UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

INSTITUTO DE FISICA DE SÃO CARLOS

INSTITUTO DE QUIMICA DE SÃO CARLOS

ARISTIDES RODRIGUES MATTAR JÚNIOR

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA Cu-Ni-Mo NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA AUSTEMPERABILIDADE DO ADI.

São Carlos

2009

ARISTIDES RODRIGUES MATTAR JÚNIOR

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA Cu-Ni-Mo NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E NA AUSTEMPERABILIDADE DO ADI.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do titulo de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti

São Carlos

2009

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Declaro que as correções realizadas em minha dissertação de Mestrado intitulada "Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI" são de minha inteira responsabilidade.

Ficha catalográfica elaborada pelo Serviço de Biblioteca e Informação IFSC/USP

Mattar Junior, Aristides Rodrigues
Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI/Aristides Rodrigues Mattar Junior; orientador Luiz Carlos Casteletti -- São Carlos, 2009.
142 p.

Dissertação (Mestrado – Programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais) – Escola de Engenharia de São Carlos, Instituto de Física de São Carlos, Instituto de Química de São Carlos da Universidade de São Paulo

1.Ferro fundido nodular austemperado (ADI). 2. Austêmpera. 3. Austemperabilidade. 4. Ausferrita.5. Propriedades mecânicas. I. Título.

DEDICATÓRIA

Em primeiro lugar a Deus, onipotente, onipresente e onisciente; o autor da vida, a quem eu devo toda honra e toda glória.

Aos meus pais, Aristides e Eunice, pelo carinho, pela minha educação e formação de meu caráter.

À minha esposa Jaqueline, pelo amor, dedicação e apoio em tudo que faço.

Às minhas filhas, Tainá Caroline e Giovana Caroline, fontes propulsora de minha vida.

Aos meus irmãos Jamil, Emília Cristina, José Ricardo e Adélia Cristina pela amizade verdadeira e apoio moral na realização deste trabalho.

Á minha avó Adélia, pela lição de vida.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti, pela orientação, paciência, dedicação e por acreditar na realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Ovídio R. Crnkovic, pela amizade, auxílio e incentivo na realização deste trabalho.

Aos amigos Benedito Miguel A. Miranda, Pablo Ferreira e Jair Basso, pelo apoio moral e por contribuírem grandemente na fabricação dos corpos de prova para realização dos ensaios.

À empresa TGM Transmissões, que me deu oportunidade e disponibilidade para realizar este trabalho, em especial ao Eng. José Paulo Figueiredo e Eng. Hercílio Malinowsky.

À Fundição do Grupo Reunidas Colombo (FUCOL) pelo material fornecido para realização dos ensaios, em especial ao Eng. José Alves.

Aos meus colegas Eliezer (Tico), Frederico Augusto Pires Fernandes, Danilo Borges, Gustavo Takeya, Stênio Cristaldo Heck e Ricardo Pereira pela cooperação na realização dos ensaios.

À minha prima Daniela G. Mattar pelo apoio moral.

A todos aqueles que colaboraram direta e indiretamente na realização deste trabalho.

Perguntaram ao DALAI LAMA ...

_ “O que mais te surpreende na Humanidade?”

E ele respondeu:

_ “Os homens...Porque perdem a saúde para juntar dinheiro, depois perdem dinheiro para recuperar a saúde.

E por pensarem ansiosamente no futuro, esquecem do presente de tal forma que acabam por não viver nem o presente nem o futuro.

E vivem como se nunca fossem morrer ... e morrem como se nunca tivessem vivido”.

RESUMO

O ADI constitui-se no desenvolvimento mais recente na família dos ferros fundidos nodulares. Com o tratamento de austêmpera, consegue-se produzir uma microestrutura única, constituída de ferrita acicular e austenita estável rica em carbono, a ausferrita, proporcionando alta resistência mecânica aliada à ductilidade e tenacidade, além de boa resistência à fadiga e ao desgaste. Neste trabalho estudou-se o efeito dos elementos de liga Cu, Ni e Mo nas propriedades mecânicas e austemperabilidade do ADI. Foram produzidas barras cilíndricas de ferros fundidos nodulares nos diâmetros de Ø2”, Ø3” e Ø4” ligadas com Cu, Cu-Ni, Cu-Ni-Mo respectivamente. Os corpos de prova utilizados nos ensaios de tração, impacto e microdesgaste foram retirados a meio-raio das barras. Posteriormente, cada conjunto de corpo de prova foi austenitizado a 890˚C durante 2 horas, sendo em seguida submetido a uma condição de tratamento de austêmpera específica, combinando temperaturas de austêmpera de 300 e 360˚C e tempos de 1, 2, 3 e 4 horas. Realizou-se análises microestruturais ópticas e por microscopia eletrônica de varredura para correlacionar propriedades mecânicas com a microestrutura. Na análise de austemperabilidade, as barras cilíndricas foram austemperadas para verificar a variação de microestrutura em função do raio da barra. Verificou-se que a temperatura de austêmpera exerce forte influência na microestrutura do ADI e consequentemente nas propriedades de tração, ductilidade, tenacidade e resistência ao desgaste. Nos tratamentos a 300˚C obteve-se uma microestrutura mais refinada, com maior quantidade de ferrita acicular, responsável pela maior resistência mecânica e resistência ao desgaste; enquanto que no tratamento realizado a 360˚C obteve-se uma microestrutura mais grosseira, com maior quantidade de austenita estável, responsável pela melhor ductilidade e tenacidade. Nos tempos de austêmpera analisados, não ocorreram variações significativas nas

microestruturas e propriedades mecânicas. A resistência mecânica e a tenacidade decresceram com a adição de Mo, provavelmente devido à segregação deste elemento, mas a resistência ao desgaste a seco e a austemperabilidade foram mais efetivas em comparação com ligas contendo Cu e Cu-Ni. No ensaio de desgaste usando-se lubrificante, o ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 360˚C apresentou uma resistência ao desgaste um pouco inferior a de um aço 17CrNiMo6 cementado.

Palavras-chave: Ferro fundido nodular austemperado (ADI). Austêmpera. Austemperabilidade. Ausferrita. Propriedades mecânicas. Resistência ao desgaste. Elementos de liga.

ABSTRACT

The ADI is the most recent development in the nodular iron family. With the austempering treatment, a unique microstructure, consisting of acicular bainite ferrite and stable austenite rich in carbon, named ausferrite is produced. This microstructure provides high mechanical strength combined with ductility, toughness and good fatigue and wear resistances. In this work, the effect of alloying elements Cu, Ni and Mo on the mechanical properties and austemperability of the ADI were studied. To conduct these studies, cylindrical bars with diameters of Ø2", Ø3" and Ø4" were cast with Cu, Cu-Ni and Cu-Ni-Mo alloying, respectively. The samples were then manufactured by removing specimens from the bar mid-radius position. Subsequently, each set of the samples was austenitized at 890˚C for 2 hours, and then subjected different conditions of austempering treatment. These treatments were developed by combining austempering temperatures of 300 and 360˚C with austempering times of 1, 2, 3 and 4 hours. Microstructural analysis was carried out using optical and scanning electron microscopy to correlate mechanical properties with the microstructure. In the austemperability analysis, cylindrical bars were austempered (at 360˚C for 3 hours) to correlate microstructure and radius. The experimental results showed that the austempering temperature exerts strong influence on the ADI´s microstructure and consequently on the mechanical properties. The austempering temperature of 300˚C produced the best results, a refined microstructure, with a greater amount of acicular ferrite, responsible for greater strength and wear resistance. The austempering temperature of 360˚C produced a coarse microstructure, with larger amount of austenite and responsible for better ductility and toughness. The austempering times used in this work did not produce significant variations in the properties and microstructures. Regarding alloying elements, the mechanical strength and

toughness decreased with the addition of Mo, probably due to the segregation of this element, but the wear resistance and austemperability were more effective when compared with the alloys containing Cu and Cu-Ni. In the lubricated wear test, the ADI alloyed with Cu-Ni and austempered at 360˚C presented a wear resistance only a fraction lower than a cemented 17CrNiMo6 steel.

Keywords: Austempered Ductile Iron (ADI), Austempering, Austemperability, Ausferrite, Mechanical Properties, Wear Resistance, Alloy elements.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama de Equilíbrio Fe-C 28

Figura 2. Diagrama de fases do Fe-C para ferros fundidos comerciais mostrando as microestruturas resultantes de vários tipos de tratamento térmico ... 31

Figura 3. Secção próxima ao ponto eutético no Diagrama de Equilíbrio Fe-C 32

Figura 4. Influência do Silício e do Cromo na temperatura de equilíbrio dos eutéticos 33

Figura 5. Esquema de uma curva típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares 36

Figura 6. Variação do número de Nódulos de Grafita com o Carbono Equivalente para técnicas simples de inoculação com 0,25; 0,50 e 0,75% de Fe-Si 38

Figura 7. Panela para tratamento de nodularização – Processo Tundish Cover 39

Figura 8. Representação esquemática do crescimento de placas de ferrita (fase α) a partir do contorno de grão (CG) na fase austenita (fase γ) e criação de zonas de austenita com alto teor de carbono (fase $\gamma_{\text{Alto C}}$) 44

Figura 9. Diagrama de Fase do Sistema Fe-C com 2,5% de Si mostrando a linha de contorno da reação metaestável $\gamma \Rightarrow \alpha + \gamma_{\text{alto carbono}}$ e a temperatura de início (Ms) e fim (Mf) da transformação martensítica 46

Figura 10. Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico para a obtenção do ADI 47

Figura 11. a) Resistência à Tração em função do Alongamento; e b) Tenacidade a Fratura em função do Limite de Escoamento para diferentes estruturas de matriz de Ferro Fundido Nodular 49

Figura 12. Influência da quantidade de microrrechupes no alongamento 50

Figura 13. Influência do número de nódulos de grafita no alongamento 51

Figura 14. Relação entre tamanho do nódulo (que está relacionado com o número de nódulos), imperfeição do nódulo e resistência à fadiga por flexão rotativa 52

Figura 15. Variação do número de nódulos ao longo da seção de uma barra cilíndrica fundida com 4,3%C 52

Figura 16. Representação esquemática da segregação dos elementos do grupo I (Mn e Mo) e do grupo II (Si e Ni) na microestrutura do ferro fundido nodular 54

Figura 17. Efeito do silício no limite de resistência à tração e no alongamento do ADI por uma hora nas temperaturas indicadas 59

Figura 18. Efeito do cobre sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI 63

Figura 19. Efeito do níquel sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI 65

Figura 20. Efeito do molibdênio sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI 66

Figura 21. Influência dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma estrutura austemperada, em função da temperatura de austêmpera 67

Figura 22. Diagrama esquemático mostrando o efeito da velocidade de resfriamento na reação da austenita durante o processo de austêmpera . 73

Figura 23. Gráfico esquemático da porcentagem de austenita estável de alto carbono em função do tempo de austêmpera, apresentando os Estágios I e II da reação e a Janela de Processo 77

Figura 24. Variação da quantidade de carbono dissolvido na austenita estabilizada e as respectivas tenacidade a fratura em função da temperatura de austêmpera em diferentes temperaturas de austenitização 86

Figura 25. Fluxograma representativo do Procedimento Experimental realizado ... 87

Figura 26. Representação esquemática da barra cilíndrica “fatiada” para fabricação dos corpos de prova 89

Figura 27. Dimensões dos corpos de prova de Tração, Microdesgaste e Charpy ... 90

Figura 28. Ciclo térmico do Tratamento de Austêmpera utilizado 91

Figura 29. Representação esquemática da secção central retirada da barra cilíndrica para análise de austemperabilidade através de microestrutura óptica 91

Figura 30. Foto do laboratório de análise metalográfica da SMM-São Carlos – USP 92

Figura 31. Foto da Máquina de Ensaio de Tração - SMM-São Carlos – USP 94

Figura 32. Foto da Máquina de Ensaio de Impacto - SMM-São Carlos – USP 95

Figura 33. Foto do Durômetro – SMM-São Carlos – USP 96

Figura 34. Representação esquemática do ensaio de microdesgaste com esfera presa 97

Figura 35. Esquema ilustrativo da geometria da calota formada no ensaio de microdesgaste 98

Figura 36. Foto do equipamento de ensaio de microdesgaste com esfera presa e detalhe do porta amostra com esfera presa 99

Figura 37. Fotomicrografia em três pontos diferentes das barras austemperadas - amostras polidas sem ataque químico 100

Figura 38. Microestrutura das barras no estado bruto de fundição – ataque nital 2% 103

Figura 39. ADI ligado com Cu – austemperado a 300˚C por 1 hora. Ataque nital 2% 104

Figura 40. ADI ligado com Cu – austemperado a 360˚C por 1 hora. Ataque nital 2% 104

Figura 41. ADI ligado com Cu – austemperado a 360˚C por 3 horas. Ataque nital 2% 105

Figura 42. ADI ligado com Cu-Ni – austemperado a 300˚C por 1 hora. Ataque nital 2% 105

Figura 43. ADI ligado com Cu-Ni – austemperado a 360˚C por 1 hora. Ataque nital 2% 106

Figura 44. ADI ligado com Cu-Ni – austemperado a 360˚C por 3 horas. Ataque nital 2% 106

Figura 45. ADI ligado com Cu-Ni-Mo – austemperado a 300˚C por 1 hora. Ataque nital 2% 107

Figura 46. ADI ligado com Cu-Ni-Mo – austemperados a 300˚C durante 3 horas. Regiões claras indicam segregação de elementos de liga 107

Figura 47. ADI ligado com Cu-Ni-Mo – austemperado a 360˚C por 1 hora. Ataque nital 2% 108

Figura 48. ADI ligado com Cu-Ni-Mo – austemperado a 360˚C por 3 horas. Ataque nital 2% 108

Figura 49. MEV da barra de Ø2” – ADI ligado com Cu – Mapeamento dos elementos de liga a meio-raio da barra 110

Figura 50. MEV da barra de Ø3” – ADI ligado com Cu-Ni – Mapeamento dos elementos de liga a meio-raio da barra 110

Figura 51. Fotomicrografia da amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 300˚C durante 1 hora. Análise no MEV - EDS em linha 111

Figura 52. Resultado da análise do EDS em linha - amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 300˚C durante 1 hora 112

Figura 53. Fotomicrografia da amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 360˚C durante 1 hora. Análise no MEV - EDS em linha 113

Figura 54. Resultado da análise do EDS em linha - amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 360˚C durante 1 hora 114

Figura 55. Variação da microestruturas em função do raio da barra de Ø2” – ligada com Cu, austemperada a 360˚C durante 3 horas 115

Figura 56. Variação da microestruturas em função do raio da barra de Ø3” – ligada com Cu-Ni, austemperada a 360˚C durante 3 horas 115

Figura 57. Variação da microestruturas em função do raio da barra de Ø4” – ligada com Cu-Ni-Mo, austemperada a 360˚C durante 3 horas 116

Figura 58. Aspecto das calotas obtidas no ensaio de microdesgaste - ADI e Fofo –distância percorrida de 838 m 122

Figura 59. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu austemperado a 300˚C e no estado bruto de fundição 123

Figura 60. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu austemperado a 360˚C e no estado bruto de fundição 123

Figura 61. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 300˚C e no estado bruto de fundição 125

Figura 62. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 360˚C e no estado bruto de fundição 125

Figura 63. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu-Ni-Mo austemperado a 300˚C no estado bruto de fundição 126

Figura 64. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu-Ni-Mo austemperado a 360˚C e no estado bruto de fundição 126

Figura 65. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste comparando as três ligas de ferro fundido nodular no estado bruto de fundição 127

Figura 66. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste fixando o tempo de austêmpera de 3 horas para as três composições químicas consideradas, combinadas com as duas temperaturas de austêmpera, 300 e 360˚C 128

Figura 67. Aspecto das calotas obtidas no ensaio de microdesgaste (ADI e Aços) – distância percorrida de 838 m 129

Figura 68. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado ao Cu-Ni austemperado a 360˚C e alguns tipos de aços 130

Figura 69. Aspecto das superfícies de desgaste obtidas nos ensaios de microdesgaste com lubrificação , para distância percorrida de 838 m ... 131

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Especificação para o Ferro Fundido Nodular Austemperado - ASTM A-897M 49

Tabela 2 – Composições Químicas médias dos ferros fundidos nodulares produzidos (% em peso) 89

Tabela 3 – Avaliação morfológica da Grafita – Barra Ø2” – ADI ligado com Cu 101

Tabela 4 – Avaliação morfológica da Grafita – Barra Ø3” ADI ligado com Cu-Ni 101

Tabela 5 – Avaliação morfológica da Grafita – Barra Ø4” – ADI ligado com Cu-Ni-Mo 101

Tabela 6 – Diâmetro crítico teórico das barras austemperadas 117

Tabela 7 – Propriedades Mecânicas obtidas do ADI ligado com Cu e no estado bruto de fundição (matriz perlítica) 118

Tabela 8 – Propriedades Mecânicas obtidas do ADI ligado com Cu-Ni e no estado bruto de fundição (matriz perlítica) 118

Tabela 9 – Propriedades Mecânicas obtidas do ADI ligado com Cu-Ni-Mo e no estado bruto de fundição (matriz mista - perlita e ferrita) 119

Tabela 10 – Dureza dos aços utilizados nos ensaios de microdesgaste 129

LISTA DE SIGLAS

A	Alongamento.
ADI	Austempered Ductile Iron
AFS	American Foundry Society
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
b	Diâmetro médio da calota obtida no ensaio de micro-desgaste
C.E.	Carbono Equivalente
CG	Contorno de Grão
Dc	Diâmetro crítico da barra
d	Diâmetro médio dos nódulos de grafita
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
FDI	Ferritic Ductile Iron
Fofo	Ferro Fundido Nodular (no estado bruto de fundição)
Fofo-Cu	Ferro Fundido Nodular ligado com Cobre
Fofo-Cu-Ni	Ferro Fundido Nodular ligado com Cobre e Níquel
Fofo-Cu-Ni-Mo	Ferro Fundido Nodular ligado com Cobre, Níquel e Molibdênio
HB	Dureza Brinell
HRc	Dureza Rockwell C
HV	Dureza Vickers
I	Tenacidade ao Impacto
J	Joule
L.E.	Limite de Escoamento
L.R.	Limite de Resistência
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Ms	Início da Transformação Martensítica
Mf	Final da Transformação Martensítica
mm	milímetro
MPa	Mega Pascal
P	Perlita
PDI	Ferro Fundido Nodular com matriz Perlítica
R	Raio da esfera utilizado no ensaio de micro-desgaste

Se	Limite de Resistência à Fadiga
TEE	Temperatura de equilíbrio estável
TEM	Temperatura de equilíbrio metaestável
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação
V	Volume perdido

LISTA DE SÍMBOLOS

$C\alpha$	Teor de carbono na ferrita
$C^{o}\gamma$	Teor de carbono dissolvido na austenita na austenitização
Fe (α)	Ferrita
Fe_3C	Cementita
G_f	Grafita na forma lamelar
G_n	Grafita na forma de nódulos
G_r	Grafita na forma de rosetas
Ta	Temperatura de Austêmpera
$T\gamma$	Temperatura de Austenitização
ºC	Graus Celsius
α	Ferrita
γ	Austenita
γ_0	Austenita primária
$\gamma_{\text{Alto C}}$	Austenita estável com alto teor de carbono
Ø	Símbolo de Diâmetro
“	Símbolo de medida em polegada

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO 26

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOFRÁFICA 28

2.1 Definição e classificação dos Ferros Fundidos 28

2.2 Solidificação dos Ferros Fundidos Nodulares 32

2.3 Processo de elaboração dos Ferros Fundidos Nodulares 36

2.3.1 Tratamento de Inoculação 37

2.3.2 Tratamento de Nodularização 38

2.4 Tratamentos Térmicos em Ferros Fundidos 40

2.5 Tipos de Ferros Fundidos Nodulares 41

2.5.1 Ferro Fundido Nodular Ferrítico 41

2.5.2 Ferro Fundido Nodular Ferrítico-Perlítico 41

2.5.3 Ferro Fundido Nodular Perlítico 42

2.5.3.1 Ferro Fundido Nodular Martensítico 42

2.5.3.2 Ferro Fundido Nodular Austenítico 43

2.6 Ferro Fundido Nodular Austemperado 43

2.6.1 Morfologia da Grafita 51

2.6.2 Composição Química 53

2.6.2.1 Composição do ferro base 57

2.6.2.2 Elementos de liga 61

2.6.3 Variáveis do Tratamento Térmico de Austêmpera 68

2.6.3.1 Austenitização 68

2.6.3.2 Influência da velocidade de resfriamento 72

2.6.3.3 Temperatura e Tempo de Austêmpera 74

2.6.4 Influência da Microestrutura nas Propriedades Mecânicas 78

2.6.4.1 Resistência a Tração, Alongamento, Dureza e Tenacidade ao Impacto 78

2.6.4.2 Resistência ao Desgaste 79

2.6.4.3 Resistência à Fadiga 83

2.6.4.4 Tenacidade à Fratura 85

CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS 87

3.1 Análise Microestrutural 92

3.2 Ensaio de Tração 94

3.3 Ensaio de Impacto – Charpy 95

3.4 Ensaio de Dureza 96

3.5 Ensaio de Microdesgaste 97

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES 100

4.1 Análise Microestrutural 100

4.1.1 Avaliação Morfológica da Grafita e microestrutura no estado bruto de fundição 100

4.1.2 Microestrutura ópticas dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados 104

4.1.3 Microestrutura Eletrônica de Varredura – MEV 109

4.1.4 Microestrutura das barras austemperadas para análise de Austemperabilidade 115

4.2 Resultados dos Ensaios de Tração, Dureza e Impacto (Charpy) 118

4.3 Ensaios de Microdesgaste 122

4.3.1 Ferros fundidos austemperados e no estado bruto de fundição – ensaio sem lubrificação 122

4.3.2 Aço SAE 4140 beneficiado, SAE 4140 nitretado e 17CrNiMo6 cementado – ensaio sem lubrificação 128

4.3.3 ADI-Cu-Ni austemperado a 360˚C e 17CrNiMo6 cementado – ensaio com lubrificação 131

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES 132

CAPÍTULO 6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS …….. 135

REFERÊNCIAS …….…….. 136

CAPÍTULO 1 INTRODUÇÃO

O advento do ferro fundido nodular austemperado ampliou consideravelmente as possibilidades de aplicação dos ferros fundidos, devido à sua notável resistência mecânica e ductilidade, juntamente com suas propriedades de fundição e pequena contração de solidificação, que o convertem num material de engenharia cada vez mais utilizado, impondo-se em campos até então reservados a outras ligas e métodos de conformação. O tratamento térmico de austêmpera, originalmente usado nos aços, passou a ser empregado aos ferros fundidos nodulares a partir da década de 60, sendo atualmente utilizado em vários países, principalmente nos Estados Unidos e Europa. O Ferro Fundido Nodular Austemperado é mais conhecido como ADI, abreviatura de Austempered Ductile Iron.

O ADI consiste no desenvolvimento mais recente dos ferros fundidos nodulares e apresenta algumas propriedades favoráveis, quando comparadas com as dos aços, tais como:

- baixo custo de matéria-prima para se produzir o ferro fundido nodular;
- o processo de fundição permite obter componentes com dimensões muito próximas da forma final (near net shape), com alta produção e com menor custo de equipamentos, em comparação com o forjamento, com a conseqüente e considerável redução dos custos de produção;
- flexibilidade do processo de fundição comparada com o forjamento, como por exemplo, na produção de peças com cavidades internas;
- o consumo de energia na produção de uma peça fundida e austemperada é cerca de 50% inferior ao de uma peça de aço forjado.

O grande interesse no estudo do ADI deve-se a sua notável combinação de propriedades mecânicas decorrente de uma microestrutura única, constituída de ferrita acicular e austenita estável de alto carbono, mais frequentemente denominada de ausferrita.

Com essa microestrutura particular, o ADI oferece uma boa relação resistência / peso e uma boa combinação de resistências mecânica, à fadiga e ao desgaste, ductilidade, tenacidade, capacidade de amortecimento de vibrações, boa usinabilidade em relação a aços com dureza equivalente, em conjunto com flexibilidade de projeto e baixo custo.

Com o ciclo de tratamento térmico de austêmpera, várias propriedades mecânicas podem ser obtidas com a mesma liga, variando-se as temperaturas e os tempos de austenitização e de austêmpera.

O ADI vem sendo utilizado com êxito nas indústrias automobilísticas em componentes como eixo de manivelas (ou virabrequim) e engrenagens, assim como em peças de implementos agrícolas e equipamentos para mineração, onde se requer alta resistência mecânica e resistência ao desgaste.

O **objetivo** do presente trabalho consistiu na verificação do efeito de massa e da adição de ligantes nas microestruturas, propriedades mecânicas e de desgaste de 3 composições de ADI, decorrentes de tratamentos térmicos de austêmpera em diferentes temperaturas e tempos, visando o seu uso em substituição a alguns aços tratados.

CAPÍTULO 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Definição e classificação dos Ferros Fundidos

Genericamente, os ferros fundidos formam uma classe de ligas ferrosas que possui teores de carbono acima de 2,14%; na prática, contudo, a maioria dos ferros fundidos contém entre 3,0 e 4,5%, bem como outros elementos de liga.

Analisando-se o diagrama de equilíbrio da Figura 1 para o sistema ferro-carbono nota-se que as ligas dentro dessas faixas de composições fundem-se totalmente em temperaturas consideravelmente mais baixas do que os aços, despendendo portanto, menos energia no processo.

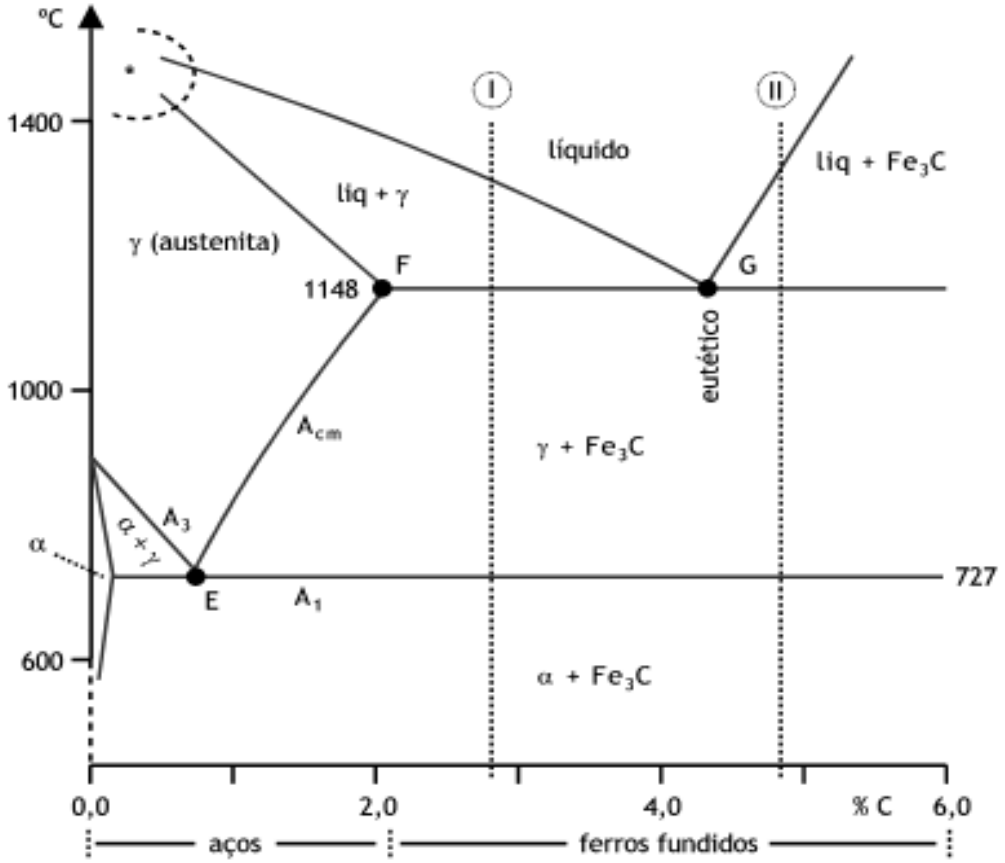


Figura 1. Diagrama de Equilíbrio Fe-C.

A cementita Fe_3C é um composto metaestável, e sob algumas circunstâncias pode se dissociar ou se decompor para formar ferrita (Feα) e grafita de acordo com a reação:

$$Fe_3C \Rightarrow 3\ Fe\ (\alpha) + C\ (grafita)$$

Essa tendência para se formar grafita, denominada grafitização, é controlada pela composição e pela taxa de resfriamento. A formação da grafita é favorecida pela presença de silício em concentrações superiores a 1%, bem como por taxas de resfriamento mais lentas durante a solidificação. Para a maioria dos ferros fundidos, o carbono existe na forma de grafita, e tanto a microestrutura quanto o comportamento mecânico dependem de suas composições e dos tratamentos térmicos.

Os tipos mais comuns de ferros fundidos são:

- *Ferro cinzento* => Os teores de carbono e silício de ferros fundidos cinzentos variam entre 2,5 – 4,0%p, e 1,0 – 3,0%p, respectivamente. A grafita existe na forma de lamelas, que são normalmente circundados por uma matriz de ferrita α ou perlita. Devido a essas lamelas de grafita, uma superfície fraturada assume uma aparência acinzentada, daí sua denominação.

Mecanicamente, o ferro fundido cinzento é comparativamente fraco e frágil quando submetido à tração, como conseqüência de sua microestrutura; as extremidades das lamelas de grafita são afinadas e pontiagudas, e servem de pontos de concentração de tensões quando uma tensão de tração externa é aplicada. Sua resistência à compressão é bem maior, característica que aliada à capacidade de amortecimento vibracional torna-se esse tipo de ferro fundido amplamente usado, principalmente em estruturas de máquinas e equipamentos submetidos a vibrações, além de serem dos materiais metálicos mais baratos que existem.

- *Ferro Nodular (dúctil)* => A adição de uma pequena quantidade de magnésio e/ou cério ao ferro fundido produz uma microestrutura e um conjunto de propriedades mecânicas muito diferentes em relação aos ferros cinzentos. A grafita se forma como nódulos. A base da matriz

que circunda essas partículas consiste de perlita ou de ferrita, dependendo da composição ou do tratamento térmico, sendo normalmente perlita no estado bruto de fusão.

As peças em ferro fundido nodular são mais resistentes e dúcteis do que o ferro fundido cinzento. O ferro fundido nodular pode alcançar resistência mecânica que se aproximam dos aços de médio carbono, embora apresente ductilidade bem menor.

- *Ferro Branco e Ferro Maleável* => Para os ferros fundidos com baixo teor de silício (menos de 1%p) e taxas de resfriamento rápidas, a maioria do carbono existe na forma de cementita em lugar de grafita. A superfície de uma fratura nessa liga apresenta uma aparência esbranquiçada, e dessa forma ela é conhecida por ferro fundido branco. Seções mais espessas podem ter somente uma camada superficial de ferro branco, que foi resfriada mais rapidamente durante o processo de fundição; tendo a formação de ferro cinzento nas regiões interiores que se resfriam mais lentamente.

Como conseqüência de grandes quantidades da fase cementita, o ferro branco é extremamente duro e também muito frágil, a ponto de ser inviável a sua usinagem. O seu uso está limitado a aplicações que necessitam de uma superfície muito dura e muito resistente à abrasão, e sem um grau elevado de ductilidade, tais como cilindros laminadores em trens de laminação. Em geral o ferro branco é utilizado como um intermediário na produção de um outro tipo de ferro fundido, o ferro maleável.

O aquecimento do ferro branco a temperaturas entre 800 e 900°C por um período de tempo prolongado e em uma atmosfera neutra, para prevenir oxidação, causa uma decomposição da cementita, formando grafita, que ocorre na forma de aglomerados ou rosetas circundadas por uma matriz de ferrita ou perlita dependendo da taxa de resfriamento.

A microestrutura é semelhante a do ferro fundido nodular, o que é responsável pela sua resistência relativamente alta e ductilidade ou maleabilidade considerável.

Aplicações típicas desse material ocorrem em engrenagens de transmissão e cárteres do diferencial para a indústria automotiva, além de flanges, conexões de tubulações e peças de válvulas para serviços marítimos, em ferrovias e outros serviços.

Na Figura 2 é mostrado o Diagrama de fases do Fe-C para ferros fundidos comerciais acompanhado das microestruturas resultantes de vários tipos de tratamentos térmicos.

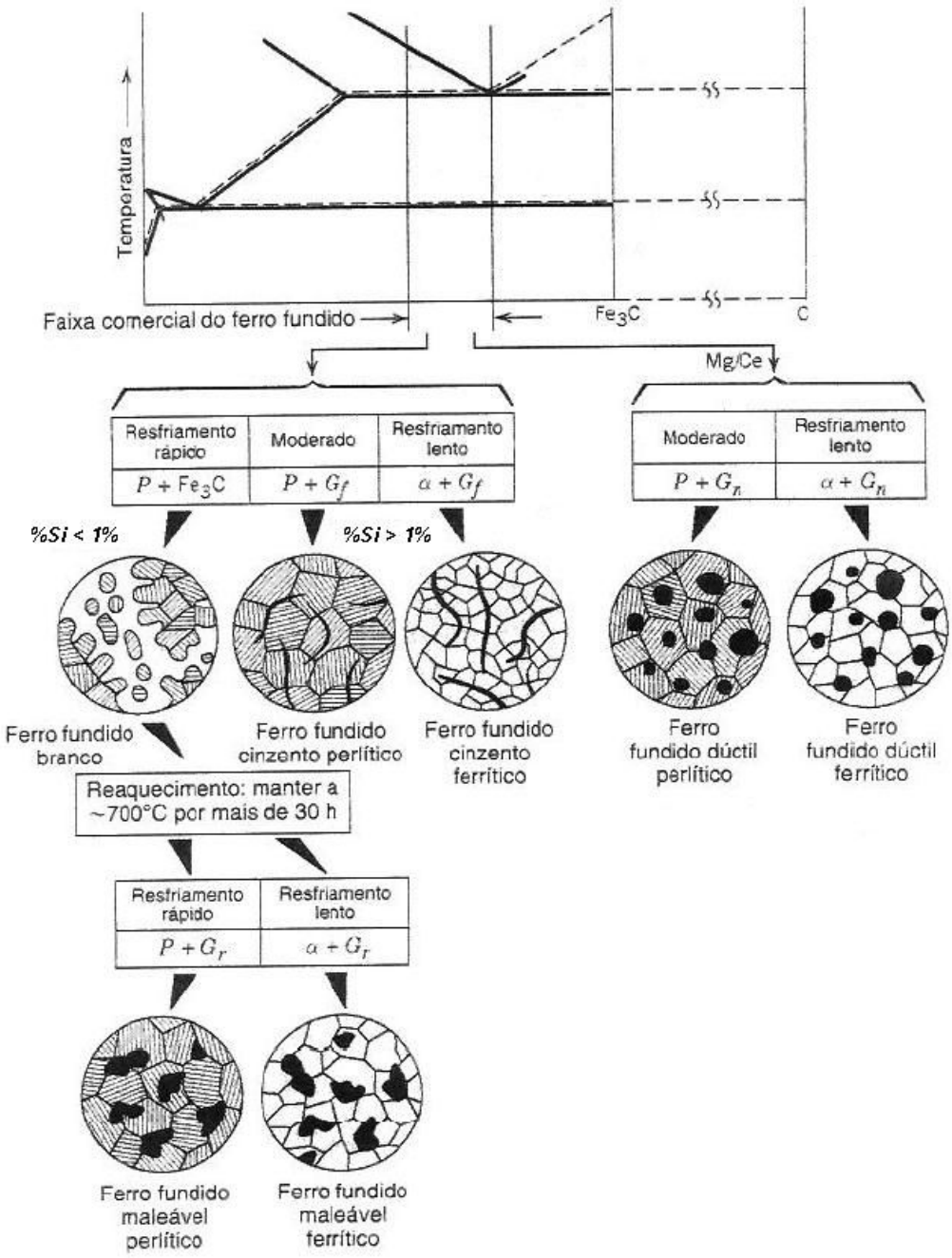


Figura 2 - Diagrama de fases do Fe-C para ferros fundidos comerciais mostrando as microestruturas resultantes de vários tipos de tratamento térmico (CALLISTER, 2002).

2.2 Solidificação dos Ferros Fundidos Nodulares (SANTOS, 1977).

O sistema Fe-C apresenta dois eutéticos provenientes da existência de dois equilíbrios: estável e metaestável. O eutético estável é formado por austenita e grafita e o metaestável é constituído por austenita e carbonetos.

O diagrama para o sistema Fe-C apresenta uma diferença de aproximadamente 6°C entre as temperaturas de equilíbrio do eutético (TEE) estável e do metaestável (TEM), como se pode observar nas seções referentes às composições próximas ao ponto eutético, apresentada esquematicamente na Figura 3 (SANTOS, 1977; LIN e HUNG, 1996).

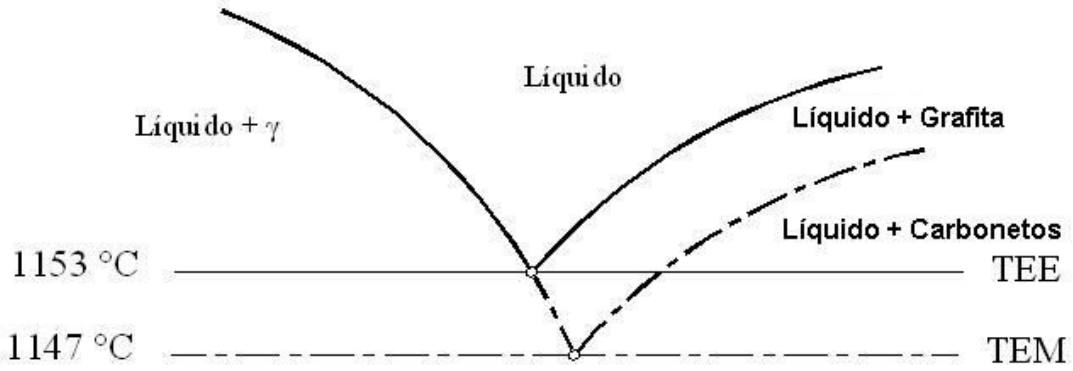


Figura 3. Secção próxima ao ponto eutético no Diagrama de Equilíbrio Fe-C.

Os ferros fundidos comerciais são basicamente ligas de Fe-C-Si, e o estudo de solidificação está ligado ao exame do diagrama ternário Fe-C-Si.

Na presença de Si, em teores de até 3% aproximadamente, as seções binárias Fe-C do diagrama ternário Fe-C-Si são similares as do diagrama binário Fe-C, sendo que a solidificação se processa de maneira análoga à das ligas puras de Fe-C. Ocorre, no entanto, uma diminuição da porcentagem de carbono do eutético e uma alteração nas linhas do diagrama que representam o equilíbrio entre as fases (PRASAD e PUTATUNDA, 2003).

Assim a diferença entre as temperaturas dos eutéticos pode ser alterada por variações da porcentagem de silício. Isso também é verificado quando se tem presença de outros elementos de liga.

Elementos como silício, alumínio, níquel e cobre, denominados grafitizantes, tem a propriedade de ampliar a faixa entre as temperaturas dos eutéticos. No entanto, elementos como o cromo, vanádio, molibdênio, manganês e tungstênio, que promovem a formação de carbonetos, tornam-se esta faixa mais estreita. Esse efeito pode ser observado esquematicamente na Figura 4.

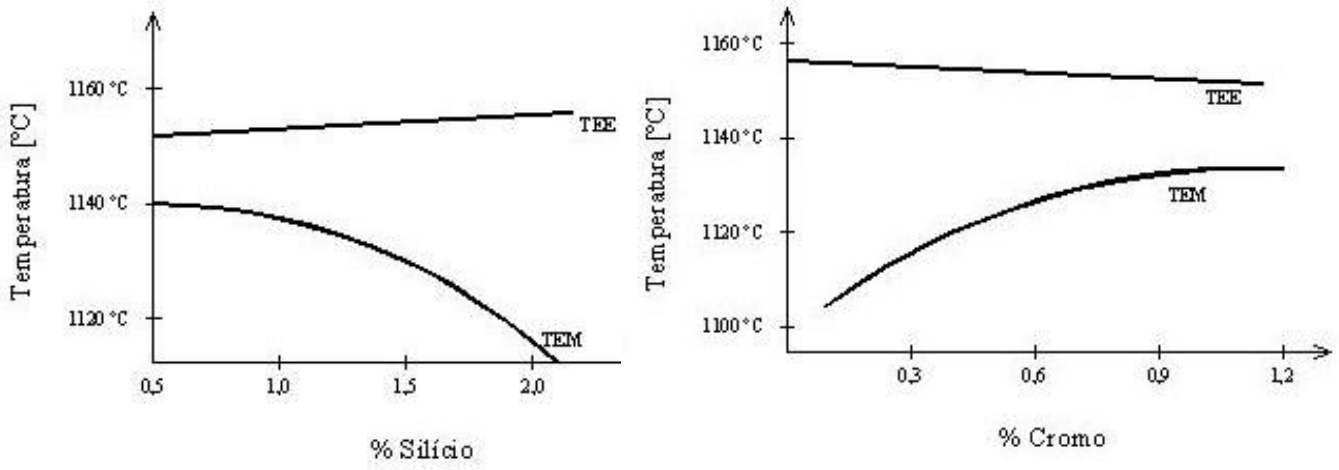


Figura 4. Influência do Silício e do Cromo na temperatura de equilíbrio dos eutéticos.

Embora a separação entre as temperaturas dos eutéticos estável e metaestável seja de apenas 6°C em ligas puras de Fe-C, esta pode exceder 35°C em ferros fundidos contendo 2% de silício.

Para levar em conta a presença de outros elementos na composição dos ferros fundidos comerciais, utiliza-se um diagrama binário em que o eixo das abscissas é representado pela variação de uma grandeza denominada “carbono equivalente” (CE).

A expressão do carbono equivalente considera não só a quantidade dos elementos químicos presentes no material, mas também o poder grafitizantes de cada um deles.

Elementos como silício e fósforo exercem grande influência no ponto eutético, deslocando-o para esquerda. Já os efeitos do manganês e do enxofre são praticamente desprezíveis.

A expressão mais utilizada para o cálculo do carbono equivalente está expressa na equação 1:

$$C.E. = \%C + \frac{\%Si}{3} + \frac{\%P}{3} \qquad \text{(Eq. 01)}$$

A porcentagem de carbono correspondente ao ponto eutético situa-se em torno de 4,26%. Todavia, costuma-se fazer-se uma aproximação, considerando-se como ferros fundidos eutéticos aqueles que possuem carbono equivalente igual a 4,3% (SANTOS, 1977; KOVACS, 1991).

A finalidade desta grandeza é de determinar a proximidade de uma liga em relação ao eutético, além da construção de um diagrama Fe-C que pode ser utilizado para entender a seqüência de solidificação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Em geral, os elementos grafitizantes elevam o carbono equivalente e os promovedores da formação de carbonetos o diminuem.

Os efeitos de carbono e do silício determinam ainda a proporção das fases austenita e grafita ou carbonetos na solidificação da liga.

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

decorrente da velocidade de extração de calor pelo molde. Os nódulos formados a partir do líquido são posteriormente encapsulados por um invólucro de austenita. O crescimento dessas células ou grão eutéticos prossegue até que todo o calor latente de solidificação seja liberado, quando a reação se completa.

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

A estrutura dos ferros fundidos nodulares hipereutéticos é diferente das anteriores, pois nestas ligas a grafita constitui-se numa fase primária. Abaixo das temperaturas *liquidus* hipereutéticas, a grafita nodular precipita-se a partir do banho que, à medida que a temperatura diminui, tem sua composição cada vez mais próxima da eutética. A reação eutética verifica-se após um determinado super-resfriamento, formando-se então nódulos de grafita, os quais são posteriormente envolvidos pela austenita. Em ferros fundidos nodulares de composição hipereutética, a exemplo que foram observados em ligas eutéticas, pode ocorrer a formação de dendritas de austenita. Isto seria decorrente da composição da peça fundida em determinadas regiões, provocadas por distribuição não uniforme dos solutos, antes de se processar a reação eutética.

Uma diferença fundamental que existe entre os nódulos observados em ligas hipereutéticas com relação aos obtidos em ligas eutéticas e hipoeutéticas, é que nas primeiras ocorrem nódulos de tamanhos bastante diferentes. Os nódulos maiores são os correspondentes

aos que se formaram entre as temperaturas de *liquidus* hipereutética e a do eutético, enquanto os menores são provenientes das reações eutéticas.

A Figura 5 apresenta esquematicamente uma curva de resfriamento típica, obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares.

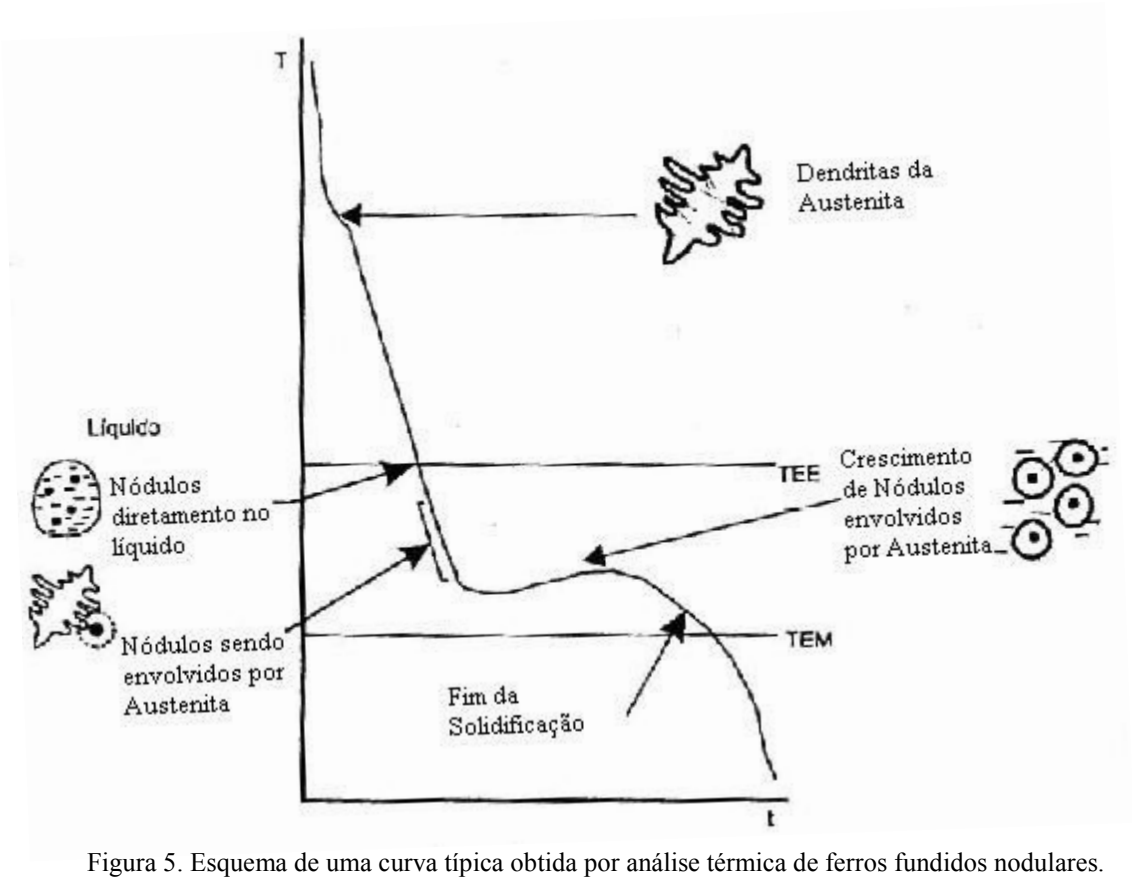


Figura 5. Esquema de uma curva típica obtida por análise térmica de ferros fundidos nodulares.

2.3 Processo de elaboração dos Ferros Fundidos Nodulares (SANTOS, 1977)

As operações mais importantes na elaboração dos ferros fundidos nodulares são os tratamentos de Inoculação e de Nodulação.

2.3.1 Tratamento de Inoculação

A inoculação de ferros fundidos é o tratamento em que se efetua a adição de compostos de função grafitizante, geralmente contendo alto teor de silício. Isto é realizado pouco antes do vazamento.

Este tratamento tem por objetivo promover a formação de grafita na solidificação dos ferros fundidos, isto é, diminuir o super-resfriamento para a solidificação e, dessa forma, minimizar a tendência ao coquilhamento.

Reação: $SiO_2 + 2C \Rightarrow Si + 2CO$

Um grande número de inoculantes de função grafitizantes é utilizado na fabricação dos ferros fundidos nodulares. O inoculante mais utilizado é ainda o Fe-Si contendo residuais de cálcio e alumínio. Os inoculantes considerados mais eficientes são os que contém zircônio, bário, estrôncio ou terra raras, notadamente o cério.

Deve-se lembrar que maiores adição de inoculantes podem aumentar a ocorrência de porosidade, microrrechupes e inclusões, provocando a formação de defeitos na peça fundida.

Quanto maior o carbono equivalente (C.E.) maior a tendência grafitizante do banho metálico. A Figura 6 mostra a variação de nódulos de grafita com o C.E. pela técnica de inoculação simples com 0,25; 0,50; e 0,75% de Fe-Si para corpos de prova de 25 mm de espessura.

Os inoculantes refinam a estrutura dos ferros fundidos, no que diz respeito às dendritas de austenita e/ou células eutéticas, e possibilitam a obtenção de estruturas predominantemente

perlíticas e isentas de carbonetos eutéticos, podendo promover uma elevação das propriedades mecânicas do material.

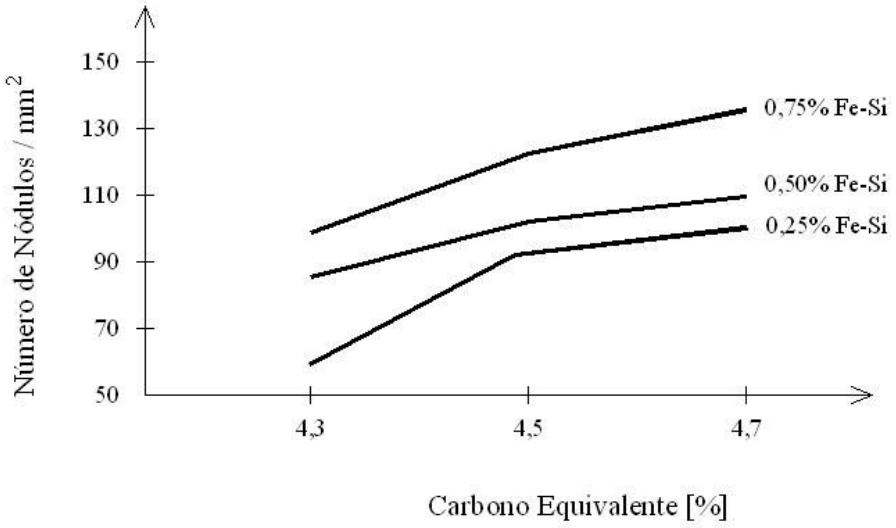


Figura 6. Variação do número de Nódulos de Grafita com o Carbono Equivalente para técnicas simples de inoculação com 0,25; 0,50 e 0,75% de Fe-Si.

2.3.2 Tratamento de Nodularização

Outros elementos além do magnésio e do cério também podem promover a formação de nódulos de grafita em ligas Fe-Si-C, entre os quais: cálcio, lítio, bismuto, sódio, potássio, selênio, bário, estrôncio, zinco, escândio, samário, neodímio, lantânio, alumínio, silício, ítrio e telúrio. Entretanto nem todos os elementos mencionados resultam na obtenção de grafita em nódulos, em condições industriais.

Deve-se destacar ainda a possibilidade de se obter nódulos de grafita em ligas de Fe-Si-C sem a adição de elementos nodulizantes. Nestes casos a grafita esferoidal pode ser obtida empregando-se elevadas velocidades de resfriamento (SANTOS,1976).

Temperaturas de vazamento mais baixas permitem um esfriamento mais rápido durante a solidificação, o que eventualmente, influi favoravelmente na fabricação de peças

espessas de ferro fundido nodular. Recomenda-se temperaturas de vazamento inferiores a 1400ºC, podendo-se vazar até 1345ºC, desde que o esfriamento até esta temperatura seja rápido.

O carbono equivalente (CE) deve ser mantido tão alto quanto possível, sem que ocorra flutuação da grafita. Assim, obtêm-se maiores porcentagens de nódulos perfeitos, e melhor distribuição de elementos que segregam durante a solidificação, evitando-se desta maneira, a formação de carbonetos e a própria degenerescência da grafita esferoidal. No caso de ligas hipereutéticas, de CE maior que 4,40%, recomenda-se a utilização de maiores teores de silício e porcentagem de carbono menor, para se diminuir a flutuação da grafita.

A Figura 7 mostra um exemplo de panela de tratamento de nodularização referente ao processo "Tundish Cover" que é muito utilizado nas indústrias de fundição.

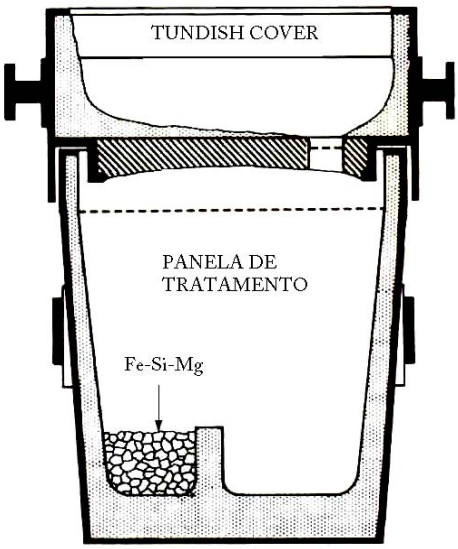


Figura 7. Panela para tratamento de nodularização – Processo Tundish Cover.

2.4 Tratamentos Térmicos em Ferros Fundidos

O objetivo principal dos tratamentos térmicos realizados em ferros fundidos é o atendimento às especificações, tanto no que se refere à microestrutura como às propriedades mecânicas. Para tal fim, os ferros fundidos podem ser submetidos a diversos tratamentos térmicos de modo a se atender as seguintes especificações:

- alívio de tensões provocadas pela solidificação;
- obtenção de maior ductilidade e melhor usinabilidade;
- endurecimento e melhoramento das propriedades mecânicas;
- decomposição de carbonetos

Pode-se, de acordo com as propriedades desejadas, serem utilizados os seguintes tratamentos térmicos: recozimento, alívio de tensões, normalização, têmpera e revenimento, austêmpera, martêmpera e endurecimento superficial.

Na especificação de cada tratamento a ser executado, leva-se em conta a influência fundamental da composição química base e da presença de elementos de liga, assim como a microestrutura existente, uma vez que esta determina a escolha dos parâmetros de operação, ou seja, o tempo e as temperaturas de tratamento. A composição química dos ferros fundidos deve ser determinada "a priori", quando se pretende elevar suas propriedades mecânicas através dos tratamentos térmicos.

2.5 Tipos de Ferros Fundidos Nodulares

Os diversos tipos de ferros fundidos nodulares são descritos e designados de acordo com o nome da matriz predominante, responsável pelas propriedades mecânicas.

2.5.1 Ferro Fundido Nodular Ferrítico

Suas microestruturas são constituídas de nódulos de grafita numa matriz ferrítica, com características peculiares de alta permeabilidade magnética e alta tenacidade. Pode ser utilizado no estado "bruto de fusão", mas recomenda-se o tratamento térmico de recozimento para garantir máxima ductilidade e tenacidade a baixas temperaturas.

2.5.2 Ferro Fundido Nodular Ferrítico-Perlítico

São os mais comuns e normalmente utilizados na condição bruta de fusão. Os nódulos de grafita estão distribuídos numa matriz contendo ferrita e perlita. Geralmente apresentam uma pequena porcentagem de ferrita ao redor dos nódulos de grafita; suas propriedades são intermediárias entre os tipos totalmente ferríticos ou perlíticos, com boa usinabilidade e baixo custo de produção.

2.5.3 Ferro Fundido Nodular Perlítico

Suas microestruturas são constituídas de nódulos de grafita numa matriz perlítica, conhecida também como “olho de boi” (GARIN J. L. e MANNHEIM R. L., 2003). Resultam em um ferro fundido com alta resistência a tração, boa resistência ao desgaste, com ductilidade e resistência ao impacto moderadas (GUESSER e HILÁRIO, 2000). Esta matriz proporciona uma elevada temperabilidade, permitindo tratamentos térmicos como normalização, têmpera, austêmpera e têmpera superficial, obtendo-se assim, uma ampla faixa de combinações de propriedades mecânicas. Sua usinabilidade é superior aos dos aços de propriedades mecânicas semelhantes, possui limite de resistência à tração e escoamento similares aos aços AISI 1045 laminados a quente, na condição bruta de fusão. Devido ao seu baixo custo, a obtenção de nodulares perlíticos no estado bruto de fusão tem sido cada vez mais utilizada.

Por meio de tratamentos térmicos e/ou adições de elementos de liga, os ferros fundidos nodulares ferríticos-perlíticos ou perlíticos podem ser transformados em outros tipos de nodulares, descritos a seguir:

2.5.3.1 Ferro Fundido Nodular Martensítico

Este tipo de ferro fundido nodular é obtido com adições representativas de elementos de liga que impedem a formação da perlita e deslocam a curva tempo-temperatura-transformação (TTT) para a direita, o que facilita os tratamentos térmico de têmpera. A matriz

de martensita revenida resultante possui elevada resistência à tração e ao desgaste, porém com baixa ductilidade e tenacidade.

2.5.3.2 Ferro Fundido Nodular Austenítico

É obtido por meio da adição de elementos de liga (Cr e Ni) e aumento da velocidade de resfriamento. Apresentam matriz austenítica à temperatura ambiente e possuem boa resistência à oxidação, características magnéticas e resistência à tração, além de estabilidade dimensional a temperaturas elevadas.

2.6 Ferro Fundido Nodular Austemperado

O Ferro Fundido Nodular Austemperado, também conhecido como ADI (Austempered Ductile Iron), é o tipo mais recente a integrar a família dos ferros fundidos nodulares. Produzido por meio do processo de tratamento térmico de austêmpera, realizada na faixa de 230 a 400ºC, geralmente em ferros fundidos nodulares de matriz perlítica. Entre todas as classes de nodulares, os austemperados são os que apresentam a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade, resistência à fadiga e resistência ao desgaste.

A matriz apresentada pelo ferro nodular austemperado é única e não tem nome aceito universalmente. Alguns autores denominam-na de bainita, outros de pró-bainita, mas a denominação que teve maior aceitação foi a de “ausferrita”, sugerida por Kovacs. Segundo

Kovacs, o nome ausferrita já indica que a estrutura consiste em austenita e ferrita. Para ele a ausferrita é frequentemente e erroneamente chamada de bainita, porque, visualmente são parecidas, e ambas se formam às mesmas temperaturas. Quando a ausferrita foi observada pela primeira vez nos ferros fundidos, pensou-se que seria a bainita, como nos aços, e por isso muitos artigos e patentes relacionados com o nodular austemperado denominaram a estrutura de bainita.

Em ferros fundidos nodulares devido à alta concentração de carbono e silício, o estado de transformação da austenita durante o processo de austêmpera difere do processo observado nos aços. A Figura 8 apresenta esquematicamente a transformação ocorrida durante a austêmpera. Placas individuais de ferrita, separadas por uma fina camada de austenita saturada de carbono, nucleiam e crescem a partir do contorno de grão austenítico. À medida que a reação ocorre, a difusão de carbono na fronteira das placas de ferrita torna-se mais difícil devido à saturação e o crescimento cessa (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; PUTATUNDA; AMBOOKEN; PULLUM, 2007).

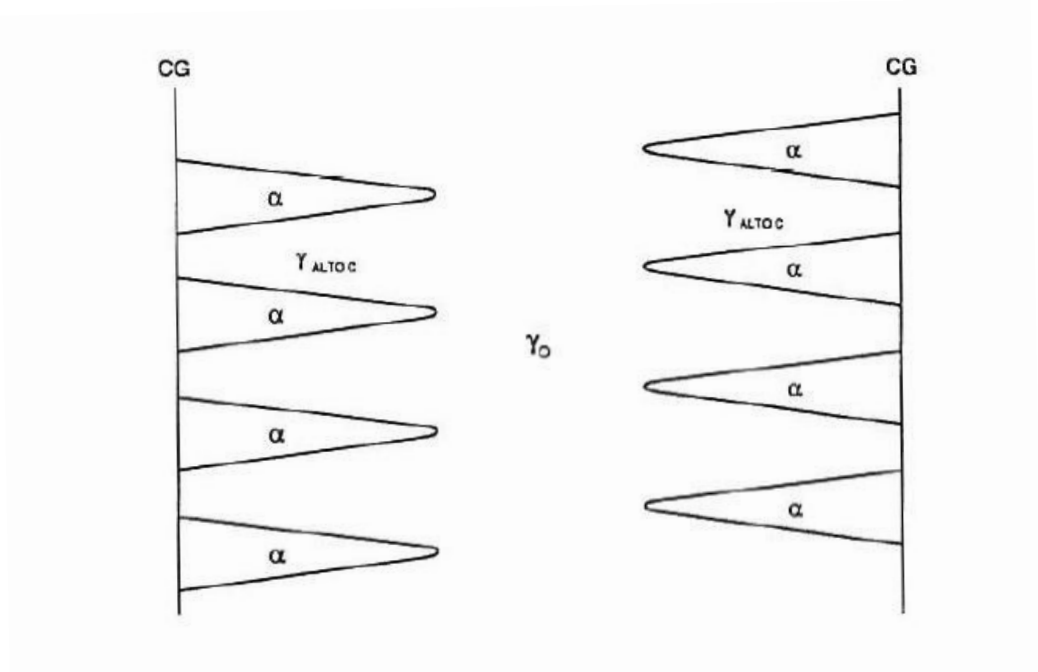


Figura 8. Representação esquemática do crescimento de placas de ferrita (fase α) a partir do contorno de grão (CG) na fase austenita (fase γ) e criação de zonas de austenita com alto teor de carbono (fase γ Alto C).

Como a quantidade de carbono na austenita é relativamente elevado, maior que 1,5%, a austenita torna-se estável a temperatura ambiente e consequentemente a microestrutura resultante consiste de ferrita acicular e austenita estável, com alto teor de carbono. Esta é a microestrutura desejada para o ADI, devendo ser livre de perlita, carbonetos bainíticos e martensita. Isto consiste no Estágio I da reação.

Se o tratamento de austêmpera for realizado durante longos tempos, surge o Estágio II da reação, em que a austenita de alto carbono decompõem-se em ferrita e carbonetos, do tipo ε (PUTATUNDA, 2001). Esta estrutura é indesejável porque o material torna-se frágil devido a presença de carbonetos.

As melhores propriedades mecânicas do ADI surgem ao final do estágio I da reação, mas antes de se iniciar o estágio II. Este intervalo entre a conclusão do estágio I e o início do estágio II denomina-se "Janela de Processo" (PRASAD e PUTATUNDA, 1997; HAMID e ELLIOTT, 1996).

Portanto, nos ferros fundidos nodulares a reação de austêmpera não ocorre como nos aços. Enquanto nos aços a reação ocorre em um único estágio, isto é, a austenita (γ) é transformada em ferrita (α) e carbonetos, nos ferros fundidos ela ocorre em dois estágios: (PUTATUNDA; AMBOOKEN; PULLUM, 2007; GARIN; MANNHEIM, 2003; AHMADABADI; GHASEMI; OSIA, 1999; BAHMANI; ELLIOTT, 1997; MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998):

- Estágio I: $\gamma_0 \Rightarrow \alpha + \gamma_{\text{alto carbono}}$ (ausferrita)
- Estágio II: $\gamma_{\text{alto carbono}} \Rightarrow \alpha$ + carbonetos (bainita)

Sendo: γ_0 a austenita primária e $\gamma_{\text{alto carbono}}$, a austenita estável enriquecida por carbono.

A ausferrita e bainita são constituintes completamente distintos, pois a ausferrita é composta de ferrita acicular e austenita estável com alto teor de carbono, enquanto a bainita é formada uma fina dispersão de carbonetos em uma matriz ferrítica (LIN; HUNG, 1996; PUTATUNDA; GADICHERIA, 2000; BADESHIA, 2001; CAKIR et al., 2005, SPEER, et al., 2004).

A Figura 9 apresenta uma seção do diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C-Si, evidenciando as linhas de contorno da reação metaestável $\gamma \Rightarrow \alpha + \gamma_{\text{alto carbono}}$ que ocorre no processo de austêmpera, e as temperaturas de início e fim da transformação $\gamma \Rightarrow$ martensita, em função do teor de carbono. Por meio deste gráfico é possível estimar o teor de carbono da austenita de alto carbono ($C\gamma_{\text{alto carbono}}$) decorrente da austêmpera, realizada à temperatura de austêmpera Ta. Observa-se que o teor de carbono da austenita, ao final da transformação de austêmpera à temperatura Ta é superior a 2%. Nestas condições, a austenita é termicamente estável, pois a temperatura de início de transformação martensítica (Ms) está abaixo da temperatura ambiente, podendo chegar até temperaturas inferiores a -100ºC. Este alto teor de carbono também propicia estabilidade mecânica à austenita.

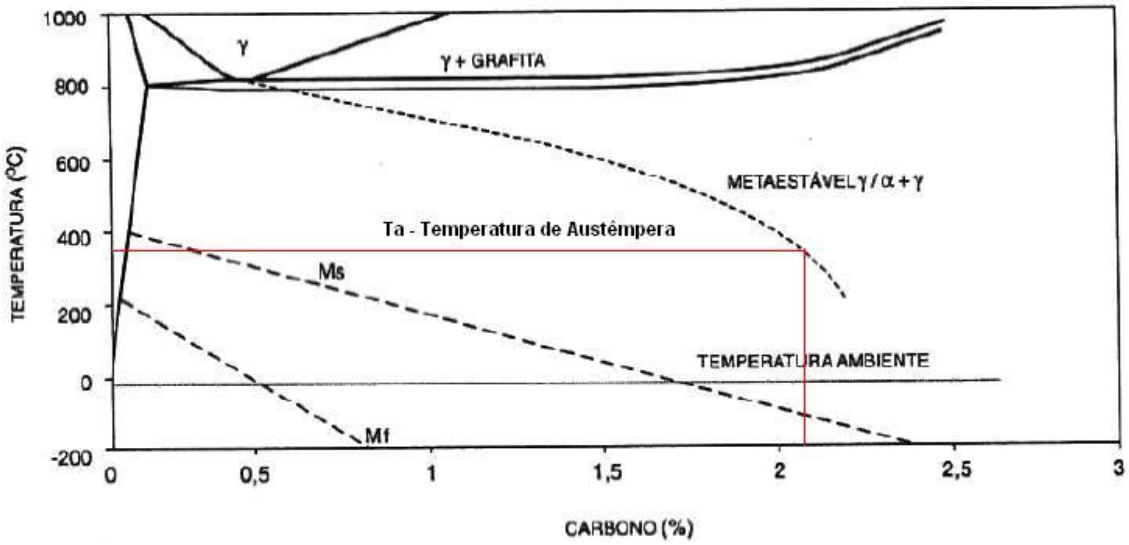


Figura 9. Diagrama de Fase do Sistema Fe-C com 2,5% de Si mostrando a linha de contorno da reação metaestável $\gamma \Rightarrow \alpha + \gamma$ alto carbono e a temperatura de início (Ms) e fim (Mf) da transformação martensítica (DIAS, 2001).

O ciclo de tratamento térmico, representado na Figura 10, para o caso do ADI é realizado da seguinte forma (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; OLIVERA et al., 2006):

- Inicialmente a peça é aquecida à temperatura de austenitização, usualmente entre 825 e 950ºC, permanecendo nessa temperatura durante 1 a 3 horas, dependendo do tamanho da peça em questão. Durante esse tempo a austenita torna-se saturada de carbono (A-B-C).

- Em seguida a peça é resfriada rapidamente com velocidade suficiente para evitar a formação de perlita até a temperatura de austêmpera desejada, que pode variar de 230 à 400ºC (C-D), e permanece nesta temperatura por um tempo que pode variar entre 0,5 a 4 horas (D-E).

- Finalmente a peça é resfriada até a temperatura ambiente antes do início da reação da bainita (estágio II), resultando numa microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao teor em carbono (E-F).

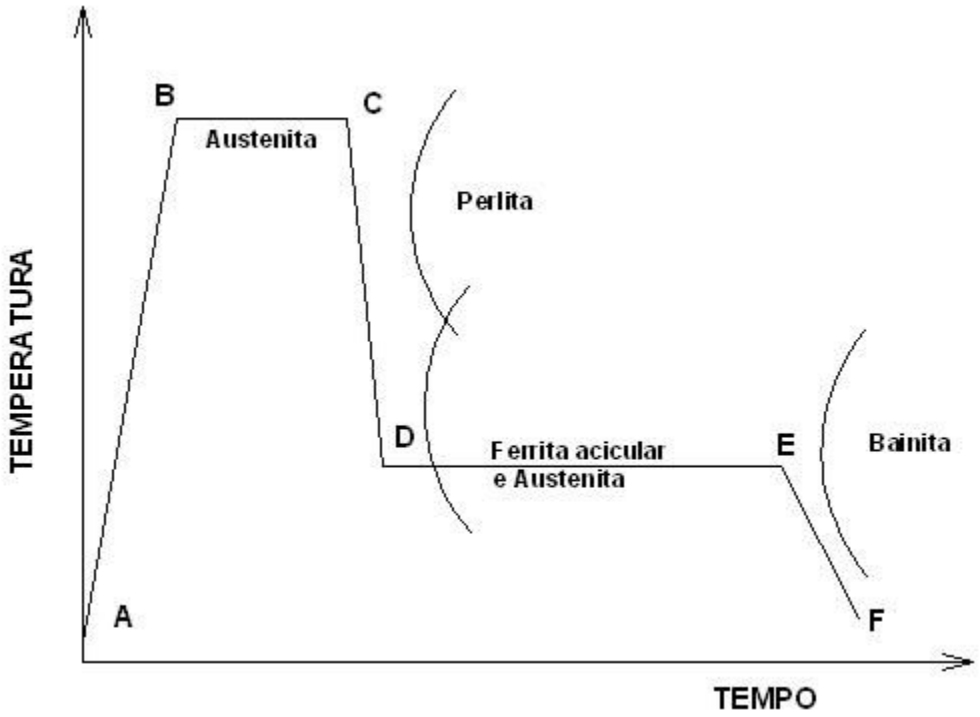


Figura 10. Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico para a obtenção do ADI.

Com este ciclo de tratamento térmico, várias propriedades mecânicas podem ser alteradas para a mesma liga, variando-se as temperaturas e os tempos de austêmpera (HAMID; ELLIOTT, 1996).

A austenitização e a austêmpera são geralmente realizadas em banho de sal para evitar a oxidação da peça (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

A composição química do ferro fundido nodular austemperado é similar a do ferro fundido nodular convencional. Peças com maiores espessuras são fabricadas com a introdução de elementos como Cu, Ni e Mo individualmente ou combinados. Esses elementos são adicionados para aumentar a austemperabilidade da liga, ou seja, evitar a formação de perlita durante o resfriamento da temperatura de austenitização até a temperatura de austêmpera (PUTATUNDA, 2001; HAMID; ELLIOTT, 1997; KIM et al., 2007).

As propriedades mecânicas especificadas para o ferro fundido nodular austemperado são as obtidas por ensaio de tração (limites de resistência, escoamento e alongamento), ensaio de dureza e impacto. A inclusão do ensaio de impacto se justifica, pois estão bem estabelecidos nas literaturas que a tenacidade e a ductilidade são os mais sensíveis indicadores da qualidade do processo de obtenção da peça fundida e do tratamento térmico (CHRIST; ROBERT, 1991). Além disso, a energia absorvida no ensaio de impacto diminui drasticamente quando o Estagio II da reação de austêmpera é atingido.

A Tabela 1 mostra as propriedades mecânicas do ADI segundo a Norma ASTM A-897M-06, e a Figura 11 compara a resistência à tração e a tenacidade ao impacto do ADI com outros tipos de matrizes de ferros fundidos nodulares, mostrando a superioridade da matriz ausferrítica em relação às demais.

Tabela 1 – Especificação para o Ferro Fundido Nodular Austemperado - ASTM A-897M - 06.

Grau	Propriedades mínimas especificadas				Dureza
	L.R. [MPa]	L.E. [MPa]	A [%]	I [J]	[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	20	402 – 512

L.R. – Limite de Resistência.

L.E. – Limite de Escoamento.

A – Alongamento.

I – Resistência ao Impacto.

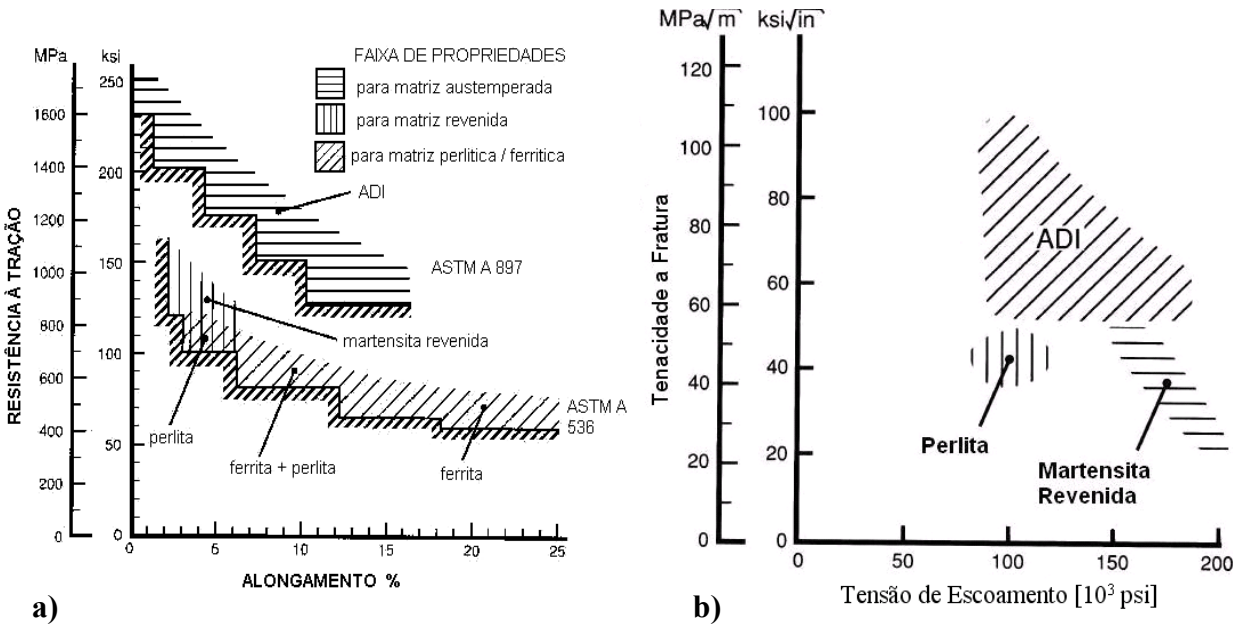


Figura 11 - a) Resistência à Tração em função do Alongamento; e b) Tenacidade a Fratura em função do Limite de Escoamento para diferentes estruturas de matriz de Ferro Fundido Nodular.

Os parâmetros para produzir um ferro fundido nodular austemperado de qualidade são os mesmos para produzir um ferro fundido nodular convencional. A peça deve ser adequadamente vazada e alimentada com um metal líquido corretamente elaborado e tratado

com técnicas de inoculação e nodulação efetivas e consistentes para minimizar o aparecimento de defeitos superficiais. A peça deve ser livre de inclusões não-metálicas e microrrechupes. Carbonetos, microrrechupes e cavidades devidas a gases reduzem drasticamente a tenacidade do material, por isso devem ser evitadas a todo custo. O nível máximo de carbonetos e inclusões não-metálicas não deve ultrapassar 0,5% e o volume máximo de porosidade e/ou microrrechupes deve ser inferior a 1% (DIAS, 2001).

A Figura 12 mostra o efeito da quantidade de microrrechupes no alongamento de um ferro fundido nodular austemperado.

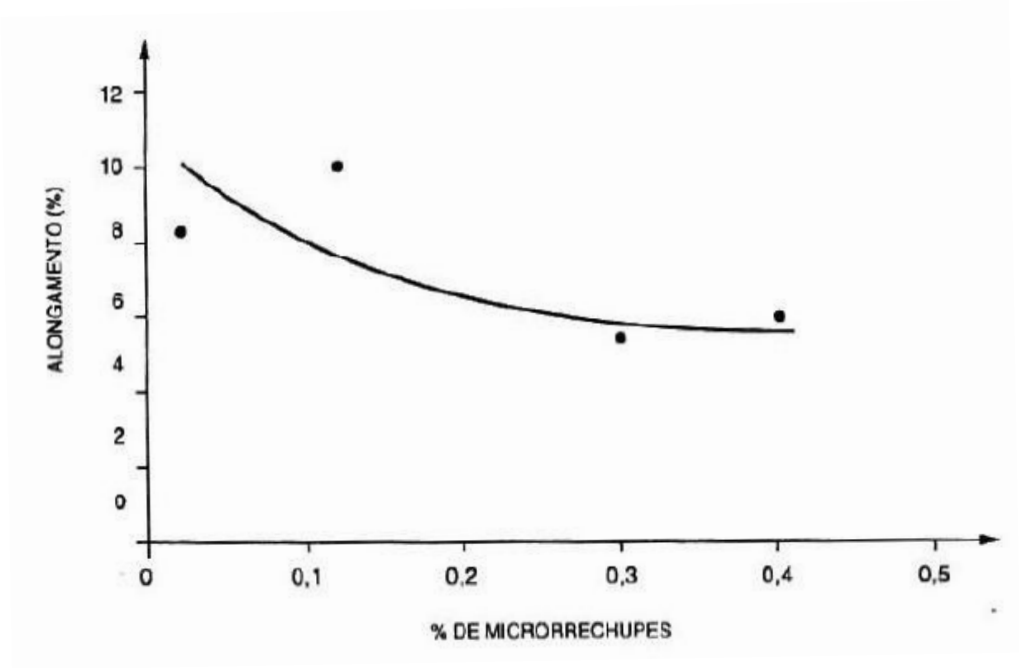


Figura 12. Influência da quantidade de microrrechupes no alongamento.

O termo ausferrita será usado neste trabalho para denominar a estrutura do ADI, composta unicamente por ferrita acicular e austenita estável com alto teor de carbono, sendo subdivida em ausferrita superior (para temperaturas de austêmpera maior que 330˚C) e ausferrita inferior (para temperaturas de austêmpera menor que 330˚C).

2.6.1 Morfologia da Grafita

Nos ADI, as propriedades mecânicas são proporcionais à morfologia da grafita, isto é, a forma, o tamanho e a distribuição da grafita.

A qualidade do fundido depende da alta quantidade de nódulos de grafita, controlados principalmente pelo processo de inoculação e limites de segregação química durante a solidificação, assegurando a estrutura homogênea dos componentes. Também a grafita nodular deve ser a mais esférica possível, já que partículas de grafita com formatos irregulares aumentam a concentração de tensão, reduzindo a resistência a fadiga e ao impacto (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; BAHMANI; ELLIOTT, 1997; LIN; LAI; SHIH, 1996).

Recomenda-se para as peças em nodular austemperado o seguinte:

- número de nódulos por $mm^2 > 150$
- grau de nodularização > 85%

A Figura 13 mostra a influência do número de nódulos de grafita no alongamento do ferro fundido nodular austemperado. A partir de 150 nódulos por mm^2 o alongamento aumenta-se significativamente.

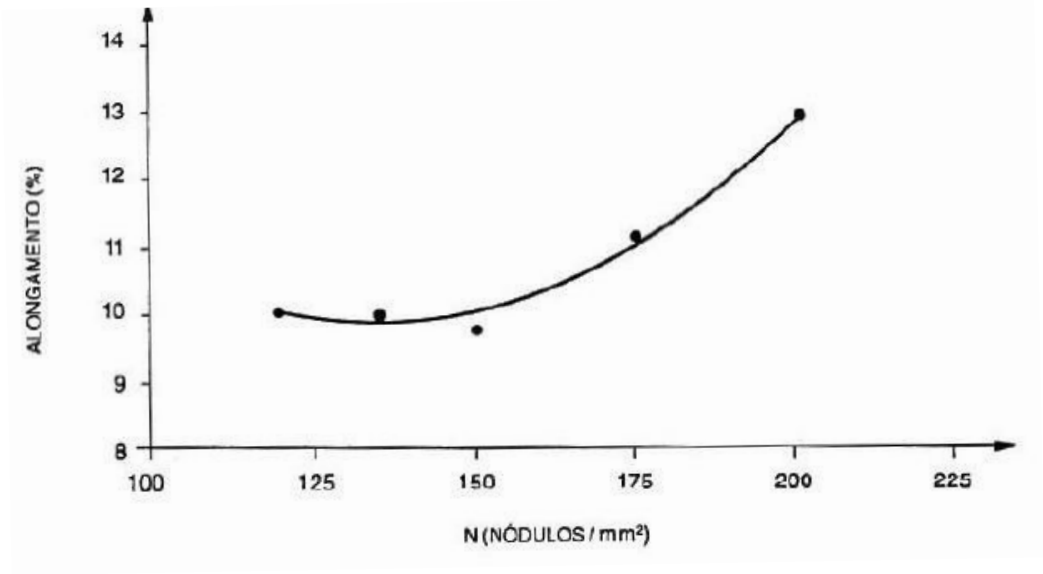


Figura 13. Influência do número de nódulos de grafita no alongamento.

A Figura 14 mostra a relação entre o tamanho dos nódulos de grafita e a sua imperfeição em relação à resistência à fadiga do ADI. Nódulos menores e mais próximos de uma esfera perfeita produzem-se um ADI com maior resistência à fadiga.

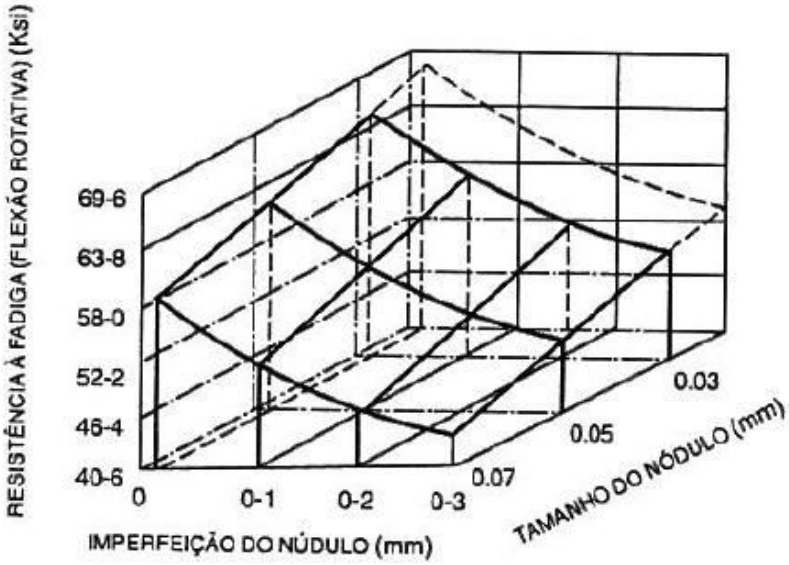


Figura 14. Relação entre tamanho do nódulo (que está relacionado com o número de nódulos), imperfeição do nódulo e resistência à fadiga por flexão rotativa.

A Figura 15 apresenta um gráfico com a variação do número de nódulos de grafita em ao longo da seção de uma barra cilíndrica de 2 polegadas de diâmetro. O centro da barra apresenta maior densidade de nódulos de grafita.

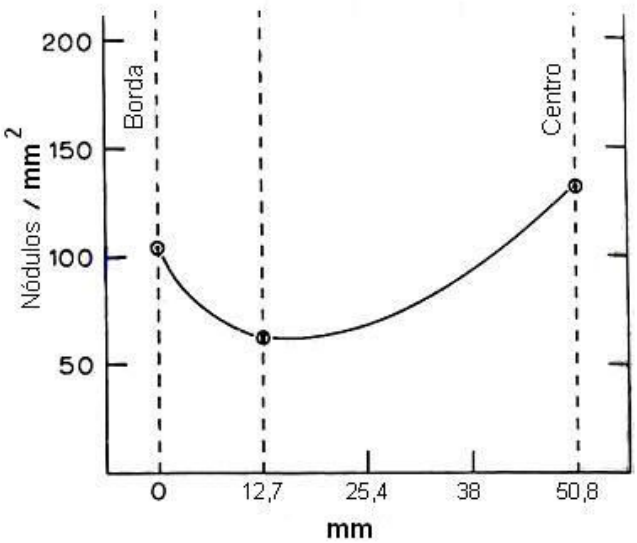


Figura 15. Variação do número de nódulos ao longo da seção de uma barra cilíndrica fundida com 4,3%C (REESMAN; LOPER, 1967).

2.6.2 Composição Química

Para o ADI em todos os graus de classificação, a carga do material deve ser cuidadosamente selecionada para prevenir a contaminação do fundido por certos elementos de ligas indesejados.

Em geral, a composição química do ferro fundido nodular austemperado é similar ao do ferro fundido convencional; embora para produzir-se o ADI, necessite-se normalmente adicionar elementos de liga para aumentar a austemperabilidade (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; KIM et al., 2007).

À medida que se aumenta a espessura da peça, ela resfria-se mais lentamente, necessitando-se adicionar elementos de liga ou utilizar sistemas de resfriamento mais eficientes para garantir a eficiência do tratamento de austêmpera . A adição de elementos de liga aumenta o custo e a complexidade de produção da peça fundida.

A adição controlada desses elementos de liga não altera as características de fundição do ferro fundido nodular, nem aumenta a presença de defeitos de fundição (KOVACS, 1990). Essa adição deve ser tal que produza o mínimo efeito no Estágio I da transformação austenítica, pois um elemento de liga pode retardar a estabilização da austenita, resultando na transformação em martensita após o resfriamento até a temperatura ambiente, comprometendo suas propriedades mecânicas (HAMID; ELLIOTT, 1996).

Os elementos químicos presentes nos ferros fundidos nodulares austemperados são divididos em 2 grupos. O primeiro grupo de elementos são os formadores de carbonetos (Mg, Cr, Mo e Mn) localizados à esquerda do Fe na tabela periódica (OWHADI et al., 1997). Normalmente, prefere-se utilizar o Mo ao invés do Mn, porque o Mo apresenta maior desempenho no aumento da temperabilidade (TRUDEL; GAGNÉ, 1997). O segundo grupo

são os elementos que não formam carbonetos (Ni, Cu, Sn, Sb) e estão localizado à direita do Fe na tabela periódica.

Os elementos de cada grupo têm características semelhantes e importantes para o processo de obtenção do ferro fundido nodular austemperado. Uma dessas características é que todos os elementos formadores de carbonetos segregam nos contornos de grãos, longe dos nódulos de grafita. Já os elementos não formadores de carbonetos segregam perto da interface grafita-matriz, conforme ilustrado nas Figuras 16.

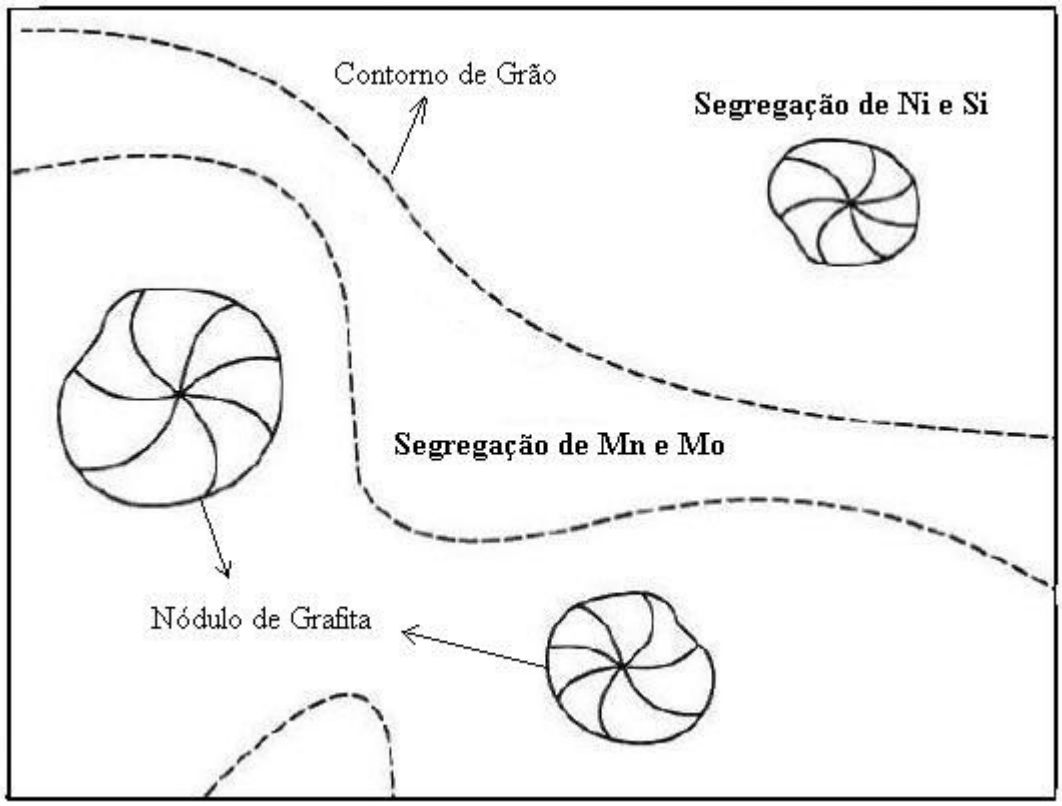


Figura 16. Representação esquemática da segregação dos elementos do grupo I (Mn e Mo) e do grupo II (Si e Ni) na microestrutura do ferro fundido nodular.

A segregação no ferro fundido nodular está relacionada ao seu modo de solidificação. Durante a solidificação, a austenita forma-se em torno dos nódulos de grafita. Com o avanço da interface sólido-líquido, os elementos formadores de carbonetos são rejeitados pela

austenita, permanecendo então no líquido remanescente. Portanto, quando o líquido entre as células eutéticas solidifica-se, gera áreas enriquecidas com elementos formadores de carbonetos, propiciando a formação dos mesmos nas proximidades dos contornos de grão.

Como os elementos do grupo II segregam-se inversamente, esses elementos são encontrados em alta concentração nas áreas onde a austenita se forma primeiro, isto é, na interface grafita-metal e nas dendritas. Esta segregação na interface grafita-metal forma uma barreira para a difusão do carbono. Devido a essa diminuição da difusão do carbono, o tempo de austenitização pode aumentar significativamente.

Quando o teor de Mn ou Mo nas regiões intercelulares que são também enriquecidas por carbono atingem certo nível, carbonetos eutéticos podem precipitar nestas áreas. Esta presença de carbonetos é prejudicial para as propriedades mecânicas.

A presença de elementos de liga influencia a taxa de segregação de outros elementos. Por exemplo, alto teor de silício reduzirá a segregação de outros elementos nos contornos de grão (OWHADI et. al., 1997).

A segregação de vários elementos no ADI é importante por duas razões. Pela variação na concentração desses elementos, o diagrama de equilíbrio é alterado de ponto para ponto da peça, podendo a temperatura de austenitização variar significativamente dentro da peça. Além disso, a segregação de elementos de liga causa uma não uniformidade na solubilidade do carbono na matriz. A variação do teor de carbono por sua vez, faz com que a velocidade da reação de austêmpera varie ao longo da peça. Quando há uma intensa segregação de elementos, pode ocorrer que, em certas partes da peça, a reação de austêmpera ainda não se iniciou, enquanto que em outras partes a reação já terminou. O resultado é uma peça que apresenta variação na microestrutura e nas propriedades mecânicas (DIAS, 2001).

O grau de segregação de solutos no ADI é fortemente influenciado pelo número de nódulos. É possível aumentar a nodularização em torno de 90% aumentando-se a taxa de

resfriamento. O tamanho do nódulo e a distância entre eles também decresce com o aumento da taxa de solidificação (OWHADI et al., 1997).

Uma peça espessa, de maneira geral, apresenta solidificação mais lenta que uma peça fina. Portanto, a espessa terá nódulos maiores e em menor quantidade, e apresentará uma segregação mais intensa que a fina. Isto pode ser observado quando comparamos a quantidade de nódulos de grafita em moldes de areia em relação aos moldes metálicos (coquilha).

Outra maneira de reduzir a segregação de elementos de liga no ferro nodular austemperado é durante a austenitização para o tratamento isotérmico, pois é neste período que ocorre o processo de difusão na matriz. Os carbonetos dos elementos de liga não podem ser totalmente dissolvidos no processo de tratamento térmico de homogeneização, devido ao fato de serem mais estáveis que o carboneto Fe_3C; mas podem ser dissolvidos em parte vagarosamente durante esta etapa. Dessa maneira, longos tempos e altas temperaturas de austenitização podem minimizar a presença de carbonetos (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; OWHADI et al., 1997; DORAZIL, 1991).

Portanto, a homogeneização da microestrutura e a distribuição de solutos são importantes para o ferro fundido nodular austemperado.

As faixas de composição química recomendadas para peças fundidas em ferro nodular austemperado são as seguintes:

2.6.2.1 Composição do ferro base

O C e o Si devem ser ajustados em função da espessura da seção a ser fundida (TRUDEL; GAGNÉ, 1997), atendendo-se a seguinte condição para o parâmetro "Carbono Equivalente" (CE = %C + 1/3 %Si):

- até 13 mm => CE = 4,4 – 4,6 %
- de 13 – 50 mm => CE = 4,3 – 4,6%
- acima de 50 mm => CE = 4,3 – 4,5%

- Carbono (C) => 3,0 – 4,0%
- Silício (Si) => 1,8 – 2,75% (dependendo da faixa do CE)
- Magnésio (Mg) => 0,03 – 0,06%
- Fósforo (P) => 0,06% máx.
- Enxofre (S) => 0,03% máx.
- Oxigênio (O) => 50 ppm máx.

- Carbono:

As propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares são determinadas predominantemente pelo carbono. O carbono influencia na resistência mecânica, basicamente pelos seus efeitos nas quantidades de grafita presente na microestrutura e de ferrita pró-eutetóide eventualmente formada, que altera a matriz metálica obtida. Além disto, exercem influência no poder grafitizante.

Aumentando-se o teor de carbono aumenta-se o limite de resistência à tração, mas seu efeito é desprezível em termos de alongamento e dureza (SORELMETAL).

A resistência ao impacto diminui com o aumento da concentração de carbono, embora seu efeito na temperatura de transição dúctil-frágil seja pequeno (SHEA; RYNTZ, 1986).

- Silício:

O silício é um dos mais importantes elementos químicos do ADI, pois promove a formação de grafita e inibe a formação de carbonetos bainíticos (MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998; SORELMETAL). Este elemento é o grande responsável pelo atraso do Estágio II da reação, ampliando dessa forma, a "Janela de Processo".

O silício diminui o teor de carbono do eutético, sendo sua contribuição correspondente a 1/3 do carbono. Ele tem mais influência na cinética do carbono que qualquer outro elemento.

Os dois efeitos mais importantes que o Si tem sobre as reações de austêmpera são a diminuição da solubilidade do carbono e a aceleração da difusão do carbono na austenita. Estes dois efeitos promovem a nucleação e o crescimento da ferrita acicular na matriz austenítica, acelerando o Estágio I da reação e diminuindo a quantidade de austenita estável na matriz ausferrítica.

É o único elemento grafitizante que acelera a transferência de calor entre a matriz e os nódulos de grafita.

O efeito do silício nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado mostra que para teores de silício na faixa de 1,87 a 3,14% e temperaturas de austêmpera a partir de 300ºC, há uma redução progressiva no limite de resistência à tração, enquanto que o alongamento aumentou para valores crescentes de silício, conforme pode-se observar na

Figura 17. A redução nas propriedades de tração devido ao aumento do teor de silício é atribuída à formação de ferrita pró-eutetóide e perlita durante o resfriamento e o tratamento isotérmico.

Teores crescentes de silício provocam a diminuição da temperatura de transição dúctil-frágil e, de modo geral, diminuem o valor máximo da energia absorvida no ensaio de impacto na região dúctil. É por esta razão que nas aplicações em que especifica a resistência ao impacto a temperaturas abaixo de 0ºC, torna-se necessário utilizar composições químicas finais com os menores teores possíveis de silício.

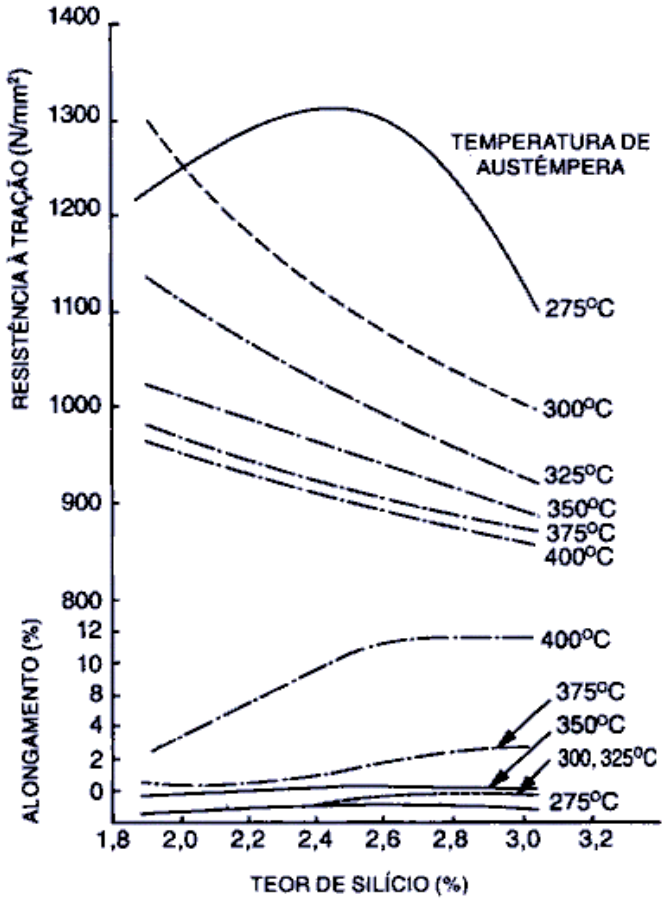


Figura 17. Efeito do silício no limite de resistência à tração e no alongamento do ADI por uma hora nas temperaturas indicadas (MORGAN, 1987).

- Enxofre e Fósforo:

Nos ferros fundidos nodulares os teores de fósforo e enxofre são substancialmente menores que nos ferros fundidos cinzentos, o que diminui o efeito de distribuição desses elementos.

Os teores de enxofre normalmente encontrados nos ferros fundidos nodulares são inferiores a 0,03%, o que não influencia nas propriedades mecânicas de resistência (MORGAN, 1987).

O fósforo é encontrado geralmente em porcentagens inferiores a 0,1% nos ferros fundidos com grafita esferoidal, e na maioria das aplicações deve-se limitar sua concentração em 0,06% (GUEDES, 1993).

2.6.2.2 Elementos de liga

- Manganês (Mn) => 0,35 máx.
- Cobre (Cu) => 0,20 – 0,80%
- Níquel (Ni) => 0,20 – 2,00%
- Molibdênio (Mo) => 0,10 – 0,30%

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

- Manganês

O manganês é conhecido como o segundo elemento mais efetivo no aumento da temperabilidade. Em concentrações crescentes desloca a porcentagem de carbono correspondente ao eutético para teores mais elevados. Em ferros fundidos nodulares, a adição de manganês provoca a diminuição das temperaturas dos eutéticos estável e metaestável, retardando a formação de ferrita e promovendo quantidades crescentes de perlita na microestrutura. Portanto, o manganês é um forte perlitizante, pois estabiliza a austenita, diminui o coeficiente de difusão do carbono e aumenta a solubilidade do carbono nesta fase (PUTATUNDA; GADICHERIA, 2000; OWHADI et al., 1997).

O manganês pode ser benéfico e prejudicial ao mesmo tempo. Este elemento aumenta a temperabilidade, mas durante a solidificação segrega nos contornos de grãos onde formam-se carbonetos e retarda a reação de austêmpera (SORELMETAL).

Para um estado bruto de fusão que apresente quantidade baixa de nódulos ou seções maiores do que ¾", a segregação de manganês nos contornos de grão pode ser suficientemente alta para produzir contração, carbonetos e austenita instável.

Estes defeitos microestruturais e a dificuldade em homogeneização diminuem a usinabilidade e reduzem as propriedades mecânicas. Para melhorar as propriedades e reduzir a sensibilidade do ADI em função de tamanhos de seções e quantidade de nódulos, é aconselhável restringir o teor de manganês em 0,3%. Geralmente além desse limite, a qualidade da peça bruta de fusão bem como a cinética das reações do estado sólido que ocorrem durante a austêmpera são afetadas (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; HAMID; ELLIOTT, 1996; SOREMETAL).

- Cobre

O cobre é um elemento perlitizante e dos elementos que aumentam a temperabilidade, o cobre é o elemento mais barato, portanto a maior vantagem em sua utilização é a econômica. Sua efetividade em aumentar a temperabilidade diminui quando o teor ultrapassa 0,8%, causando também redução da tenacidade e ductilidade.

Sabe-se que o cobre também aumenta o tempo necessário para saturar a matriz de carbono durante a austenitização, devido à barreira formada pela segregação em torno da grafita, diminuindo a transferência de carbono da grafita para a matriz (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; DIAS, 2001; SOREMETAL).

O cobre não tem efeito significativo nas propriedades mecânicas de tração, mas aumenta a ductilidade em temperaturas de austêmpera inferiores a 350 ºC. A Figura 18 mostra a variação dessas propriedades em função do teor de cobre e da temperatura de austêmpera (OLIVERA et al., 2006).

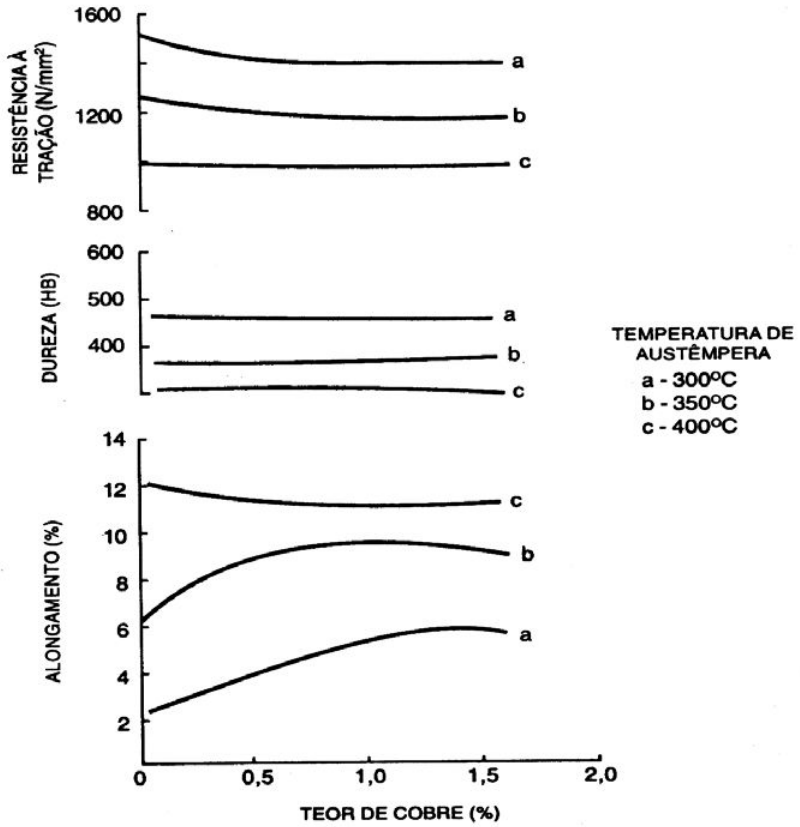


Figura 18. Efeito do cobre sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI (ELLIOTT, 1988).

- Níquel

O níquel é um dos principais e mais utilizados elementos para o ferro nodular austemperado, devido às seguintes razões :

- é o terceiro elemento mais potente no aumento da temperabilidade;

- segrega modestamente;

- aumenta a ductilidade e tenacidade até o teor de 1% (para temperaturas de austêmpera até 380˚C).

Embora possam se formar carbonetos Ni_3C, o níquel é um elemento grafitizante. Ele diminui muito pouco os limites de resistência e de escoamento, embora esta diminuição possa ser compensada pela diminuição da temperatura de austêmpera.

A segregação do níquel ocorre acentuadamente próxima aos nódulos de grafita, da mesma forma que o silício.

O níquel atua como barreira moderada para a difusão do carbono, reduzindo pouca a transferência desse elemento entre a matriz e os nódulos de grafita e não diminui sua difusividade na austenita. O efeito do níquel na solubilidade do carbono na austenita e na temperatura de austenitização é insignificante (DIAS, 2001; SOREMETAL).

Ele tem a vantagem de retardar a formação de bainita, que ocorre no segundo estágio da reação, e não afeta o início da nucleação da ferrita acicular, aumentando, portanto a janela de processo.

Em materiais com teores de Ni, acima de 2% ,nas regiões onde ocorreu segregação desse elemento, pode-se formar martensita durante o resfriamento, após o tratamento de austêmpera, provocando queda na ductilidade. Um teor de até 2% Ni pode ser utilizado para aumentar a temperabilidade no ADI. Para temperaturas de austêmpera até 350ºC o Ni reduz ligeiramente a resistência à tração, mas aumenta à ductilidade e a tenacidade à fratura (SOREMETAL).

A Figura 19 representa o efeito do teor de níquel na resistência à tração, alongamento e dureza em função da temperatura de austêmpera.

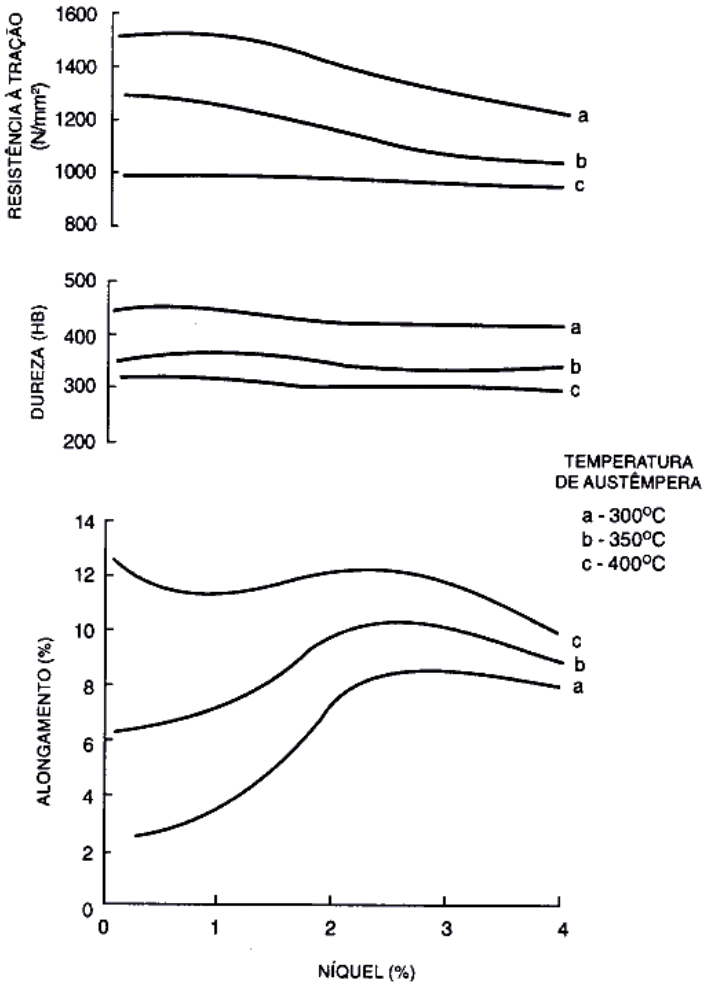


Figura 19. Efeito do níquel sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI (ELLIOTT, 1988).

- Molibdênio

O molibdênio é o elemento mais efetivo no aumento da temperabilidade do ferro nodular austemperado. Da mesma forma que o manganês, segrega nos contornos de grãos e frequentemente forma carbonetos eutéticos (LIN et. al., 1995). Estes carbonetos provocam perda significativa de ductilidade, resistência ao impacto e usinabilidade. A formação desses carbonetos é mais pronunciada quando o teor de Mo supera 0,3%. Estes carbonetos são muitos estáveis e difíceis de se dissolverem na etapa de austenitização.

Na Figura 20 observa-se o efeito do teor de molibdênio na resistência à tração, alongamento e dureza em função da temperatura de austêmpera.

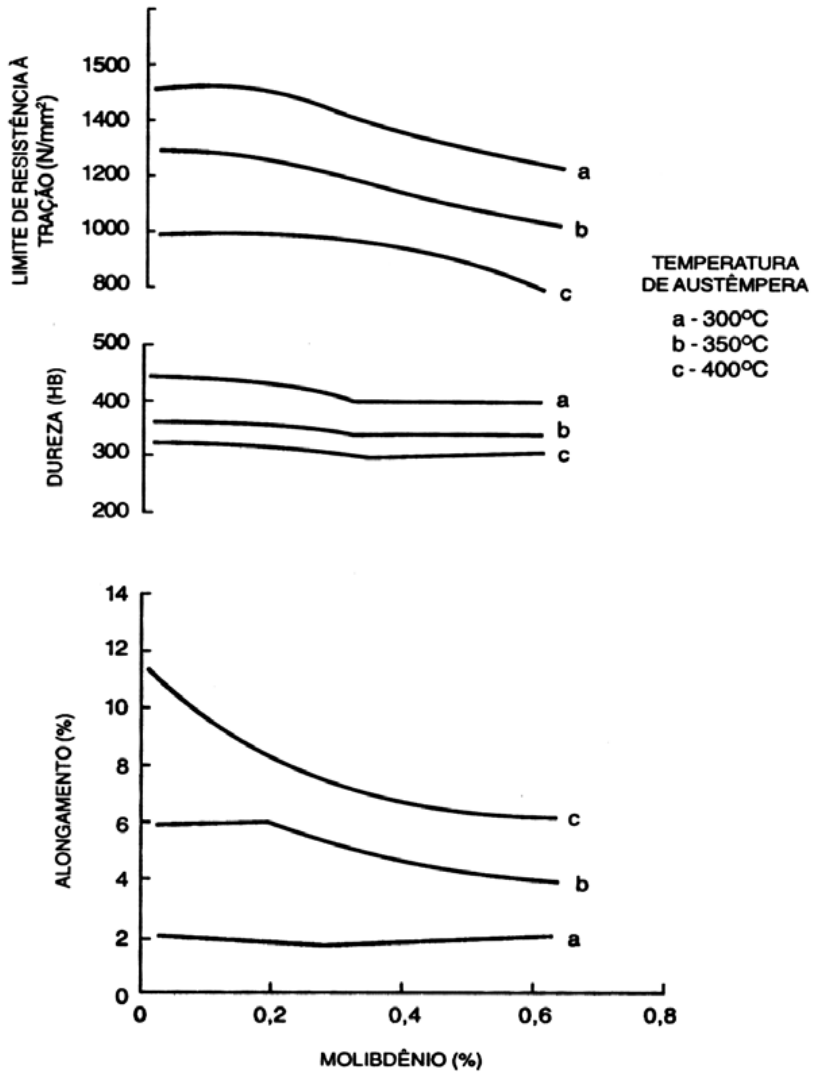


Figura 20. Efeito do molibdênio sobre o limite de resistência à tração, o alongamento e a dureza do ADI (ELLIOTT, 1988).

O molibdênio aumenta a temperatura de austenitização e atrasa a reação de austêmpera. Ele pode causar a não-uniformidade da reação, especialmente quando a temperatura de austenitização e o teor de carbono na matriz forem elevados. O molibdênio pode propiciar o aparecimento de austenita metaestável, que transformar-se em martensita durante o resfriamento ou quando a peça for solicitada.

Um importante efeito do molibdênio é atrasar o Estágio II da reação de austêmpera, devido à redução da solubilidade do carbono na austenita, possibilitando o aumento da janela de processo.

Por ser o elemento mais importante para aumentar a temperabilidade do ferro nodular austemperado, o molibdênio é mais utilizado em peças espessas. Recomenda-se que o seu teor máximo seja de 0,3% e nessas condições deve-se minimizar o efeito de segregação com técnicas adequadas, que proporcionem um elevado número de nódulos de grafita.

A adição de elementos de liga como Cu, Ni e Mo, isoladamente ou combinados, aumenta a temperabilidade e a austemperabilidade da liga, possibilitando a obtenção da estrutura sem a presença de perlita, como mostra a Figura 21. Esta figura mostra também que peças com espessuras inferiores a 18 mm podem ser obtidas sem a adição de elementos de liga. Quanto maior a espessura da peça, maior a quantidade de elementos de liga para se obter uma estrutura livre de perlita após o tratamento de austêmpera.

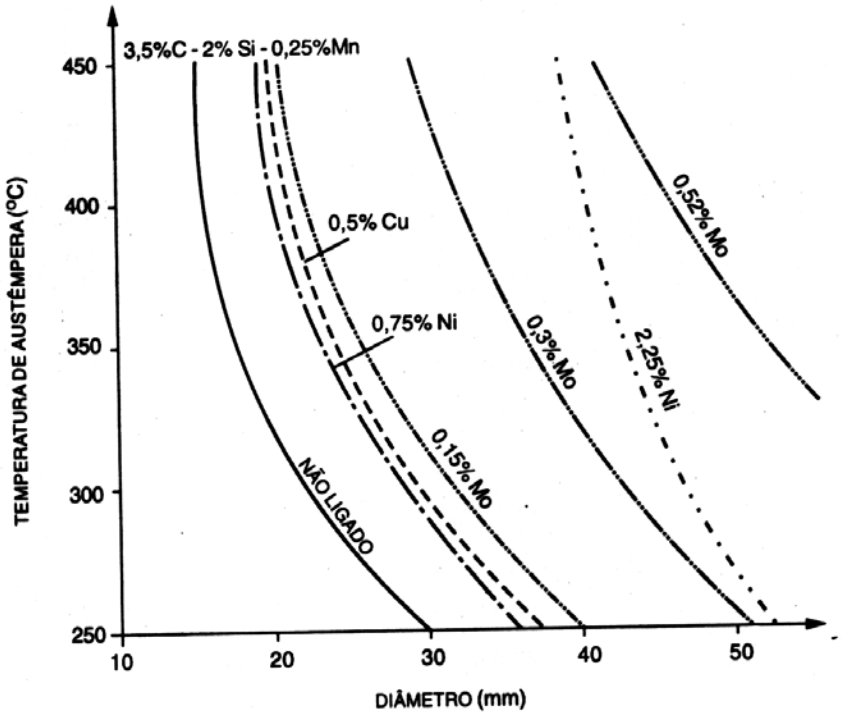


Figura 21. Influência dos elementos de liga no diâmetro máximo para se obter uma estrutura austemperada, em função da temperatura de austêmpera (TARTERA; MARSAL; SIMON, 1986).

2.6.3 Variáveis do Tratamento Térmico de Austêmpera

2.6.3.1 Austenitização

O ciclo de tratamento térmico do ferro fundido nodular austemperado é composto inicialmente de aquecimento acima da temperatura crítica, ocorrendo a austenitização. A temperatura de austenitização é função da composição química do ferro fundido (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; PRASAD; PUTATUNDA, 2003). Os elementos que mais influenciam a temperatura de austenitização são o Si, o Mo e o Mn, sendo que o Si e o Mo aumentam a temperatura de austenitização necessária, enquanto o Mn a diminui (MALLIA; GRECH; SMALLMAN,1998). Usualmente a temperatura de austenitização situa-se entre 825 e 950ºC. A peça deve permanecer nesta temperatura o tempo suficiente para saturar a austenita com carbono até o teor de equilíbrio.

A matriz perlítica do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão e a grafita nodular contribuem para o enriquecimento de carbono da austenita. Em estruturas completamente ferríticas, os nódulos de grafita são a fonte de carbono, e consequentemente, a distância para difusão de carbono durante o tratamento de solubilização é relativamente grande, necessitando-se de longos períodos de saturação, em relação às estruturas perlíticas (DELIA; ALAALAM; GRECH, 1998).

A temperatura de austenitização determina o máximo teor de carbono que pode ser dissolvido na austenita. O teor de carbono dissolvido na austenita, por sua vez, influenciará na cinética da transformação que ocorre durante o tratamento de austêmpera (TRUDEL; GAGNÉ, 1997). Ele tem grande influência na força impulsora termodinâmica para o início do

primeiro estágio. Consequentemente, a microestrutura e as propriedades finais do ferro fundido nodular austemperado serão influenciadas. Maior teor de carbono dissolvido na austenita proporciona melhor temperabilidade e estabilidade (MALLIA; GRECH; SMALLMAN,1998).

A interdependência do teor de carbono na austenita, a temperatura de austenitização e a quantidade de silício pode ser expressa através da Equação 02, que estima-se a quantidade de carbono dissolvido na austenita em equilíbrio com a grafita ($C^{\circ}\gamma$), que decresce com a diminuição da temperatura de austenitização ($T\gamma$) e com a quantidade de silício (PRASAD; PUTATUNDA, 2003):

$$C_{\gamma}^{\circ} = \frac{T_{\gamma}}{420} - 0{,}17 * (\%Si) - 0{,}95 \qquad \text{(Eq. 02)}$$

Austenitização a baixas temperaturas resulta num teor de carbono na austenita mais baixo, acarretando alta força impulsora, tornando o primeiro estágio da reação mais rápido (DELIA; ALAALAM; GRECH, 1998; HAMID; ELLIOTT, 1997), o que aumenta a nucleação de ferrita e a velocidade inicial de transformação ($\gamma \Rightarrow \alpha + \gamma$ alto carbono), e ainda produz um maior gradiente de atividade, que acelera a difusão do carbono (MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998). Ocorre um rápido crescimento das agulhas de ferrita, resultando em estrutura mais fina e homogênea.

Quando se eleva a temperatura de austenitização, o teor de carbono na austenita aumenta, resultando em diminuição na força impulsora para a transformação, o que irá provocar uma estrutura mais grosseira.

O fato de altas temperaturas de austenitização elevarem o teor de carbono na austenita, atrasando o início da reação na austêmpera, possibilita-se a existência de austenita de baixo-carbono (não-reagida), ou seja, o Estágio I da reação não foi finalizado. Esta austenita não-reagida, sendo de baixo carbono, é metaestável, podendo se transformar em martensita no resfriamento ou quando a peça sofrer um esforço mecânico, diminuindo a ductilidade e

tenacidade da peça. A transformação da austenita metaestável poderá ocorrer durante a usinagem, provocando sérios problemas de usinabilidade. Por outro lado, a austenitização em temperaturas mais altas favorece a redistribuição de elementos segregados e a decomposição de carbonetos nos contornos de grão quando presentes (DORAZIL, 1991; TRUDEL; GAGNÉ, 1997; OWHADI et al., 1997).

DELIA (1998) observou que amostras austenitizadas a 850ºC apresentaram microestrutura contendo alto volume de ferrita pró-eutetóide, pouca ferrita acicular e austenita de alto carbono. Aumentando-se a temperatura de austenitização para 900ºC e 950 ºC praticamente eliminou-se a presença de ferrita pró-eutetóide e propiciou-se a formação de uma estrutura de ausferrita, com ferrita acicular em torno da austenita com alto teor de carbono. Para temperatura de austenitização em torno de 1000ºC foram obtidos grãos grosseiros de austenita e presença de martensita nos centros destes.

MALLIA (1998), PRASAD e PUTATUNDA (2003) observaram em ferros fundidos nodulares austemperados que uma temperatura de austenitização de 950ºC resultou num volume relativamente mais alto de austenita retida estabilizada, quando comparados com ferros nodulares austenitizados em temperaturas mais baixas. Porém este ferro nodular tem menor quantidade de carbono dissolvido na austenita retida para todos os tempos de transformação, reduzindo desta forma a tenacidade ao impacto. O ferro nodular austenitizado em menor temperatura (850ºC), apresentou menor quantidade de austenita retida, porém com alta quantidade de carbono dissolvido. Notou-se também que aumentando a temperatura de austenitização, aumentou-se o tempo de austêmpera necessário para produzir a máxima quantidade de austenita estável de alto carbono.

Resumidamente, ocorre o seguinte: aumentando-se a temperatura de austenitização produz-se um aumento da quantidade de carbono na austenita e assim aumenta-se o volume de fração de austenita retida, sendo desejável que esta quantidade esteja maximizada na

microestrutura. Porém, a força impulsora do processo do Estágio I diminui com o aumento da temperatura de austenitização, retardando o processo de austêmpera. Além disso, a austenitização a altas temperaturas propicia a formação de uma considerável quantidade de martensita nos interiores dos grãos austeníticos, reduzindo a ductilidade e tenacidade, e isto não é desejável. Por esta razão, prefere-se realizar a austenitização em temperaturas menores, obtendo-se uma estrutura mais refinada (PRASAD; PUTATUNDA, 2003), mas esta temperatura não deve ser baixa suficiente a ponto de favorecer a formação de ferrita pró-eutetóide na estrutura (DELIA; ALAALAM; GRECH, 1998).

Em relação ao tempo de austenitização, este vai depender da composição química, da espessura máxima da peça, da quantidade de peças no forno e da proporção de ferrita e perlita na matriz (DIAS, 2001). O tempo de austenitização deve ser o mínimo possível para garantir a saturação da austenita com carbono. Uma hora é geralmente utilizada a 900ºC para peças com até 1 polegada de espessura. Contudo, para temperaturas menores, são recomendados até 3 horas para minimizar a micro-segregação dos elementos de liga (TRUDEL; GAGNÉ, 1997).

Se a matriz da peça bruta de fundição for constituída por uma grande parte de ferrita, o tempo de saturação da matriz com carbono será maior do que no caso de 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 de tratamento adequado.

DELIA (1998) observou em amostras com matrizes ferríticas austenitizadas a 850 e 900ºC, em curtos períodos de tempo, considerável volume de ferrita pró-eutetóide. Uma estrutura ausferrita foi obtida quando aumentou-se os tempos de austenitização para 6 horas a 850ºC ou 1 hora a 900ºC. Amostras austenitizadas a 950ºC por períodos de 15 minutos a 6 horas, apresentaram ferrita acicular e austenita de alto carbono. A microestrutura para a

amostra austenitizada a 1000ºC durante 15 minutos foi totalmente ausferrítica. Aumentando-se o período de austenitização para 1 hora ocorreu a presença de martensita na microestrutura.

Outro fator importante no tempo de duração da austenitização está ligado à facilidade do carbono em migrar dos nódulos de grafita para a matriz, pois os nódulos servem também de fornecedores ou fontes de carbono. O tamanho e o número de nódulos de grafita irão influenciar nesta mobilidade de carbono.

2.6.3.2 Influência da velocidade de resfriamento

Quando a peça está totalmente austenitizada e a matriz saturada de carbono, resfria-se a mesma, rapidamente, até a temperatura de austêmpera, conforme o ciclo representado na Figura 10 (KOVACS, 1991; DIAS, 2001).

Existem duas razões para alta velocidade de resfriamento:

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

A Figura 22 apresenta curvas de resfriamento com três velocidades diferentes.

De acordo com a velocidade de resfriamento da curva 1, não houve formação de perlita, mas a reação inicia-se a uma temperatura acima da desejada, tendo um volume significativo da peça já transformado quando a temperatura de austêmpera é alcançada. A peça terá uma estrutura mista, uma parte que se transformou na temperatura desejada e outra a alta temperatura.

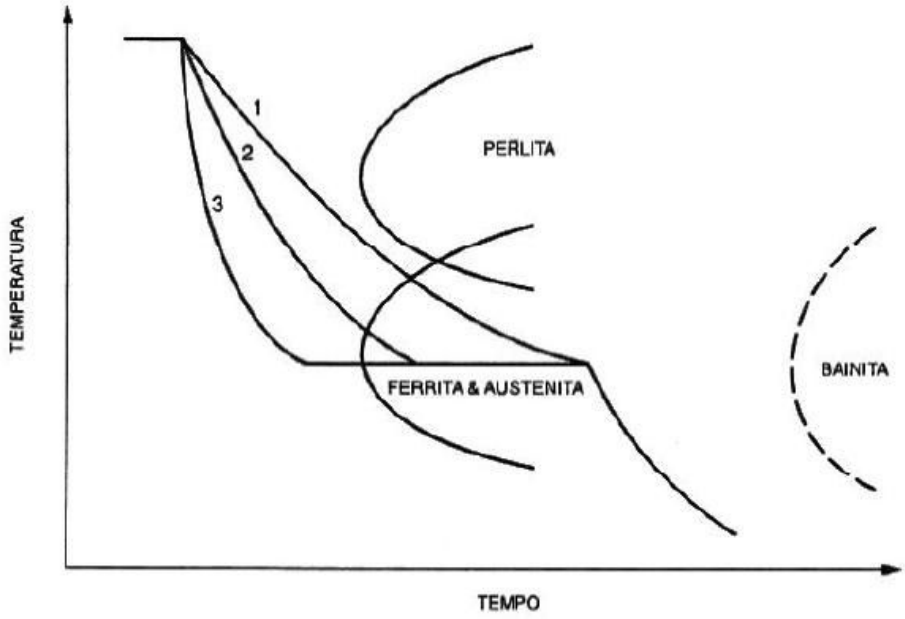


Figura 22. Diagrama esquemático mostrando o efeito da velocidade de resfriamento na reação da austenita durante o processo de austêmpera (DIAS, 2001).

Com uma velocidade de resfriamento de acordo com a curva 3, ocorre a transformação na temperatura desejada, resultando em propriedades mecânicas significativamente superiores as das peças resfriadas de acordo com a curva 1 e 2.

Se a seção da peça for superior a uma espessura máxima ou diâmetro máximo, a extração de calor das peças pelo banho de sais pode ser insuficiente para alcançar velocidades de resfriamento que evite a formação de ferrita ou perlita, sendo necessário aumentar a severidade do meio de têmpera ou adicionar elementos de liga (VOIGT; LEE; CHEN, 1991; TARTERA; MARSAL; SIMON, 1986).

A adição de elemento de liga como Cu, Ni e Mo, isolados ou combinados, aumenta a profundidade de austêmpera em peças espessas, possibilitando a obtenção da estrutura adequada (PUTATUNDA; 2001; KIM et al., 2007).

2.6.3.3 Temperatura e Tempo de Austêmpera

Uma vez completamente austenitizada, a peça deverá ser resfriada rapidamente até a temperatura de austêmpera, que varia entre 230 e 400ºC, permanecendo nesta temperatura durante 30 minutos a 4 horas para permitir a supersaturação da austenita com carbono. Quando isso é realizado, a estrutura e as propriedades do fundido serão determinadas pelo processo de austêmpera, a uma dada temperatura e um tempo adequado.

Na Tabela 1 apresentou-se as cinco classes de resistência do ADI segundo a Norma ASTM. O limite de resistência e níveis de alongamento, que variam de 750 MPa e 11% até 1600 MPa e menos que 1%, são determinados pelas temperaturas de austêmpera: para altas temperaturas de austêmpera (acima de 330ºC) se produz um fundido com excelente ductilidade (classes 1 e 2), enquanto que para baixas temperaturas de austêmpera (até 330ºC) se produz um fundido de alta resistência à tração e ao desgaste (classes 4 e 5) (KIM et al., 2007; CARKIR et al., 2005; TRUDEL; GAGNÉ, 1997).

O efeito da temperatura de austêmpera está relacionado à mudança microestrutural. Altas temperaturas de austêmpera resultam numa microestrutura grosseira (ausferrita superior), composta aproximadamente de 60% de ferrita e 40% de austenita (CHENG; CHUANG, 2001; MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998; KEOUGH, 1991). A redução da temperatura de austêmpera para aproximadamente 300ºC favorece a formação de uma microestrutura fina (ausferrita inferior), com menores quantidades de austenita. A baixa temperatura de austêmpera produz um grande resfriamento da austenita e uma baixa taxa de difusão do carbono, favorecendo a nucleação de placas de ferrita em lugar de seu crescimento, resultando numa estrutura mais refinada (TRUDEL; GAGNÉ, 1997; LIN; HUNG, 1996; PUTATUNDA, 2001; DIAS, 2001).

No ferro fundido nodular austemperado a presença de ferrita na forma acicular contribui para a estabilidade mecânica da austenita, e quanto maior a quantidade de ferrita acicular na estrutura, maior a sua resistência mecânica e menor a sua ductilidade. Portanto, para altas temperaturas de austêmpera (350 - 400ºC) obtêm-se menor quantidade de ferrita acicular e maior quantidade de austenita estável, o que implica em alta tenacidade e ductilidade, mas resistência à tração e dureza menores (MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998).

Para temperatura de austêmpera em torno de 260 ºC obtêm-se uma estrutura refinada com aproximadamente 85% de ferrita acicular e 15% de austenita estável, enriquecida de carbono. Esta estrutura apresenta limite de resistência em torno de 1600 MPa e alongamento em torno de 1%.

Em temperaturas de austêmpera inferiores a 260ºC, a estrutura apresenta, além da austenita estável, uma quantidade apreciável de austenita instável, com menor teor de carbono, devido à dificuldade de difusão em temperaturas mais baixas. Tal austenita transformar-se-á em martensita durante o processo de resfriamento até a temperatura ambiente, independentemente do tempo de austêmpera, com a conseqüente perda de tenacidade (DIAS, 2001).

Uma vez selecionada a temperatura de austêmpera, o tempo deve ser selecionado para otimizar a obtenção de estrutura totalmente ausferrítica. Para tempos curtos, não ocorre difusão suficiente de carbono para estabilizar completamente a austenita, que pode se transformar em martensita quando resfriada até a temperatura ambiente. A presença de martensita é resultado da menor estabilização da austenita, resultante do tempo insuficiente para a difusão do carbono. Como conseqüência, as periferias das placas de austenita, entre as placas de ferrita, pode ser suficientemente enriquecida, mas os seus interiores, devido a grande distância envolvida para difusão, pode conter baixa quantidade de carbono, tornando-

se metaestável (MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998). Para tempos de austêmpera maiores, esta quantidade de martensita diminui até desaparecer e a quantidade de ferrita acicular e austenita de alto carbono aumentam. Isto acontece porque ocorreu enriquecimento de carbono suficiente para estabilizar a austenita, até mesmo à temperatura ambiente, proporcionando uma melhora significativa na ductilidade e tenacidade.

Para longos tempos de austêmpera, suficientes para iniciarem o Estágio II da reação, a resistência praticamente mantém-se constante, mas o alongamento e a resistência ao impacto caem bruscamente, com a presença de carbonetos na estrutura (OLIVERA, 2006; TRUDEL; GAGNÉ, 1997; HAMID; ELLIOTT, 1997; ASLANTAS; TASGETIREN, 2004).

Portanto, torna-se necessário conhecer detalhadamente a "Janela de Processo" para o ferro fundido nodular austemperado, na qual as peças devem permanecer na temperatura de austêmpera o tempo necessário para ocorrer a transformação da austenita, ou seja, garantir o término do Estágio I da reação sem que inicie o Estágio II. Após esta etapa, a peça deve ser retirada do forno de tratamento e resfriada até a temperatura ambiente, garantindo desta forma as propriedades desejadas. A microestrutura resultante deve ser a ausferrita, composta de ferrita acicular e austenita estável com alto teor de carbono, sem a presença de carbonetos, proporcionando as melhores combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade (PUTATUNDA, 2001; HAMID; ELLIOTT, 1997).

A Figura 23 representa um gráfico esquemático da porcentagem de ferrita acicular e austenita estável de alto carbono em função do tempo de austêmpera, com os Estágios I e II da reação e a Janela de Processo.

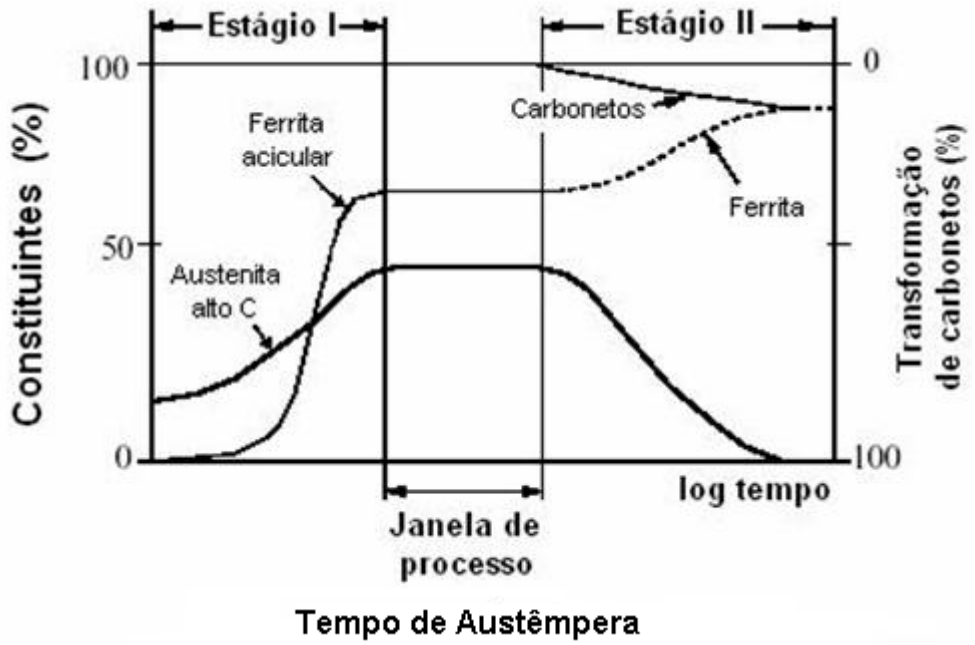


Figura 23. Gráfico esquemático da porcentagem de ferrita acicular e austenita estável de alto carbono em função do tempo de austêmpera, apresentando os Estágios I e II da reação e a Janela de Processo (TARTERA; MARSAL; SIMON, 1986).

A Janela de Processo pode ser ampliada pela diminuição da temperatura de austenitização (MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998), assim como pela adição de elementos de liga tais como cobre, níquel e molibdênio (PUTATUNDA, 2001; OLIVERA et al., 2006).

Várias técnicas experimentais tais como metalografia quantitativa, alteração magnética, dilatometria, difração de raios-X, alteração de resistividade elétrica, entre outras, podem ser utilizadas para estudar a transformação de fase durante o processo de austêmpera dos ferros fundidos nodulares (LIN et. al., 1995). A presença de carbonetos ε, combinado com baixo volume de fração de austenita pode indicar que o tratamento de austêmpera atingiu o Estágio II da reação (ERIC O. et al., 2004; PUTATUNDA S. K. et. al. 2007).

2.6.4 Influência da Microestrutura nas Propriedades Mecânicas

O uso de diferentes composições químicas e a alteração dos tempos de tratamentos térmicos podem resultar em diferentes Classes de ADI. Deve-se considerar que as propriedades do ADI não são gerais, sendo que vários autores consideram o ADI não como um material, mas como uma família de materiais (MAGALHÃES; SEABRA, 1998).

As propriedades mecânicas do ADI, tais como a resistência à tração, resistência à fadiga, ductilidade e tenacidade são influenciadas pela quantidade de austenita estável presente na fase da ausferrita (CHENG; CHUANG, 2001; KIM et. al., 2007). A estabilidade da austenita, assim como a quantidade de carbono presente nesta fase, exerce forte influência nas propriedades de tenacidade à fratura (MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998).

2.6.4.1 Resistência a Tração, Alongamento, Dureza e Tenacidade ao Impacto.

A Resistência à Tração, o Limite de Escoamento e a Dureza aumentam com a diminuição da temperatura de austêmpera, enquanto que o Alongamento e a Energia ao Impacto apresentam efeito oposto. A resistência mecânica do ADI está diretamente relacionado à quantidade de ferrita acicular presente na estrutura ausferrítica, e a ductilidade e a tenacidade ao impacto é função da presença de austenita estável com alto teor de carbono. Portanto, a ausferrita inferior, que é mais refinada e possui maior quantidade de ferrita acicular, apresenta maior resistência mecânica (OLIVERA et al., 2006; LIN; HUNG, 1996; LIN; CHANG, 2002).

Em relação à ausferrita superior, esta possui estrutura mais grosseira e tem maior quantidade de austenita, o que garante uma maior ductilidade e tenacidade ao impacto. Isto ocorre devido à estrutura CFC da austenita possuir grande número de direções e planos de deslizamento, proporcionando maior tenacidade do que a estrutura CCC da matriz ferrítica. Consequentemente, com o aumento da quantidade de austenita estabilizada, aumenta-se também a ductilidade (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003; LIN; HUNG, 1996; OLIVERA et al., 2006).

Por meio dos valores da energia obtidos no ensaio de impacto, pode-se verificar os indícios do início do Estágio II da reação. O Estágio II proporciona a formação de carbonetos, responsáveis pela fragilização do material, ocasionando baixa energia absorvida. Esta situação é indesejável para aplicações em qualquer tipo de projeto utilizando o ADI.

2.6.4.2 Resistência ao Desgaste

O desgaste pode ser definido como sendo a deterioração de uma superfície sólida, geralmente envolvendo uma perda progressiva de material devido ao movimento relativo de duas superfícies em contato. Ocorrem 4 tipos de mecanismos de desgaste principais (LENER; KINGSBURY, 1998; KARL; HEINZ, 1987):

- *Desgaste adesivo:* desgaste por atrito (escorregamento ou rolamento) causado pelo contato entre superfícies metálicas, proporcionando formação adesiva localizada.

- *Desgaste abrasivo:* desgaste que ocorre devido às partículas duras ou protuberâncias duras forçadas contra e/ou movendo-se ao longo de uma superfície sólida. Este desgaste ocorre com

partículas tais como detritos metálicos, óxidos metálicos ou pó presentes entre as superfícies de contato. Estas partículas desgastam o material de ambas as superfícies (TYLCZAK, 1992).

O modo de desgaste abrasivo a dois corpos ocorre quando uma aspereza dura da superfície de contato desliza sobre a superfície de desgaste como uma ferramenta de corte, sendo caracterizado pela presença de sulcos ou ranhuras lineares na direção de deslizamento. No desgaste abrasivo a três corpos a partícula de desgaste está livre para rolar ou deslizar na região de contato. Neste caso, a superfície de desgaste normalmente apresenta uma topografia aleatória, sem características de direcionalidade (STACHOWIAK; BATCHELOR, 1993).

- *Desgaste erosivo*: causado pelo impacto de partículas dispersas em fluxo liquido ou gasoso.

- *Desgaste por fadiga superficial* : caracterizado pela formação de trincas e esfoliações de material, causados por carregamentos cíclico. Pode ocorrer em uma escala microscópica devido a choques repetidos por deslizamento de asperezas na superfície de sólidos em movimento relativo.

A resistência ao desgaste é um importante critério de seleção de materiais. Normalmente é maximizada pela utilização de materiais com durezas o mais altas possíveis. Portanto, quando pretende-se obter boa resistência ao desgaste em ferros fundido nodular austemperado utiliza-se baixas temperaturas de austêmpera por produzirem ADI com o maior nível de dureza. Uma estrutura composta de ausferrita inferior e menor quantidade de austenita retida com alto teor de carbono são benéfico para a resistência ao desgaste (ZHOU; ZHOU, 1993).

LENER e KINGSBURY (1998) pesquisaram o ADI ligado com Ni-Mo e tratado em temperatura de austêmpera de 280ºC. Em ensaios de desgaste abrasivo o ADI apresentou resistência ao desgaste equivalente a do aço AISI 4340 beneficiado, quase duas vezes a resistência ao desgaste do aço AISI 1050 beneficiado. Em ensaios de desgaste por erosão a

taxa de desgaste encontrada pelo ADI é aproximadamente 1/25 vezes da taxa de erosão de um ferro fundido nodular com matriz ferrítica (FDI) e 1/10 vezes a taxa de erosão de um ferro fundido nodular com matriz perlítica (PDI). No ensaio de Desgaste por Deslizamento a Seco (dry sliding wear) a resistência do ADI foi quase quatro vezes superior a do ferro nodular perlítico (PDI), 12 vezes a resistência de uma liga de latão e 14 vezes a resistência do bronze-alumínio. Apenas o ferro fundido nodular temperado com matriz completamente martensítica apresentou resistência ao desgaste superior a do ADI.

ZIMBA (2003) verificou que a resistência ao desgaste por abrasão do ADI é muito superior a do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão, e em relação ao aço beneficiado com dureza equivalente apresenta resistência ao desgaste duas vezes maior. Nos seus ensaios, observou que houve a transformação superficial da austenita retida em martensita. Este fenômeno aumenta a dureza superficial do ADI e com isso sua resistência ao desgaste (RONG et al., 2001; HASSEB; ISLAM; ALI BEPARI, 2000). Como trata-se de uma transformação apenas superficial, a tenacidade do material não é perdida. Como isso, o ADI exibe uma rara combinação de alta resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste.

PRASANNA (1991) afirma que quando o constituinte da ausferrita resultante é refinado por temperatura de austêmpera inferior a 330°C, ocorre uma redução significativa na perda de peso nos ensaios de desgaste, ou seja, tem-se uma maior resistência ao desgaste.

PRADO (1995) em ensaios de Desgaste por Deslizamento a Seco, concluiu que a resistência ao desgaste é independente da temperatura para ADI ligado com Cu-Ni-Mo quando austemperados entre 270 e 370°C.

OWAHADI (1998) observou que camadas superficiais de austenita não transformadas com espessuras de até 0,2 mm são benéficas para o aumento da resistência ao desgaste. Neste caso, a austenita não é rica em carbono e sob tensão mecânica se transforma em martensita de acordo com o mecanismo de Transformação Induzida Plasticamente - TRIP. Trabalhos

adicionais realizados por HASSEB (2000) e por GARIN e MANNHEIM (2003) sugerem que o mecanismo TRIP é responsável pela alta resistência ao desgaste no ADI. Portanto, a alta resistência ao desgaste alcançada pelo ADI pode ser atribuído à transformação de austenita retida em martensita, situada logo abaixo da camada superficial (LENER; KINGSBURY, 1998; ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

HASSEB (2000) também analisou o comportamento tribológico de um ferro fundido nodular temperado e revenido em relação ao ADI com mesmo nível de dureza. A maior resistência ao desgaste apresentada pelo ADI pode ser explicada pela diferença microestrutural. O ferro fundido nodular temperado e revenido consiste principalmente de martensita revenida. Este tipo de estrutura é bastante instável em relação ao aquecimento causado pelo atrito durante o ensaio, que provoca o "amolecimento" da martensita e diminui a dureza. Por outro lado, o ADI que continha uma quantidade de austenita retida em torno de 23%, após o ensaio de desgaste não apresentou presença desta austenita retida superficialmente, indicando que durante o ensaio a austenita transformou-se em martensita, aumentando-se a dureza superficial. O outro constituinte do ADI, a ferrita acicular, é menos propenso a instabilidade térmica do que a martensita, e pode suportar encruamento durante o ensaio de desgaste, e consequentemente obter maior dureza.

Este comportamento do ADI, o encruamento da ferrita acicular e a transformação da austenita retida em martensita quando sujeita a esforço mecânico, tem sido assunto de muitas pesquisas recentes (GARIN; MANNHEIM, 2003; HASSEB; ISLAM; ALI BEPARI, 2000; LENER; KINGSBURY, 1998; ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

2.6.4.3 Resistência à Fadiga

Na maioria dos materiais, a resistência à fadiga aumenta com a resistência à tração, enquanto que no ADI ocorre o inverso (LIN; CHEN; LEI, 1998; LIN; CHANG, 2002).

BAHMANI e ELLIOTT (1997) e LIN, WEI (1997) mostraram que aumentando-se a temperatura de austêmpera na faixa de 300 à 370ºC, obtêm-se uma maior resistência à fadiga, enquanto que a resistência à tração diminui. Verificaram também que após o processo de austêmpera a resistência à fadiga aumentou em mais de 60% em relação ao estado bruto de fundição.

Estudo realizado por SHANMUGAM (1994) sugere que há uma relação direta entre a resistência à fadiga, temperatura de austenitização e a quantidade de carbono contida na austenita estável. O estudo em questão foi realizado com temperatura de austêmpera de 280ºC onde são produzidos ADI com alto grau de resistência

Várias pesquisas indicam que não existe uma relação simples entre as resistências à fadiga e à tração. Para o ADI, a máxima resistência à fadiga está associada ao tratamento que fornece a máxima ductilidade e altos níveis de austenita estável. Maiores quantidades de austenita podem criar barreiras à propagação de trincas, aumentando dessa forma a vida útil em fadiga (LIN; LAI; SHIH, 1996; LIN e CHANG, 2002).

LIN e LEE (1998) analisaram a influência da resistência à fadiga em corpos de prova entalhados. Para estes corpos de provas, a resistência à fadiga apresentou um decréscimo independente da condição de austêmpera, embora o ADI austemperado a 300 ºC tenha sido mais sensível ao efeito de entalhe, pois apresenta uma matriz mais dura e mais frágil em relação ao ADI austemperado a 360 ºC.

A presença de austenita instável transformada em martensita para curtos tempos de austêmpera ou carbonetos para longos tempos de austêmpera, reduzem a resistência à fadiga. A resistência à fadiga também é consideravelmente diminuída com o aumento do tamanho das secções da peça atribuída a diversos fatores incluindo efeito da morfologia dos nódulos de grafita e segregação de elementos de liga (LIN; LAI; SHIH, 1996; LIN; LIN; WEI, 1997).

A resistência à fadiga é reduzida quando se degrada a estrutura global dos nódulos. Os nódulos de grafita podem ser considerados como um defeito interno porque a resistência e a dureza nessas regiões são bem menores que no restante da matriz. A propagação de trincas devido à fadiga do material inicia-se na interface entre os nódulos de grafita e a matriz ou em poros, ocorrendo em caminhos de menor resistência através da matriz entre os nódulos de grafita (LIN; LAI; SHIH, 1996; BAHAMANI e ELLIOTT, 1997).

Os ADI com maiores quantidades de nódulos de grafita apresentam nódulos menores, proporcionando dessa forma uma maior resistência à fadiga. TANAKA (1995) sugeriu que o limite de resistência à fadiga de vários ferros fundidos nodulares incluindo o ADI é função do tamanho do nódulo de grafita. Uma equação empírica entre limite de resistência a fadiga e tamanho de nódulo de grafita foi então estipulada para o ADI, mas o grau de sensibilidade do limite de resistência à fadiga para o tamanho de nódulo de grafita é diferente quando altera-se a temperatura de austêmpera. Para que se encontre uma equação universal para determinar o limite de resistência à fadiga do ADI obtidos em diferentes tratamentos de austêmpera, outros fatores precisam ser considerados além do tamanho dos nódulos de grafita. Alguns autores propuseram a dependência da resistência à fadiga em relação à dureza ou resistência a tração, mas o mais apropriado é relacionar ao valor da tenacidade, já que é este parâmetro que possui relação direta com a resistência a fadiga.

A Equação 03 expressa a relação entre Limite de Resistência à Fadiga em função da Tenacidade ao Impacto e o Diâmetro Médio dos Nódulos de Grafita (LIN; WEI, 1997):

$$Se = 371{,}54 * I^{(0{,}31)} * d^{(-0{,}4)} \qquad \text{(Eq. 03)}$$

onde:

Se : Limite de Resistência à Fadiga [MPa],

I : tenacidade ao Impacto [J]

d : diâmetro médio do nódulo de grafita [μm].

2.6.4.4 Tenacidade à Fratura

O sucesso da aplicação do ADI em componentes estruturais requer otimização das propriedades mecânicas, especialmente no que se refere a "Tenacidade a Fratura".

Tenacidade à fratura é a resistência do material à nucleação e propagação de trincas. A combinação de alta tensão de escoamento e tenacidade à fratura é ideal para componentes estruturais, porque aumentará a tensão admissível e consequentemente os coeficientes de segurança de projeto. No ADI a tensão de escoamento depende da granulometria da estrutura ausferrítica, enquanto a tenacidade à fratura depende da quantidade de carbono dissolvido na austenita estabilizada (PRASAD; PUTATUNDA, 1997; PUTATUNDA; GADICHERIA, 2000).

Vários estudos apontam que a quantidade de austenita ideal para obter boa tenacidade à fratura deve ser maior que 25%, e que a quantidade de carbono dissolvido nas austenita seja maior que 1,8% (PRASAD; PUTATUNDA, 1997; PUTATUNDA; GADICHERIA, 2000; PRASAD; PUTATUNDA, 2003). A Figura 24 mostra a variação da quantidade de carbono dissolvido na austenita estabilizada e as respectivas tenacidade a fratura em função da temperatura de austêmpera em diferentes temperaturas de austenitização.

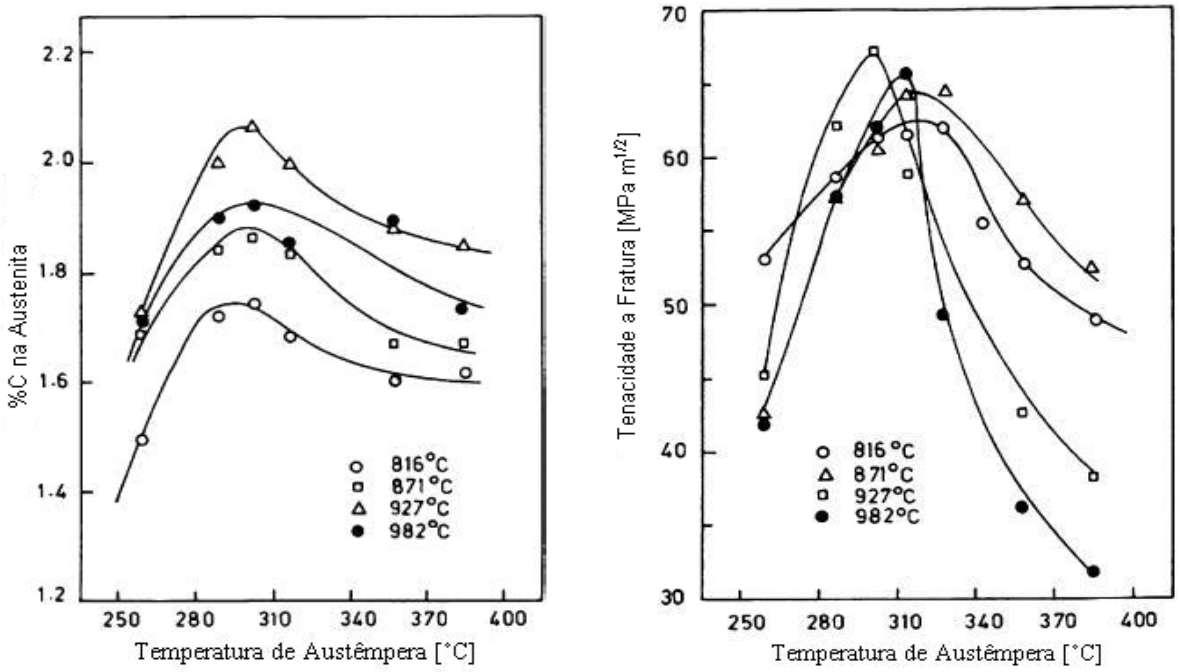


Figura 24. Variação da quantidade de carbono dissolvido na austenita estabilizada e as respectivas tenacidades a fratura em função da temperatura de austêmpera em diferentes temperaturas de austenitização (PRASAD e PUTATUNDA, 2003).

CAPÍTULO 3 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 25 mostra o fluxograma representativo do Procedimento Experimental realizado.

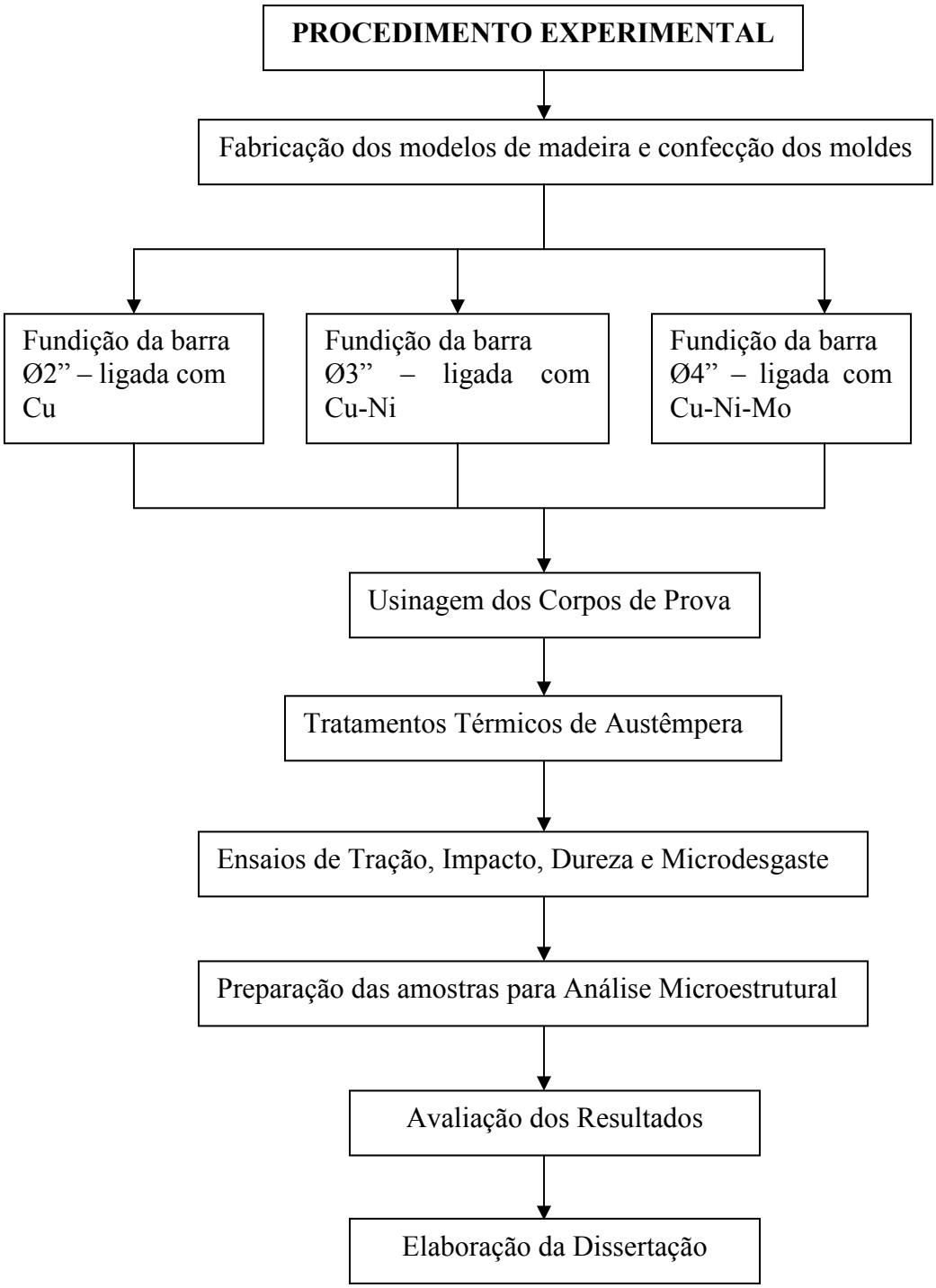


Figura 25. Fluxograma representativo do Procedimento Experimental realizado.

Para o desenvolvimento deste trabalho os materiais, especificados como ferros fundidos nodulares perlíticos, pela Norma ASTM A-897-90, foram produzidos pela Fundição do Grupo Indústrias Reunidas Colombo (FUCOL) – Catanduva-SP.

Os materiais no estado bruto de fusão foram obtidos da fundição de 20% de sucata de aço, 40% de ferro gusa e 1,6% de Fe-Si em pedras (inoculante). Adicionou-se grafite granulado (carburante) o suficiente para o acerto do carbono e carboneto de silício para corrigir o silício. Na panela, foram adicionados 1,2% de Mg-Ca para a formação de grafita na forma de nódulos. O restante da carga foi composto de retorno de fundição (peças fundidas refugadas e massalotes). Foi utilizado um Forno por Indução marca Inductoterm, com temperatura ajustada em 1500ºC. O vazamento foi realizado em torno de 1360ºC em moldes de areia para a obtenção das amostras.

Foram produzidas barras cilíndricas de ferros fundidos nodulares, com três composições químicas diferentes, para a produção dos corpos de prova para ensaios de tração, impacto e microdesgaste. Para se analisar o efeito da adição de elementos de liga, bem como o efeito de massa na austemperabilidade do ADI, foram produzidas as seguintes barras cilíndricas com diâmetros variáveis:

- barras de Ø2” x 200 mm => Ferro fundido nodular ligado com Cu;
- barras de Ø3” x 200 mm => Ferro fundido nodular ligado com Cu-Ni;
- barras de Ø4” x 300 mm => Ferro fundido nodular ligado com Cu-Ni-Mo;

Para analisar a influência dos elementos de liga Cu, Ni ou Mo, fixou-se a quantidade de Cu nas barras de Ø2”, Ø3” e Ø4” e a quantidade de Ni nas barras de Ø3” e Ø4”. As análises químicas foram realizadas pelo laboratório da FUCOL por espectrometria, em amostras retiradas da mesma corrida das barras. Os resultados das análises químicas estão apresentados na Tabela 2. A última linha desta tabela apresenta o valor do Carbono Equivalente (C.E.) de acordo com a Equação 01.

Tabela 2 – Composições Químicas médias dos ferros fundidos nodulares produzidos (% em peso).

	Barra de Ø2”	**Barra de Ø3”**	**Barra de Ø4”**
%C	3,70	3,82	3,80
%Si	2,73	2,67	2,55
%Mn	0,21	0,20	0,26
%Cu	0,71	0,72	0,72
%Ni	-	1,22	1,62
%Mo	-	-	0,25
C.E. [%]	4,61	4,71	4,65

Na fabricação dos corpos de prova, as barras foram cortadas longitudinalmente conforme ilustrado na Figura 26. Os corpos de prova foram retirados na posição de meio-raio.

Figura 26. Representação esquemática da barra cilíndrica “fatiada” para fabricação dos corpos de prova.

Inicialmente, foram usinados um total de 54 corpos de prova para ensaio de tração (de acordo com a Norma ASTM E8M), 54 corpos de prova para ensaios de Charpy (de acordo com a Norma ASTM E23) e 27 corpos de prova para ensaio de microdesgaste; sendo 1/3 destes para cada uma das três composições químicas consideradas, com o objetivo de verificar as influências dos elementos de liga Cu-Ni-Mo, a influência da temperatura e do tempo de

austêmpera nas propriedades mecânicas do ADI. Os desenhos com as dimensões dos corpos de prova estão representados na Figura 27.

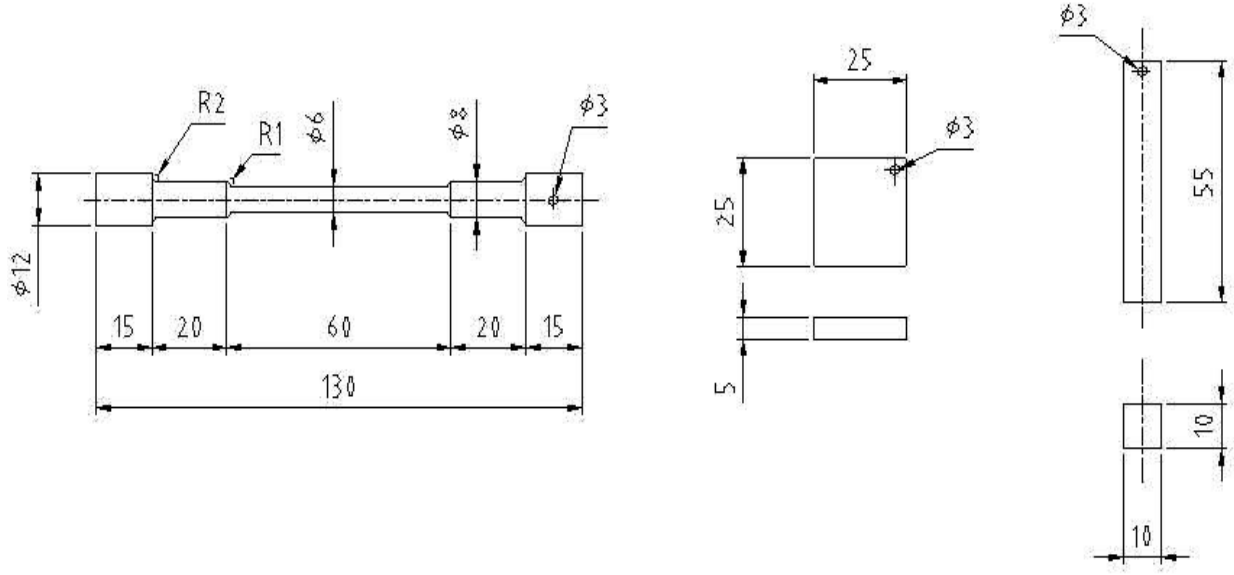


Figura 27. Dimensões em milímetros dos corpos de prova de Tração, Microdesgaste e Charpy.

Cada conjunto de corpo de prova, constituído de 2 unidades para ensaio de tração, 2 unidades para ensaio de Charpy e 1 unidade para ensaio de microdesgaste foi submetido a uma condição diferente de austêmpera. A austenitização foi realizada em um Forno Industrial marca Heating, a uma temperatura de 890ºC durante um tempo de 2 horas, para garantir a completa homogeneização da estrutura.

Realizou-se os tratamentos de austêmpera em 2 temperaturas diferentes, 300 e 360ºC, combinadas com intervalos de tempo de 1, 2, 3 e 4 horas, em um banho de sal neutro. Após os tratamentos térmicos de austêmpera, os corpos de prova foram lavados para a retirada do excesso de sal e aplicou-se uma camada de óleo para protegê-los contra a corrosão.

Na Figura 28 está representado o ciclo de tratamento térmico de austêmpera utilizado nos corpos de prova ensaiados.

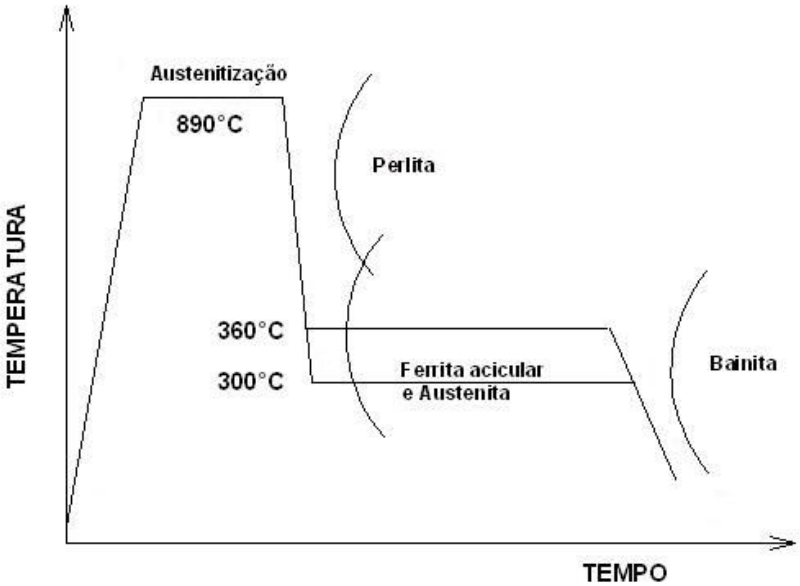


Figura 28. Ciclo térmico do Tratamento de Austêmpera utilizado.

Para análise da austemperabilidade do ADI, as barras com diâmetros de Ø2", Ø3" e Ø4", foram desbastadas para melhorar o acabamento superficial, e posteriormente austenitizadas a uma temperatura de 890ºC durante 3 horas. Em seguida, foram austemperadas a 360ºC durante 3 horas em banho de sal neutro. Utilizando um Cut-off, retirou-se uma amostra da seção transversal do meio cada uma das barras austemperadas, como indicado na Figura 29. Em seguida, cada uma dessas amostras foram retificadas para garantir uma boa planicidade, facilitando posteriormente a sua preparação para análise microestrutural. Foram analisada as variações microestruturais em função dos raios das barras.

Figura 29. Representação esquemática da secção central retirada da barra cilíndrica para análise de austemperabilidade através de microestrutura óptica.

3.1 Análise Microestrutural

As amostras para análise microestrutural foram lixadas na seguinte seqüência de granulometria: 80, 100, 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh. Após o processo de lixamento realizou-se o polimento com Óxido de Cromo e em seguida com Alumina 0,05µm. O ataque químico foi feito com nital 2%.

O mesmo critério de preparação foi utilizado para determinar a variação de microestrutura na seção transversal das barras austemperadas de Ø2", Ø3 e Ø4". Nessas secções, após o polimento e antes de efetuar o ataque químico, as amostras foram foto-micrografadas para a avaliação da morfologia da grafita, segundo Norma ASTM A-247.

Utilizou-se um microscópio marca Zeiss modelo Axiotech e uma câmara digital Sony modelo Cyber-shot - 8.1 megapixels para obtenção das fotomicrografias ópticas.

A Figura 30 apresenta o Laboratório de Análise Metalográfica da SMM-São Carlos – USP.

Figura 30. Foto do laboratório de análise metalográfica da SMM-São Carlos - USP.

Além da microscopia óptica, realizou-se também análises por microssonda eletrônica em microscópio eletrônico de varredura (MEV) para verificar a possibilidade da existência de segregação de elementos de liga. Foi efetuado o mapeamento por área dos elementos de liga nas barras austemperadas de Ø2” e Ø3”. Na amostra do ADI ligado com Cu-Ni-Mo austemperado a 300 e 360˚C, durante 1 hora, foi feita a análise por EDS em linha dos elementos de liga. Esta análise foi realizada no laboratório do Centro de Análises Químicas e Instrumentais do IQSC- S. Carlos -USP.

3.2 Ensaio de Tração

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram fabricados com comprimento útil de 60 mm e diâmetro de 6,0 mm, conforme Norma ASTM E8M.

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório do SMM - São Carlos -USP na Máquina Universal de Ensaios marca EMIC – Linha DL 10.000 – 100 kN. O ensaio foi realizado com velocidade constante de 2mm/min.

O alongamento foi medido em 60 mm, correspondente a toda extensão da parte útil do corpo de prova.

Utilizou-se 2 corpos de prova para cada condição de austêmpera considerada. Foram repetidos os ensaios que apresentaram resultados divergentes.

A Figura 31 mostra a Máquina de Ensaio de Tração utilizada.

Figura 31 – Foto da Máquina de Ensaio de Tração - SMM-São Carlos - USP.

3.3 Ensaio de Impacto – Charpy

Os ensaios de impacto foram realizados no laboratório do SMM-São Carlos- USP, utilizando-se corpos de prova tipo Charpy sem entalhe, com dimensões de 10x10x55mm, conforme Norma ASTM E23. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, num equipamento marca Instron Wolpert modelo PW 30, com velocidade do martelo de 5,52 m/s e capacidade de 300 J.

Utilizou-se 2 corpos de prova para cada condição de austêmpera considerada. Foram repetidos os ensaios que apresentaram resultados divergentes.

A Figura 32 mostra a Máquina de Ensaio de Impacto utilizada.

Figura 32. Foto da Máquina de Ensaio de Impacto - SMM-São Carlos - USP.

3.4 Ensaios de Dureza

Os ensaios foram realizados na SMM-São Carlos - USP utilizando um durômetro padrão marca Otto Wolpert – Werke, tipo Dia Testor 2Rc. A dureza foi determinada na escala Brinell (HB), com penatrador de esfera de aço de Ø2,5 mm e carga de 187,5 kg.

Foram efetuadas 5 medidas de dureza nos corpos de prova de microdesgaste em cada condição de austêmpera considerada, adotando-se a média entre elas.

A Figura 33 mostra a foto do Durômetro utilizado.

Figura 33. Foto do Durômetro – SMM-São Carlos – USP.

3.5 Ensaio de Microdesgaste

O ensaio de microdesgaste, ilustrado na Figura 34, foi realizado no laboratório da SMM-São Carlos - USP. Adotou-se o ensaio do tipo esfera presa sem a utilização de abrasivo e lubrificante, para o caso dos 3 ADI em estudo, bem como para 3 outros materiais (Aço 17CrNiMo6 (0,18C-0,3Si-0,5Mn-1,7Cr-0,3Mo-1,5Ni) cementado, SAE 4140 (0,4C-0,25Si-0,85Mn-0,9Cr-0,2Mo) temperado e revenido e SAE 4140 nitretado para as quais pretende-se usar os ADI em substituição, visando-se a comparação dos seus comportamentos ao desgaste.

Com o intuito de simular condições mais próximas as de uso real, foram realizados também alguns ensaios de microdesgaste usando-se óleo lubrificante com viscosidade 20W50, através de gotejamento efetuado a cada 30 segundos. Para esta situação ensaiaram-se o aço cementado e um ADI, para efeito de comparação.

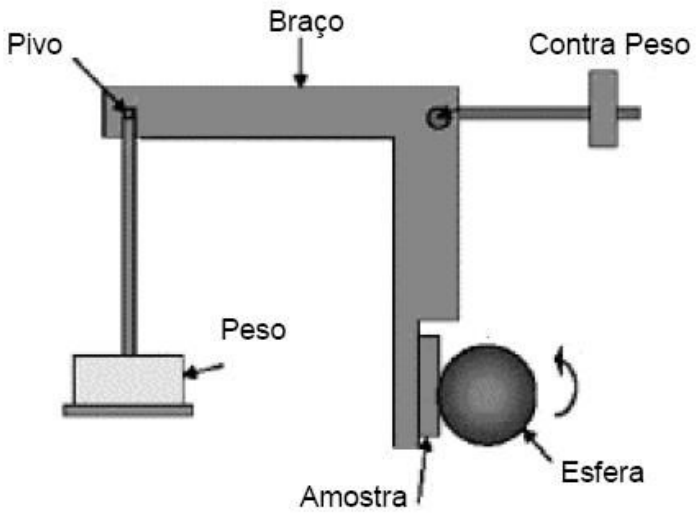


Figura 34. Representação esquemática do ensaio de microdesgaste com esfera presa.

Este ensaio consiste em promover o contato entre uma esfera e uma amostra plana, com a esfera girando em relação à amostra, possibilitando obter cargas elevadas e

consequentemente altas tensões no ensaio. O resultado desse contato é uma região desgastada em forma de calota esférica, possuindo relações geométricas com a esfera que a gerou. Assim, conhecendo-se o diâmetro da calota pode-se determinar a quantidade de material removido durante o ensaio. A Figura 35 ilustra a geometria da calota formada no ensaio de microdesgaste.

Para uma calota de desgaste com geometria esférica produzida por uma esfera de raio "R" em uma amostra plana, o volume desgastado pode ser calculado de acordo com a seguinte equação:

$$V = \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R^2} * \left(\frac{R - b^2}{8 \cdot R} \right) \cong \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R} \quad ; \quad \text{para b <<< R} \qquad \text{(Eq. 04)}$$

Onde:

V : Volume desgastado [mm^3]

R : Raio da Esfera [mm]

b : Diâmetro médio da calota [mm]

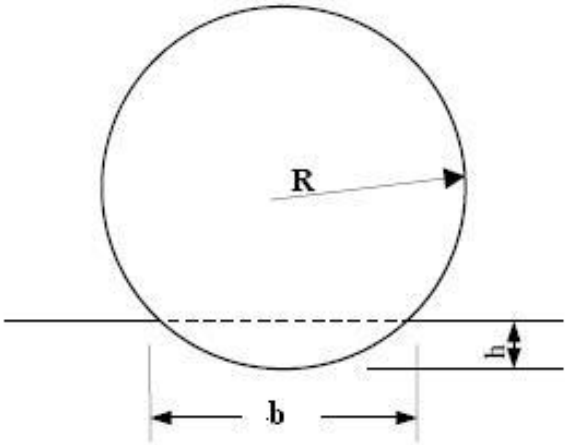


Figura 35. Esquema ilustrativo da geometria da calota formada no ensaio de microdesgaste.

A Figura 36 mostra o equipamento de ensaio de microdegaste com esfera presa utilizado.

Figura 36. Foto do equipamento de ensaio de microdesgaste com esfera presa e detalhe da porta-amostra com esfera presa.

Foram adotadas as seguintes condições para realização do ensaio:

- Diâmetro da esfera: 25,4 mm

- Carga: 2,46 N

- Rotação da esfera: 350 rpm

- Tempo de ensaio para cada condição considerada: 10, 15, 20 e 30 minutos, correspondendo às distâncias percorridas de 279; 419; 559 e 838 metros respectivamente.

- Faixa de rugosidade do CP [Ra]: 2 a 5 µm.

As calotas foram obtidas por meio de uma câmara marca Sony acoplada em um microscópio óptico marca Zeiss modelo Axiotech interligadas a um computador com Sistema Macintosh 8500/120. Para determinar o diâmetro “b” das calotas fotografadas utilizou-se o software “Image J”.

CAPÍTULO 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Microestrutural

4.1.1 Avaliação Morfológica da Grafita e Microestrutura no estado bruto de fundição.

Na Figura 37 estão apresentadas as Fotomicrografia em três pontos diferentes das barras austemperadas - amostras polidas sem ataque químico.

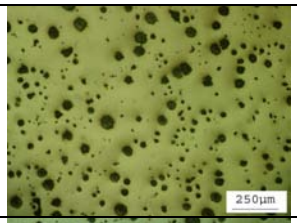
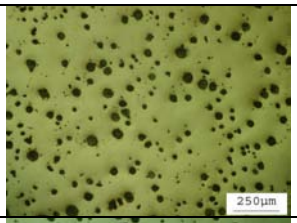
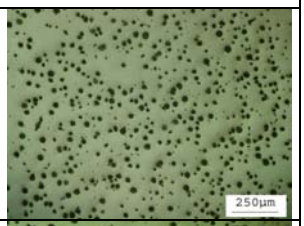
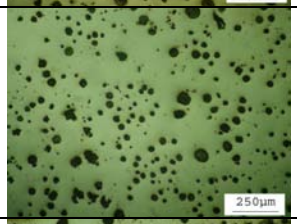
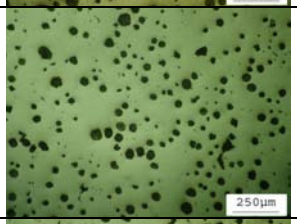
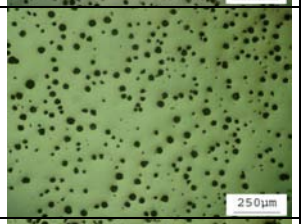
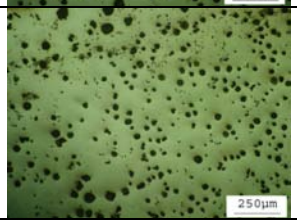
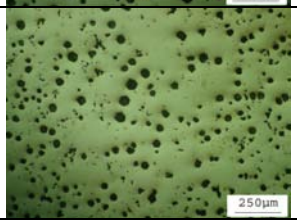
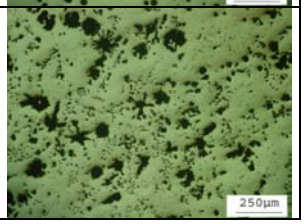
ADI	Centro	Meio Raio	Superfície
Ligado com Cu			
Ligado com Cu-Ni			
Ligado com Cu-Ni-Mo			

Figura 37. Fotomicrografia em três pontos diferentes das barras austemperadas - amostras polidas sem ataque químico.

As Tabelas 3, 4 e 5 indicam a classificação morfológica da grafita segundo a Norma ASTM A-297.

Tabela 3 – Avaliação morfológica da Grafita – Barra Ø2" – ADI ligado com Cu.

	Centro	Meio Raio	Superfície
Tipo	I e II	I e II	I e II
Tamanho	5	5	6
Nódulos / mm^2	212	180	312
Nodularização	85%	85%	90%

Tabela 4 – Avaliação morfológica da Grafita – Barra Ø3" – ADI ligado com Cu-Ni.

	Centro	Meio Raio	Superfície
Tipo	I e II	I e II	I e II
Tamanho	5	5	5
Nódulos / mm^2	195	177	223
Nodularização	85%	80%	90%

Tabela 5 – Avaliação morfológica da Grafita – Barra Ø4" – ADI ligado com Cu-Ni-Mo.

	Centro	Meio Raio	Superfície
Tipo	I e II	I e II	I, II e III
Tamanho	5	5	-
Nódulos / mm^2	242	197	-
Nodularização	80%	80%	-

A forma da grafita Tipo I é a mais desejada em ferros fundidos nodulares, embora o Tipo II praticamente não exerça efeito nocivo em suas propriedades mecânicas. A forma da

grafita Tipo III encontrada próxima à superfície da barra de Ø4” ligada com Cu-Ni-Mo é totalmente indesejável, pois compromete muito as propriedades mecânicas do material.

Os tamanhos dos nódulos de grafita encontrados são considerados pequenos, e isto proporciona um número considerável de nódulos por mm^2. O número de nódulos por mm^2 tem um efeito importantíssimo nas propriedades mecânicas do ADI. Estudos relacionados à grafita apontam que quanto maior a densidade de nódulos maior é o limite de resistência, escoamento e alongamento do ADI. Além disso, uma melhor distribuição de nódulos de grafita favorece o processo de difusão do carbono na austenita durante o processo de austenitização, já que existe uma distância menor entre os nódulos de grafita que funciona como fonte de carbono. A densidade de nódulos encontrada nas barras, com exceção da periferia da barra de Ø4” ligada com Cu-Ni-Mo satisfazem as recomendações para um ferro fundido nodular de boa qualidade. No caso da barra de Ø4” ligada com Cu-Ni-Mo, tal fato não comprometeu os resultados dos ensaios, uma vez que os corpos de prova foram retirados de regiões mais interiores da peça. A variação do número de nódulos em relação ao raio da barra está de acordo com a tendência encontrada por REESMAN e LOPER (1967), ilustrado na Figura 15.

As microestruturas apresentadas na Figura 38 no estado bruto de fusão apresentam matrizes predominantemente perlíticas, com regiões ferríticas envolvendo os nódulos de grafita, caracterizando e estrutura “olho de boi”. Esta estrutura é função direta da velocidade de resfriamento e da composição química. Pode-se observar que com a adição de elementos de liga aumentou a quantidade de perlita e diminuiu a de ferrita que envolve os nódulos de grafita.

A barra de Ø4” ligada Cu-Ni-Mo apresentou uma dureza relativamente alta no estado bruto de fundição, 330 HB, proporcionando dificuldade na usinagem dos corpos de prova. Devido a isto, ela foi submetida a um tratamento de Recozimento, realizado na temperatura de

700˚C durante 5 horas, apresentando após este processo uma estrutura mista de ferrita e perlita, mostrada na Figura 38.

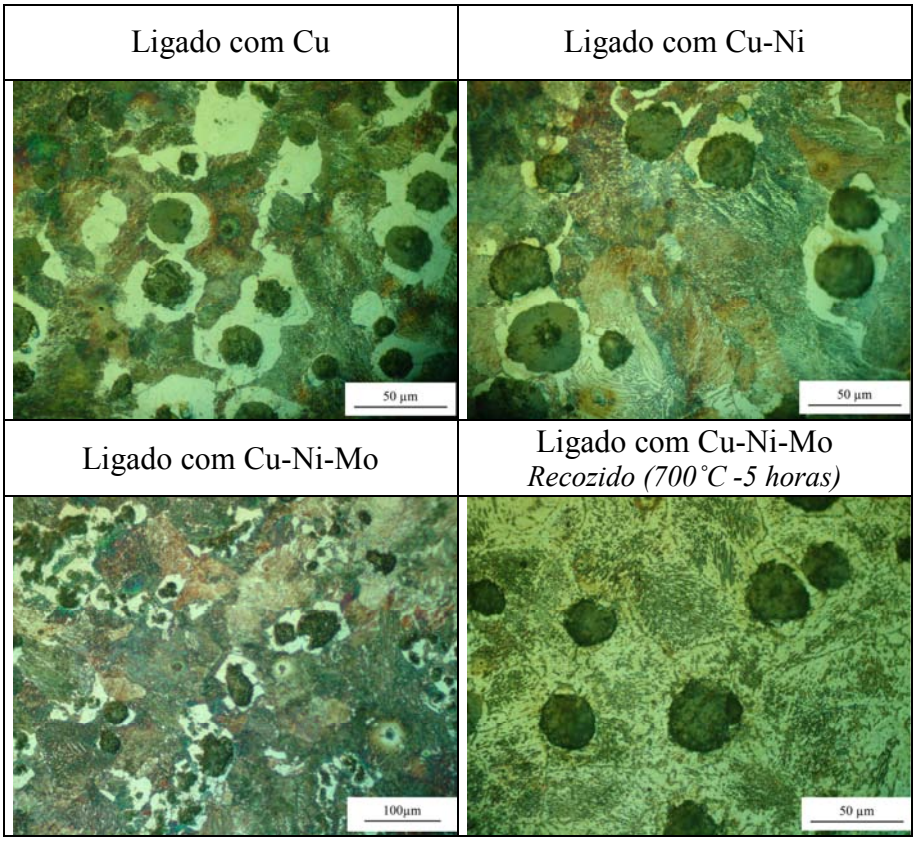


Figura 38. Microestrutura das barras no estado bruto de fundição – ataque nital 2%

A determinação da microestrutura da matriz é importante para selecionar a temperatura e o tempo de austenitização para a austêmpera posterior, tendo em vista que uma matriz perlítica é mais fácil de austenitizar, já que esta apresenta um percentual de carbono na matriz relativamente alto, em torno de 0,77%. Neste trabalho a temperatura e o tempo de austenitização garantiram uma estrutura totalmente ausferrítica nas condições de tratamento utilizadas.

4.1.2 Microestruturas ópticas dos Ferros Fundidos Nodulares Austemperados.

As Figuras 39 a 48 mostram as microestruturas ópticas dos ADI.

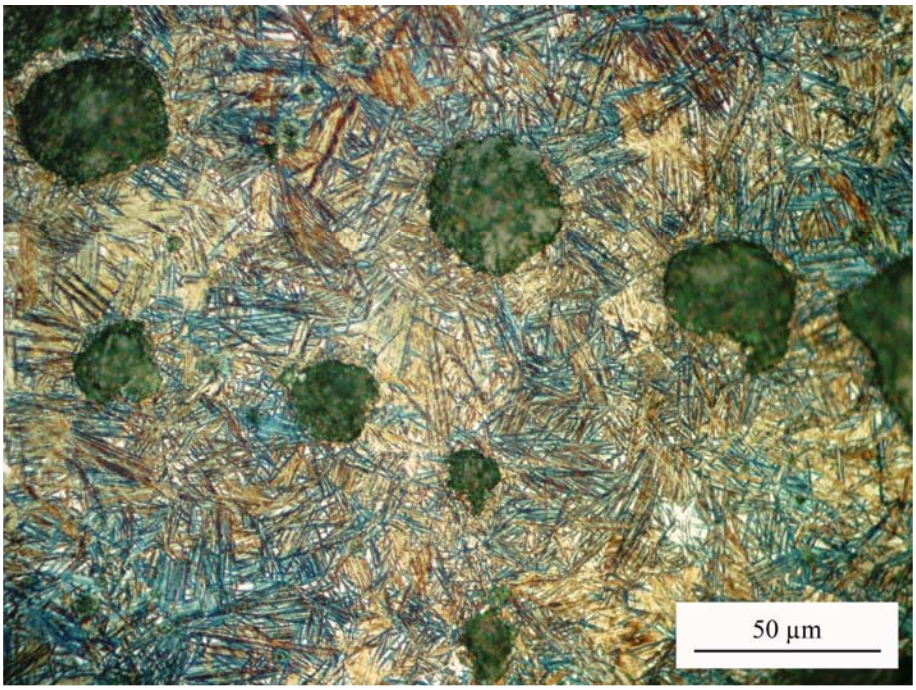


Figura 39. ADI ligado com Cu – austemperado a 300˚C por 1 hora. Ataque nital 2%.

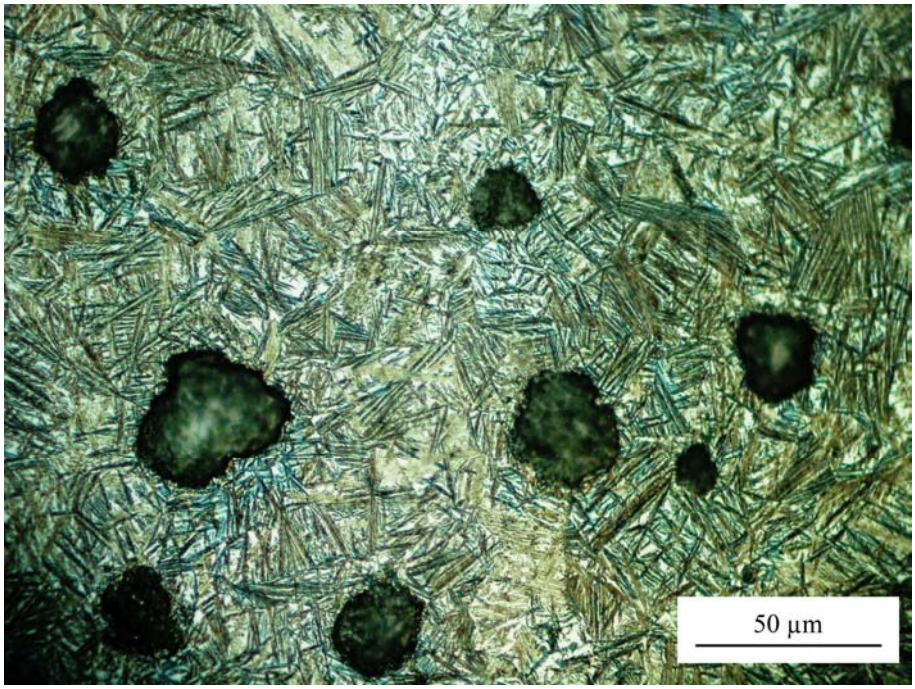


Figura 40. ADI ligado com Cu – austemperado a 360˚C por 1 hora. Ataque nital 2%.

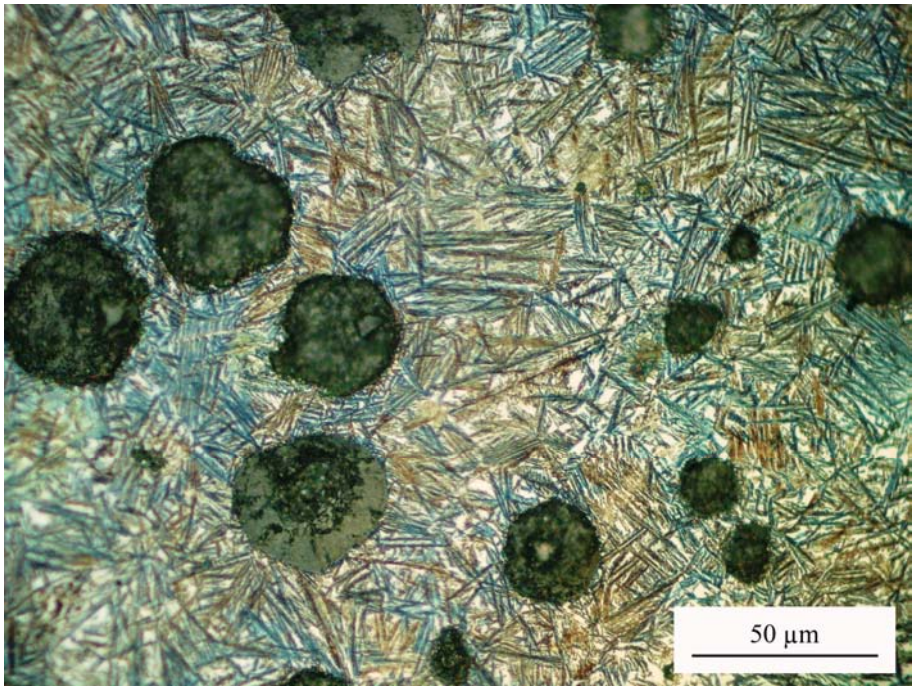


Figura 41. ADI ligado com Cu – austemperado a 360˚C por 3 horas. Ataque nital 2%.

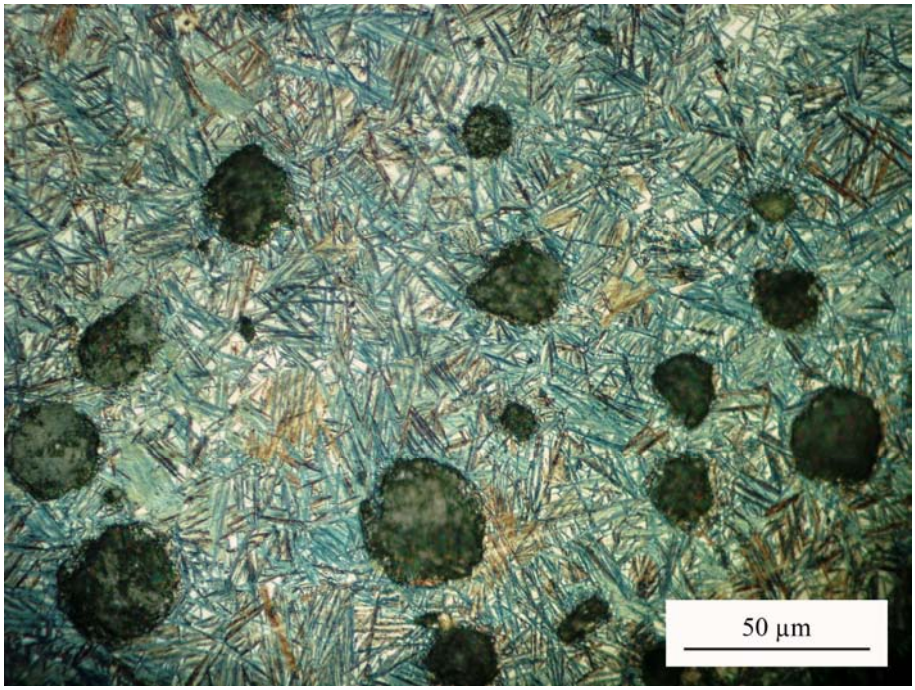


Figura 42. ADI ligado com Cu-Ni – austemperado a 300˚C por 1 hora. Ataque nital 2%.

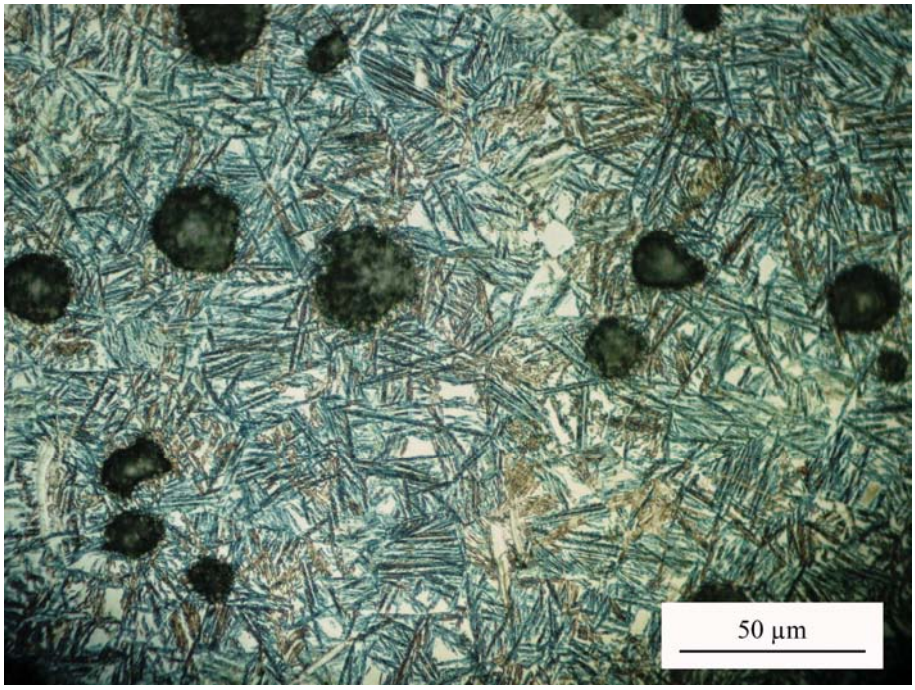


Figura 43. ADI ligado com Cu-Ni – austemperado a 360˚C por 1 hora. Ataque nital 2%.

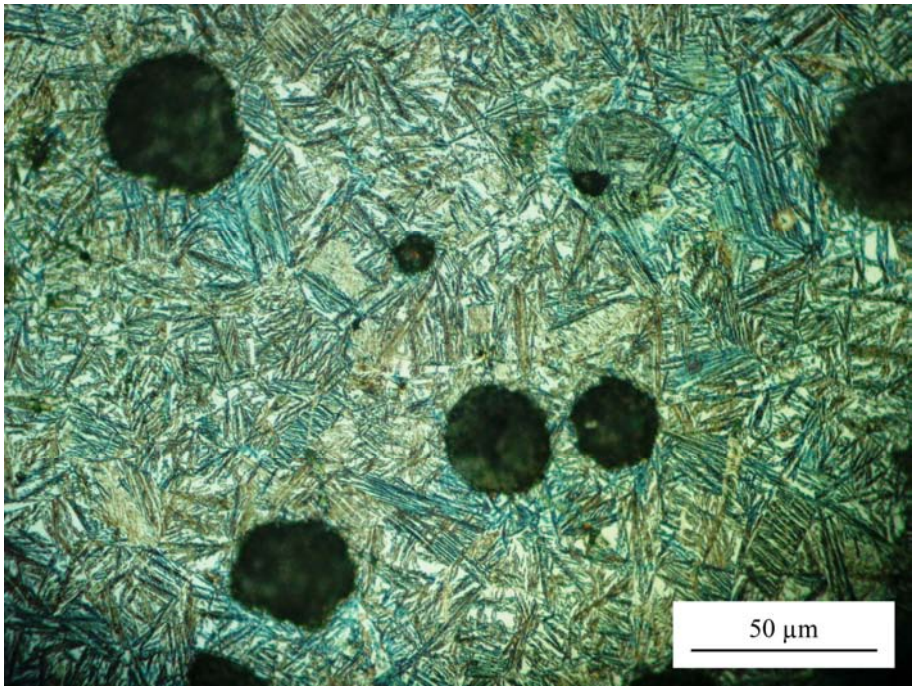


Figura 44. ADI ligado com Cu-Ni – austemperado a 360˚C por 3 horas. Ataque nital 2%.

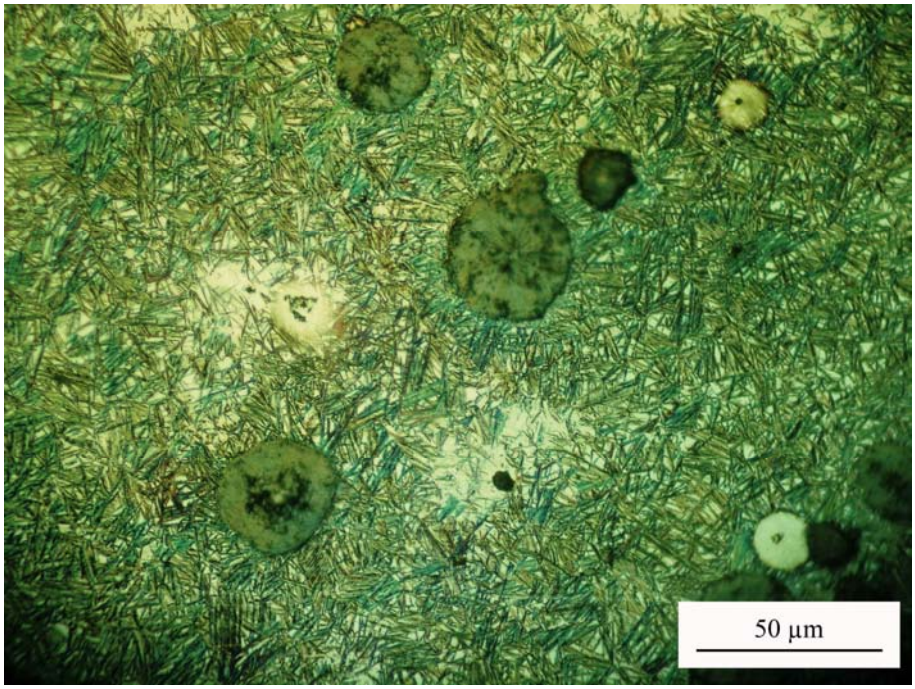


Figura 45. ADI ligado com Cu-Ni-Mo – austemperado a 300˚C por 1 hora. Ataque nital 2%.

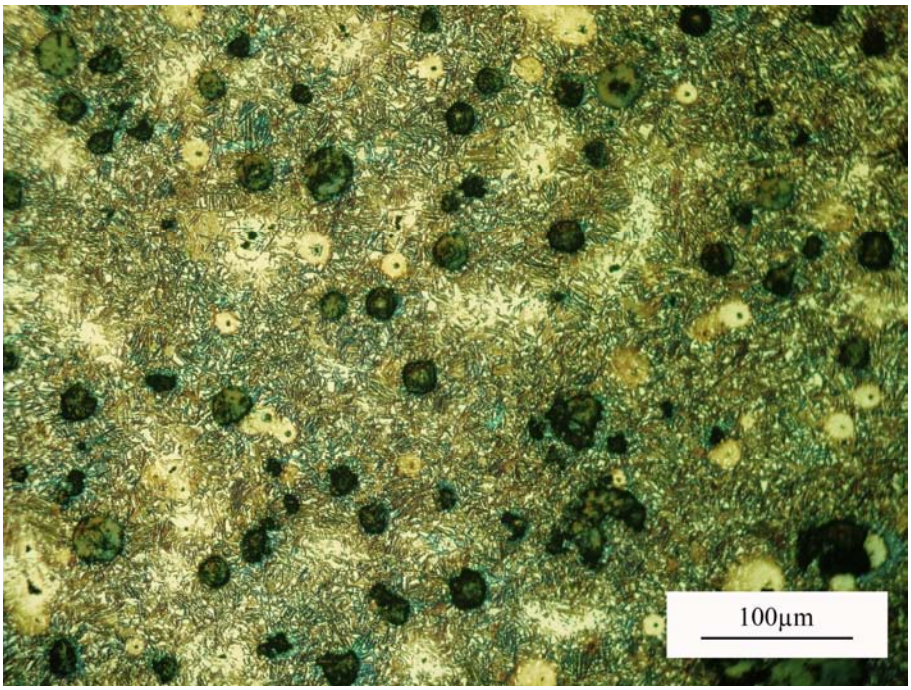


Figura 46. ADI ligado com Cu-Ni-Mo – austemperados a 300˚C durante 3 horas. Regiões claras indicam segregação de elementos de liga.

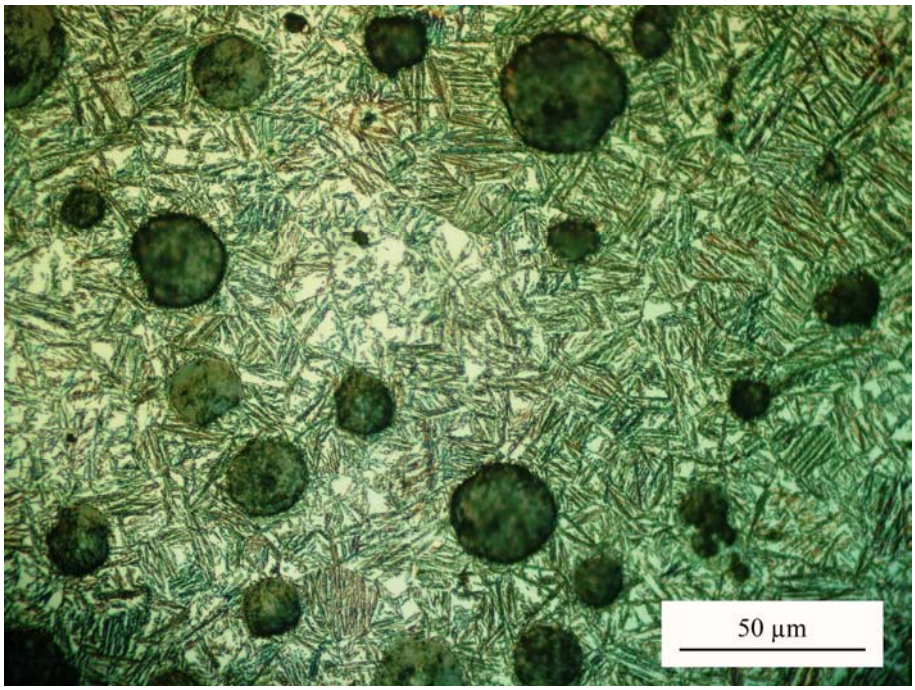


Figura 47. ADI ligado com Cu-Ni-Mo – austemperado a 360˚C por 1 hora. Ataque nital 2%.

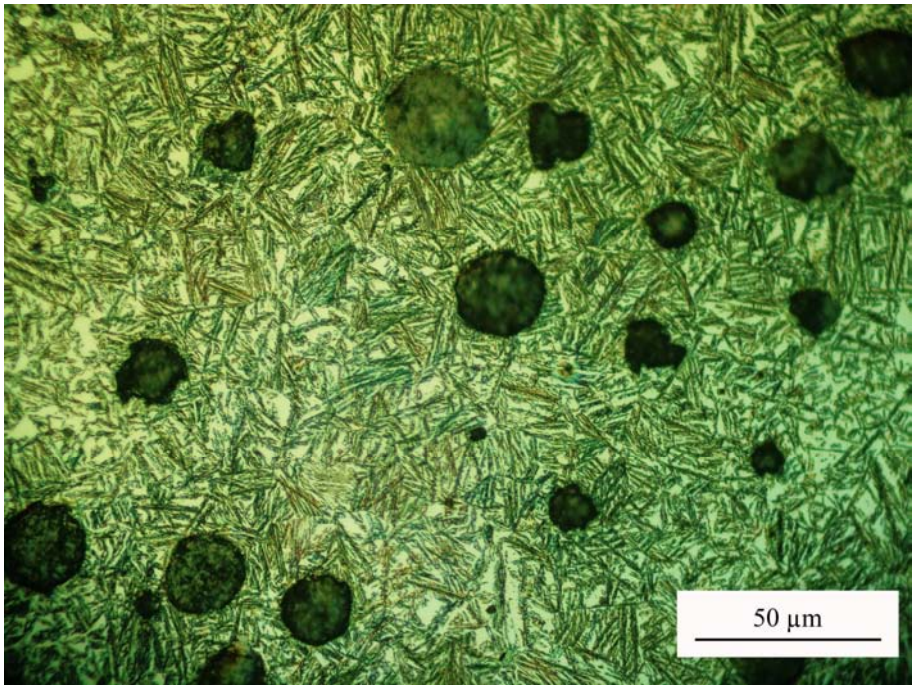


Figura 48. ADI ligado com Cu-Ni-Mo – austemperado a 360˚C por 3 horas. Ataque nital 2%.

Analisando as microestruturas apresentadas nas Figuras 39 a 48, verifica-se que os ADI austemperados a 300˚C possuem estruturas mais refinadas do que os ADI austemperados a 360˚C. Quanto menor a temperatura de austêmpera, maior é o resfriamento da austenita primária e menor a taxa de difusão do carbono, favorecendo a nucleação das placas de ferrita ao invés de seu crescimento (ausferrita inferior). Efeito contrário ocorre para a maior temperatura de austêmpera, onde a taxa de difusão de carbono é maior, favorecendo o seu crescimento, proporcionando uma estrutura mais grosseira (ausferrita superior).

Em relação à variação do tempo de austêmpera não se observou alterações significativas nas microestruturas .

Comparando-se o ADI ligado com Cu com o ADI ligado com Cu-Ni, observou-se que a com a adição de Ni a estrutura tornou-se mais grosseira e apresentou uma maior quantidade de austenita retida.

O ADI ligado com Cu-Ni-Mo apresentou microestrutura mais refinada do que as das duas outras composições, além de presença de segregação de elementos de liga, regiões claras das Figuras 45 e 46 (FRANCUCCI; SIKORA; DOMMARCO, 2007; AHMADABADI; VAHDAT, 2004; KOVACS, 1991; HEYDARZADEH; AHMADABADI; VAHDAT, 2004; LIN; CHEN; LEI, 1998).

4.1.3 Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV.

As Figuras 49 e 50 mostram o mapeamento dos elementos de liga dos ADI ligado com Cu e ADI ligado com Cu-Ni.

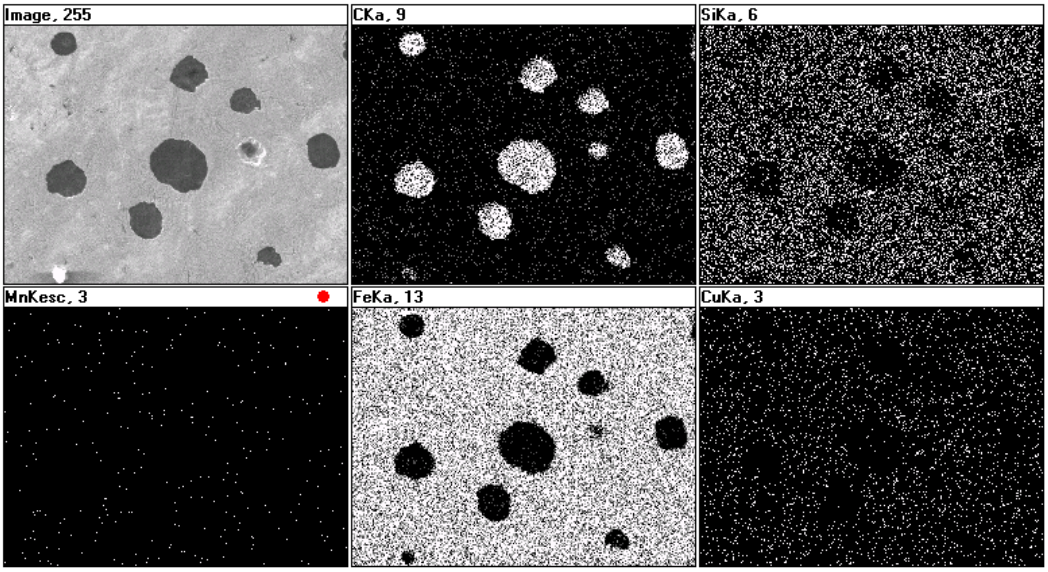


Figura 49. MEV da barra de Ø2” – ADI ligado com Cu – Mapeamento dos elementos de liga a meio-raio da barra.

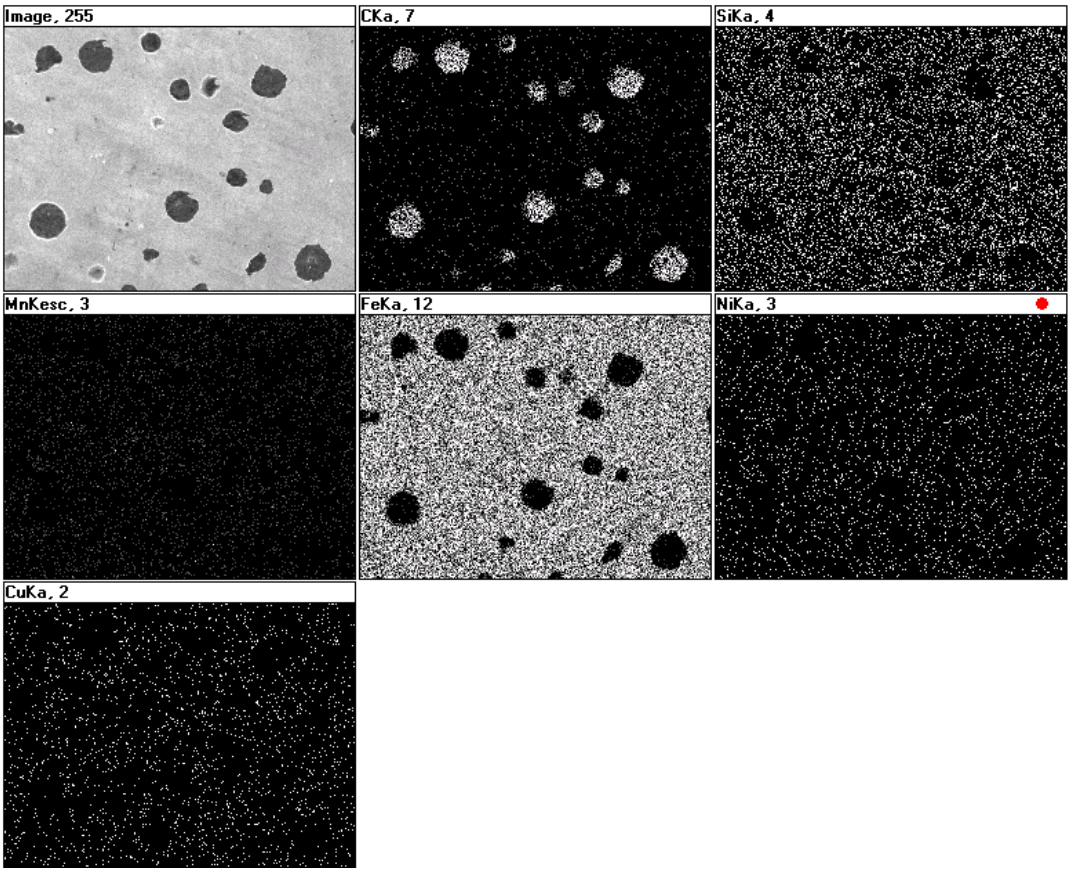


Figura 50. MEV da barra de Ø3” – ADI ligado com Cu-Ni – Mapeamento dos elementos de liga a meio-raio da barra.

Analisando-se o mapeamento dos elementos de liga efetuado pela MEV, apresentadas nas Figuras 49 e 50, observou-se boa distribuição de elementos de liga ao longo da secção das barras analisadas, garantindo boa homogeneidade da estrutura.

A Figura 51 apresenta a fotomicrografia da amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 300˚C durante 1 hora no qual realizou-se a análise em MEV - EDS em Linha, e a Figura 52 apresenta os respectivos resultados. O gráfico mostra oscilação nos teores dos elementos de liga devido a sua variação de concentração entre as agulhas de ferrita e austenita da ausferrita. Ocorreram picos mais acentuados localizados, porém não representaram indicação de segregação, já que os valores de concentração desses elementos de liga cairam para patamares mais baixos logo em seguida.

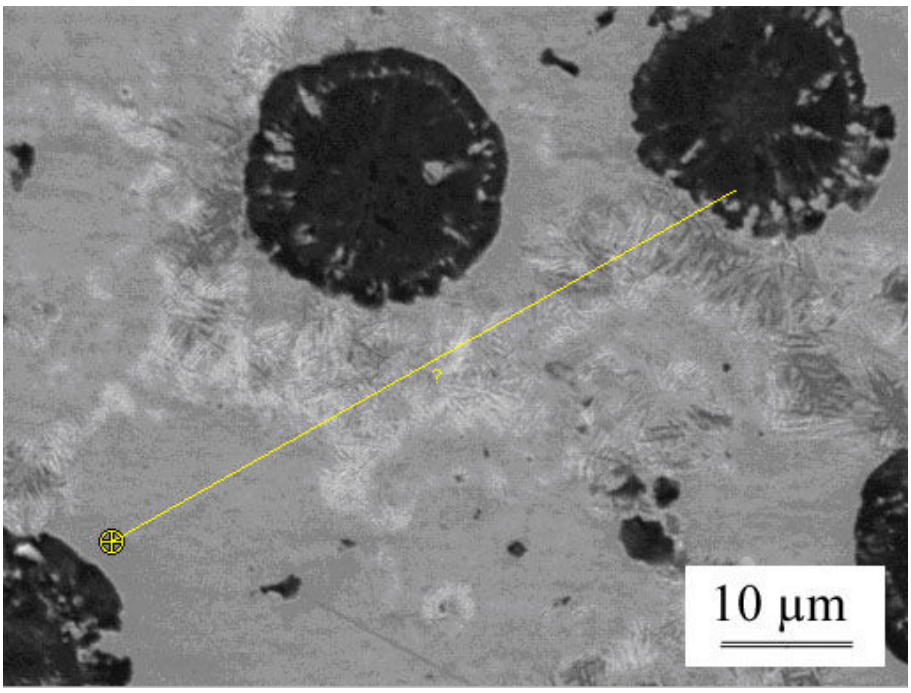


Figura 51. Fotomicrografia da amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 300˚C durante 1 hora. Análise no MEV - EDS em linha.

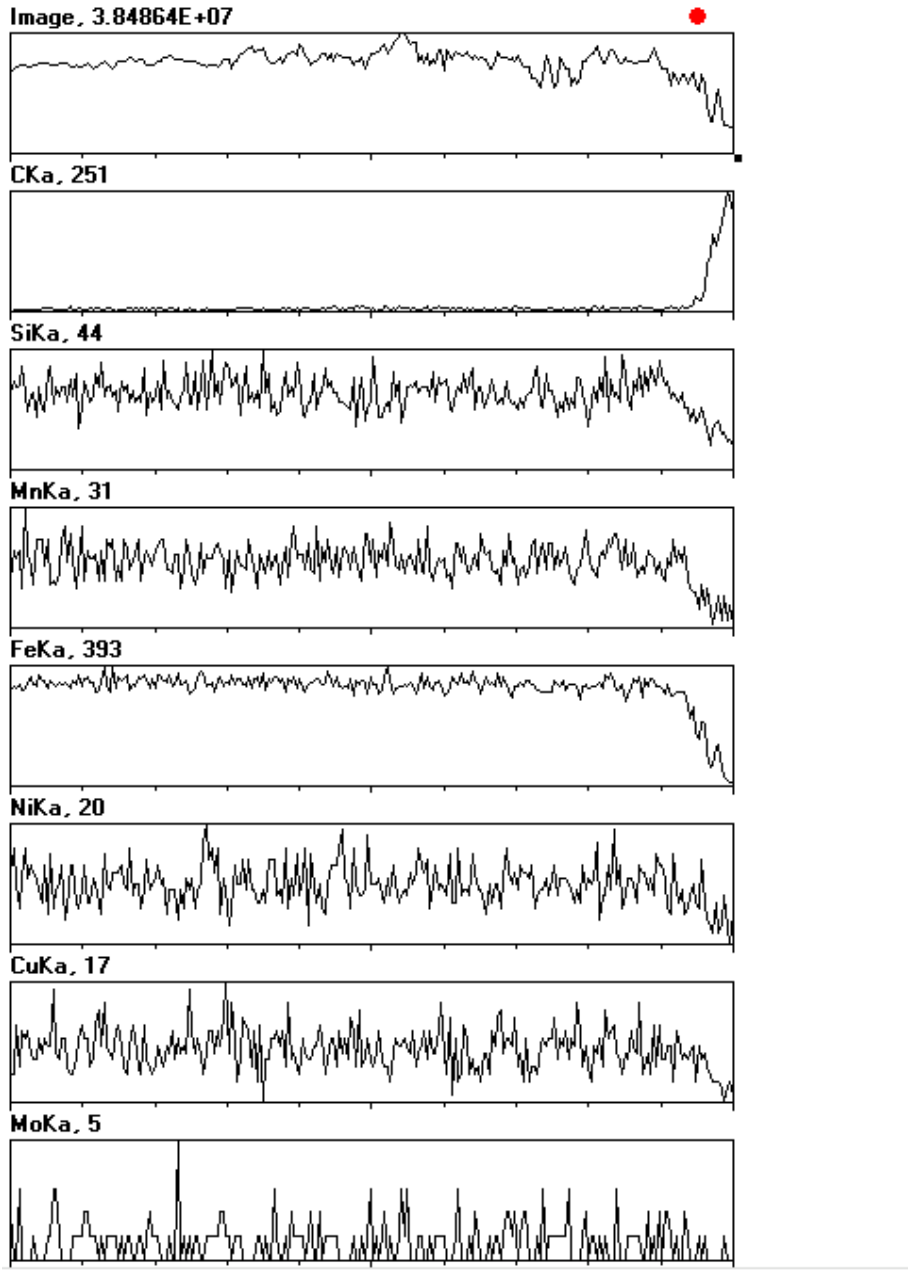


Figura 52. Resultado da análise do EDS em linha - amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 300˚C durante 1 hora.

A Figura 53 apresenta a fotomicrografia da amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 360˚C durante 1 hora no qual realizou-se a análise em MEV - EDS em Linha, e a Figura 54 apresenta os respectivos resultados. Ocorreram picos mais acentuados localizados, porém no caso dos elementos Cu, Ni e Mn não ocorreu indicação de segregação, já que os valores de concentração desses elementos de liga cairam para patamares mais baixos logo em seguida. Nota-se, no caso do Mo, que nas regiões com colorações diferenciadas da fotomicrografia, ocorreram patamares de concentração desse elemento, indicando a segregação desse elemento na região.

Notou-se também a indicação do nódulo de grafita e de outros elementos no seu interior, coincidindo com a diminuição de concentração de carbono. Isto pode ter sido ocasionado durante o processo de lixamento, arrastando esses elementos da matriz para esta região, já que a grafita é formada exclusivamente por átomos de carbono.

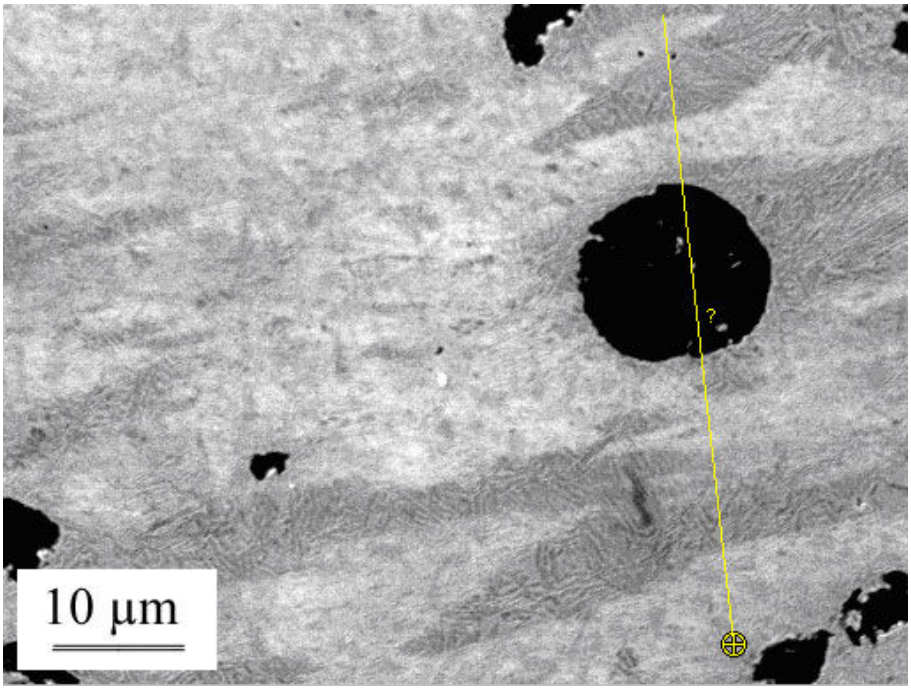


Figura 53. Fotomicrografia da amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 360˚C durante 1 hora. Análise no MEV - EDS em linha.

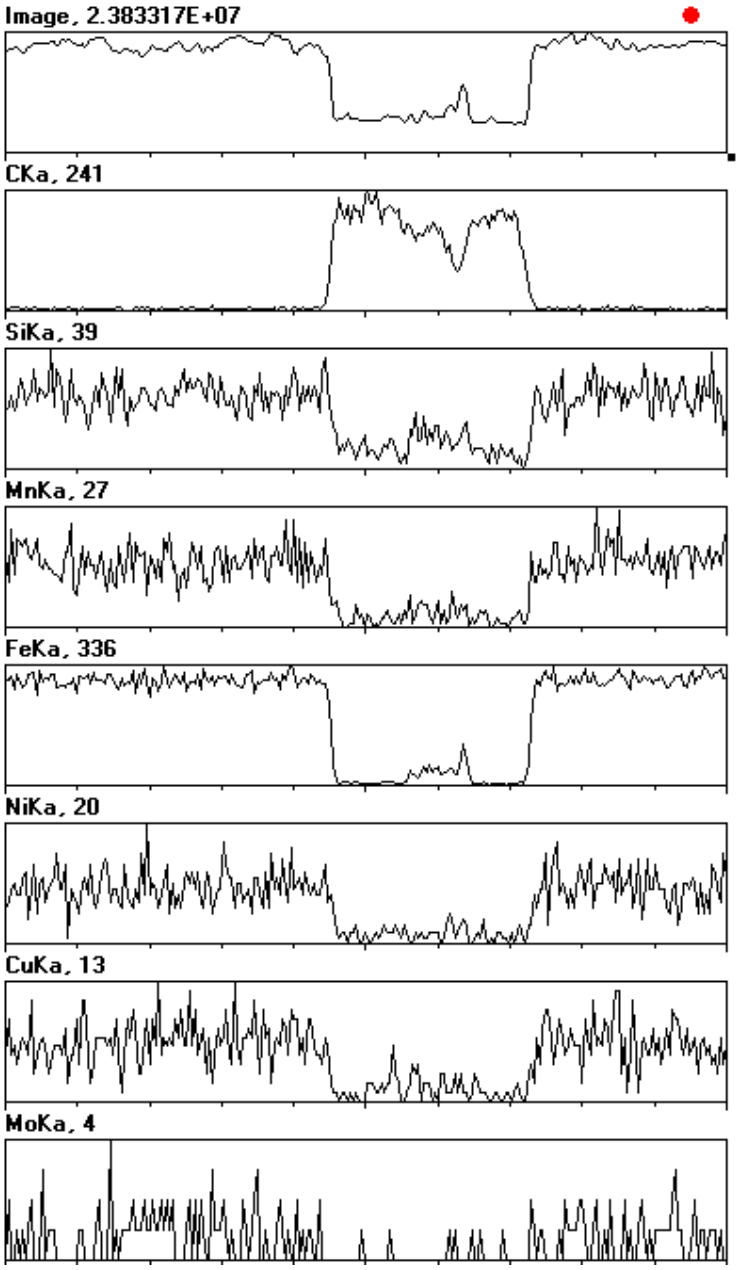


Figura 54. Resultado da análise do EDS em linha - amostra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo austemperado a 360˚C durante 1 hora.

4.1.4 Microestrutura das barras austemperadas para análise de Austemperabilidade.

As Figuras 55 à 57 mostram a variação de microestruturas das barras austemperadas.

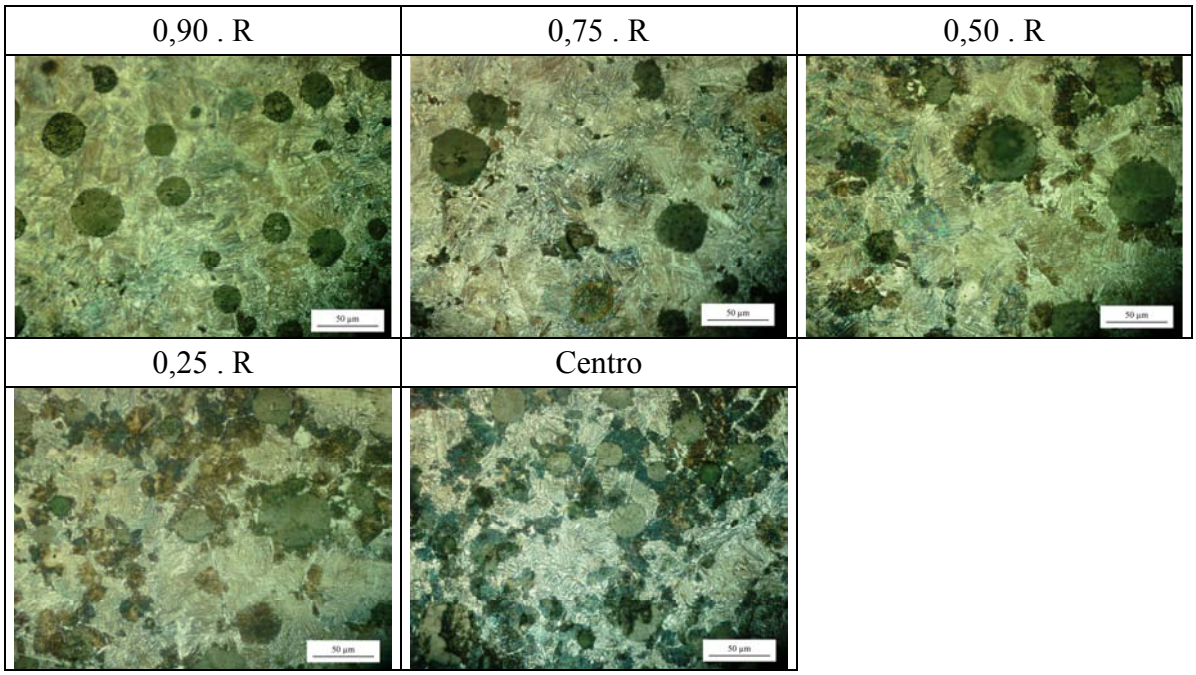


Figura 55. Variação da microestruturas em função do raio da barra de Ø2" – ligada com Cu, austemperada a 360˚C durante 3 horas.

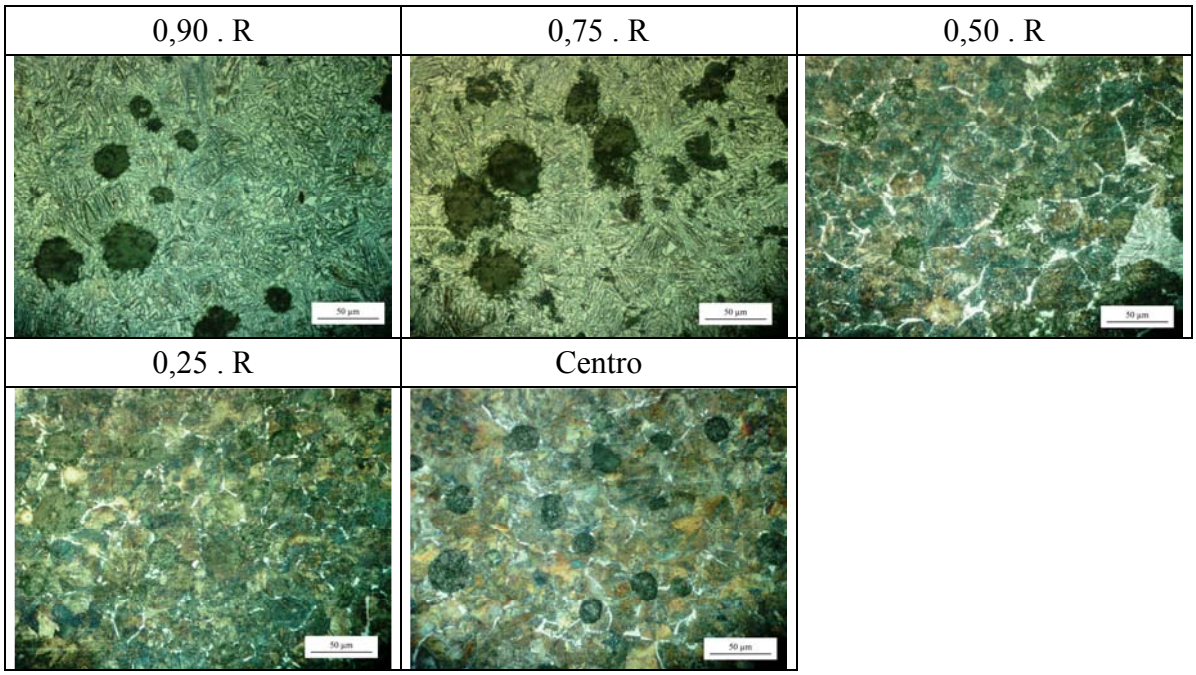


Figura 56. Variação da microestruturas em função do raio da barra de Ø3" – ligada com Cu-Ni, austemperada a 360˚C durante 3 horas.

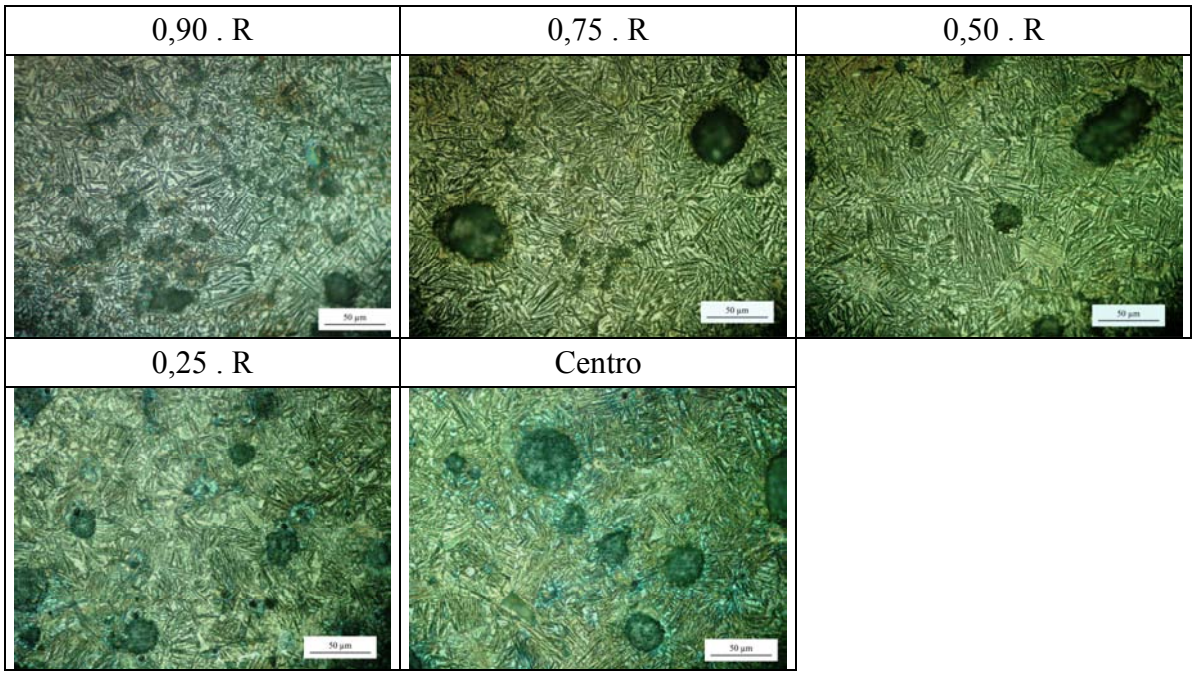


Figura 57. Variação da microestruturas em função do raio da barra de Ø4" – ligada com Cu-Ni-Mo, austemperada a 360˚C durante 3 horas.

Comparou-se as análises microestruturais apresentadas nas Figuras 55 à 57 com os resultados obtidos com a equação de VOIGT e LOPER (1994) - Equação 04, a qual relaciona o "diâmetro crítico" de uma barra cilíndrica austemperada com a temperatura de austêmpera e composição química do ADI. Este diâmetro crítico expressa a austemperabilidade do ADI, ou seja, o maior diâmetro de barra que apresente estrutura totalmente ausferrítica, sem a presença de perlita ou outras estruturas indesejadas, após o tratamento de austêmpera numa determinada condição. A Tabela 06 mostra os valores calculados através da Equação 04.

$$Dc = 124 * C_{\gamma}^{\circ} + 27(\%Si) + 22(\%Mn) + 16(\%Ni) - 25(\%Mo) - 1{,}68 * 10^{-4}(Ta)^2$$
$$+ 12(\%Cu)(\%Ni) + 62(\%Cu)(\%Mo) + 88(\%Ni)(\%Mo) + 11(\%Mn)(\%Cu)$$
$$+ 127(\%Mn)(\%Mo) - 20(\%Mn)(\%Ni) - 137$$

(Eq.04)

Onde:

Dc = Diâmetro crítico da barra [mm]

C˚γ = Quantidade de carbono dissolvido na austenita [%] – Eq. 01.

Ta = Temperatura de Austêmpera [˚C]

Utilizando as Equações 01 e 04 obtem-se os resultados apresentados na Tabela 6, para os materiais analisados:

Tabela 6 – Diâmetro crítico teórico das barras austemperadas

Material	Ø barra austemperada [mm]	% C°γ	Dc [mm]
Ø2” – ADI-Cu	46	0,705	9
Ø3” – ADI-Cu-Ni	70	0,715	33
Ø4” – ADI-Cu-Ni-Mo	94	0,736	89

Pelas análises microestruturais da barra de ADI ligada com Cu (Ø46mm) encontrou-se a presença de outros constituinte além da ausferrita em torno de 0,60.R, ou seja, austemperou até uma profundidade em torno de 9 mm. Esta situação já era esperada, já que o diâmetro da barra é bem maior que o diâmetro crítico calculado pela equação de VOIGT e LOPER.

Na barra de ADI ligada com Cu-Ni (Ø70mm), em 0,50.R praticamente não se encontra ausferrita. A presença de outros constituintes começa a ser notada em torno de 0,65.R, ou seja, austemperou até uma profundidade em torno de 12mm. Observou-se também a presença de ferrita em contorno (ferrita pró-eutetóide). Esta situação em relação à austemperabilidade já era esperada, pelo mesmo motivo anterior.

A barra de ADI ligada com Cu-Ni-Mo (Ø94mm) austemperou até o centro, comprovando a eficiência da equação de VOIGH e LOPER (1994) para austemperabilidade do ADI. Embora o diâmetro da barra seja ligeiramente superior ao diâmetro crítico calculado, foi encontrado somente ausferrita no centro desta barra cilíndrica.

4.2 Resultados dos Ensaios de Tração, Dureza e Impacto (Charpy).

As tabelas 7, 8 e 9 apresentam os resultados dos ensaios de tração, dureza e impacto.

Tabela 7 – Propriedades Mecânicas obtidas do ADI ligado com Cu e no estado bruto de fundição (matriz perlítica).

Temperatura Austêmpera [°C]	Tempo Austêmpera [horas]	Limite Resistência [MPa]	Limite Escoamento [MPa]	Along. [%]	Dureza [HB]	Impacto [J]
300	1	1247	892	2,6	458	73
	2	1302	931	2,4	453	84
	3	1497	1145	2,2	474	82
	4	1394	1093	2,1	465	80
360	1	1101	794	6,5	354	130
	2	1093	783	7,8	362	174
	3	1105	813	7,3	363	154
	4	1044	780	6,4	368	143
Fofo-Cu	-	653	403	1,9	239	22

Tabela 8 – Propriedades Mecânicas obtidas do ADI ligado com Cu-Ni e no estado bruto de fundição (matriz perlítica).

Temperatura Austêmpera [°C]	Tempo Austêmpera [horas]	Limite Resistência [MPa]	Limite Escoamento [MPa]	Along. [%]	Dureza [HB]	Impacto [J]
300	1	1369	955	2,2	444	81
	2	1418	1046	2,3	450	88
	3	1399	1044	2,2	454	80
	4	1380	1040	2,1	462	86
360	1	1024	681	5,5	355	141
	2	1010	744	5,3	349	146
	3	1044	778	5,4	342	135
	4	1027	783	4,9	354	133
Fofo Cu-Ni	-	747	434	1,8	245	26

Tabela 9 – Propriedades Mecânicas obtidas do ADI ligado com Cu-Ni-Mo e no estado bruto de fundição (matriz mista - perlita e ferrita).

Temperatura Austêmpera [°C]	Tempo Austêmpera [horas]	Limite Resistência [MPa]	Limite Escoamento [MPa]	Along. [%]	Dureza [HB]	Impacto [J]
300	**1**	1146	753	2,1	420	28
	2	1131	810	2,1	424	32
	3	1202	940	2,0	432	35
	4	1248	947	2,0	428	32
360	**1**	862	602	3,5	332	54
	2	883	623	3,6	328	62
	3	894	626	3,8	323	54
	4	925	690	3,2	322	56
Fofo Cu-Ni-Mo*	-	595	432	2,0	210*	18

(*) A barra foi Recozida a 700˚C durante 5 horas. No estado bruto de fundição a dureza era de 330 HB.

Os tratamentos de austêmpera realizados nos ferros fundidos nodulares aumentaram consideravelmente as propriedades mecânicas do material em comparação com o estado bruto de fundição Os tratamentos de austêmpera realizados a 300˚C, produziram valores de resistência à tração superiores a 80% em relação ao estado bruto de fundição, para todas as composições em estudo. Na temperatura de austêmpera de 360˚C a resistência à tração foi 60% superior a do estado bruto de fundição para o ADI ligado com Cu e acima de 35% para as demais ligas. Em todos os casos ocorreu um aumento significativo no valor do alongamento e na energia absorvida no ensaio de impacto após o tratamento térmico de austêmpera, mesmos com o aumento de resistência mecânica, comprovando a grande efetividade do processo de austêmpera aplicado em ferros fundidos nodulares, fato normalmente não observado nos aços.

Com o aumento da temperatura de austêmpera de 300 para 360˚C ocorreu uma diminuição nas resistências à tração e na dureza de todos os ADI produzidos e um aumento no

alongamento e na energia absorvida ao impacto. Ferros fundidos nodulares austemperados em menores temperaturas apresentam ausferrita inferior, com microestrutura mais refinada e maior quantidade de ferrita acicular, responsável pela maior resistência mecânica; enquanto que os austemperados a maiores temperaturas possuem ausferrita superior, microestrutura esta mais grosseira e maior quantidade de austenita, responsável pela maior ductilidade e tenacidade.

Não foi observada uma variação significativa de propriedades mecânicas em função do tempo de austêmpera. Também não ocorreu uma queda acentuada na energia absorvida ao impacto com o tempo de austêmpera até 4 horas, fato que poderia indicar o início do estágio II da reação de austêmpera, com formação de carbonetos a partir da austenita com alto teor de carbono, o que evidenciaria a ultrapassagem da janela de processo (janela fechada). Pelos resultados encontrados nos ensaios de impacto, as janelas de processo ainda não foram ultrapassadas (janela aberta) até o período de 4 horas para as três composições químicas analisadas, nas duas temperaturas de austêmpera consideradas.

Os menores valores de resistências mecânicas encontrados no estado bruto de fundição da liga Cu-Ni-Mo são devidos ao processo de recozimento realizado, com o objetivo de reduzir a dureza do material para facilitar o processo de usinagem dos corpos de prova. Este processo de recozimento modificou a estrutura da matriz conforme comentado no item 4.1.1. Isto não tem relação com os menores valores de propriedade mecânica encontrados com esta liga austemperada, pois a austenitização foi suficiente para proporcionar a saturação do carbono na austenita, garantindo a estrutura ausferrítica após o processo de austêmpera. Essa mesma tendência de propriedades mecânicas, ductilidade e tenacidade em ADI ligado com Ni-Mo foi encontrada também por ELSAYED (2008). A presença de Mo pode geralmente acarretar a formação de segregação, responsável pela queda de resistência mecânica,

ductilidade e tenacidade. O efeito do teor de Mo nestas propriedades podem ser verificado também na Figura 20.

4.3 Ensaios de Microdesgaste

4.3.1 Ferros fundidos austemperados e no estado bruto de fundição – ensaio sem lubrificação.

Na Figura 58 estão apresentadas algumas calotas obtidas nos ensaios de microdesgaste sem lubrificação para o ferro fundido bruto de fundição e nos ADI em estudo.

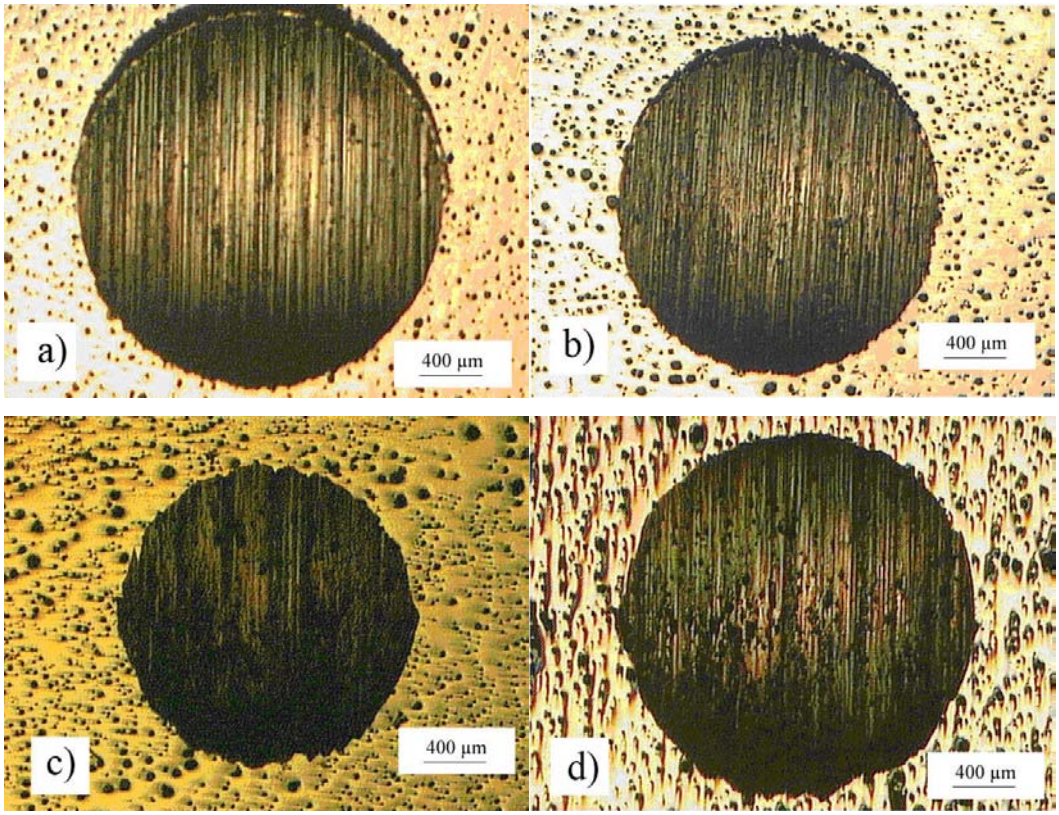


Figura 58. Aspecto das calotas obtidas no ensaio de microdesgaste – distância percorrida de 838 m.
a) Fofo ligado com Cu; b) Fofo ligado com Cu-Ni-Mo; c) ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 300˚C durante 3 horas; d) ADI ligado com Cu austemperado a 360˚C durante 3 horas.

Verifica-se em todos os casos sulcos de desgaste característicos de ensaios abrasivos. Apesar dos ensaios terem sido realizados sem o uso de abrasivos, com o decorrer dos

mesmos, partículas destacadas do material ou da esfera passaram a atuar como abrasivos, que produziram tais sulcos.

Nas Figuras 59 a 66 são apresentados por meio de gráficos os resultados dos ensaios de microdesgaste para os ADI e os ferros fundidos nodulares no estado bruto de fundição.

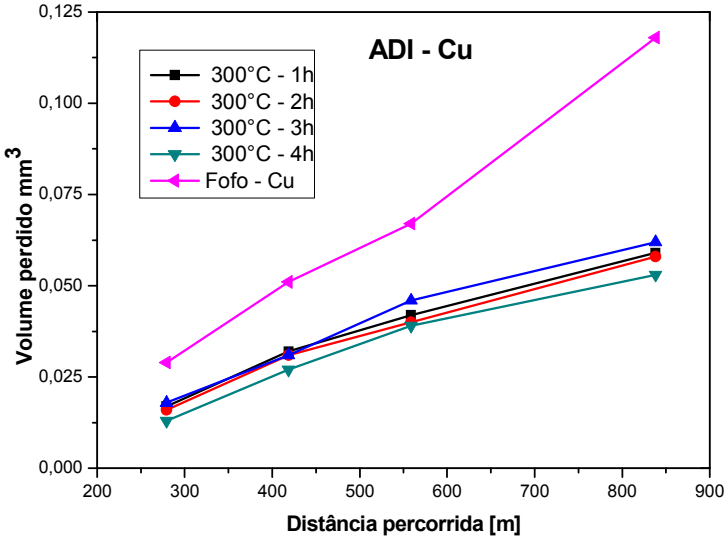


Figura 59. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu austemperado a 300˚C e no estado bruto de fundição.

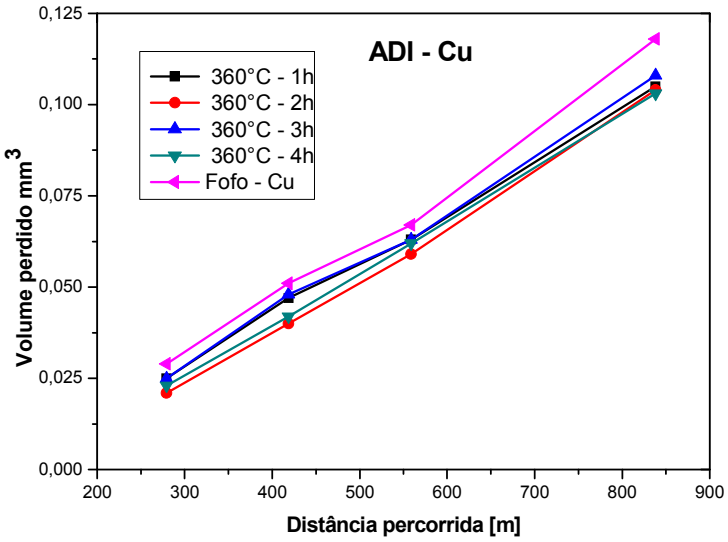


Figura 60. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu austemperado a 360˚C e no estado bruto de fundição.

Verifica-se que após os tratamentos térmicos de austêmpera realizados nos ADI ligado com Cu, ocorreu um aumento da resistência ao desgaste em relação ao estado bruto de fundição, sendo a melhora dessa propriedade muito mais acentuada em relação ao tratamento de austêmpera realizado a 300 do que em 360˚C. Isto pode ser explicado pelo fato de tratamentos de austêmpera realizados em temperaturas inferiores produzirem maior quantidade de ferrita acicular na estrutura, o que pode ter sido responsável pela maior dureza e resistência ao desgaste .

Para a mesma temperatura de austêmpera, não se observou variações significativas da resistência ao desgaste em relação ao tempo de austêmpera, o que pode ser explicado por não ter ocorrido alterações significativas nas microestruturas e durezas dos ADI nessas condições.

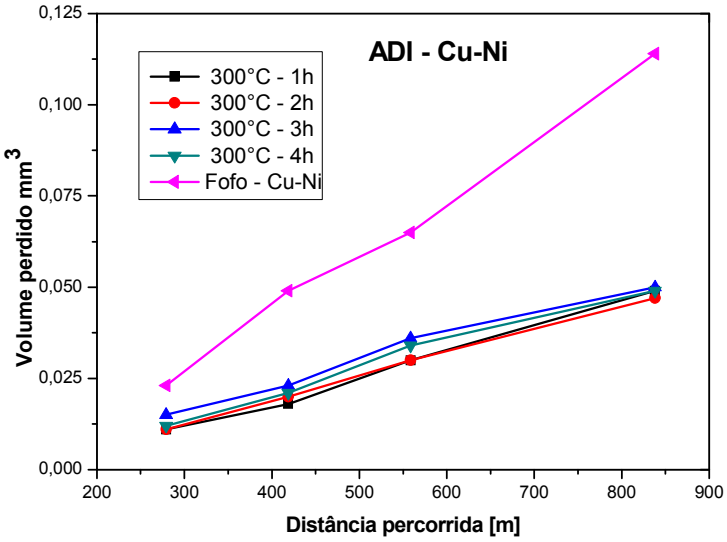


Figura 61. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 300˚C e no estado bruto de fundição.

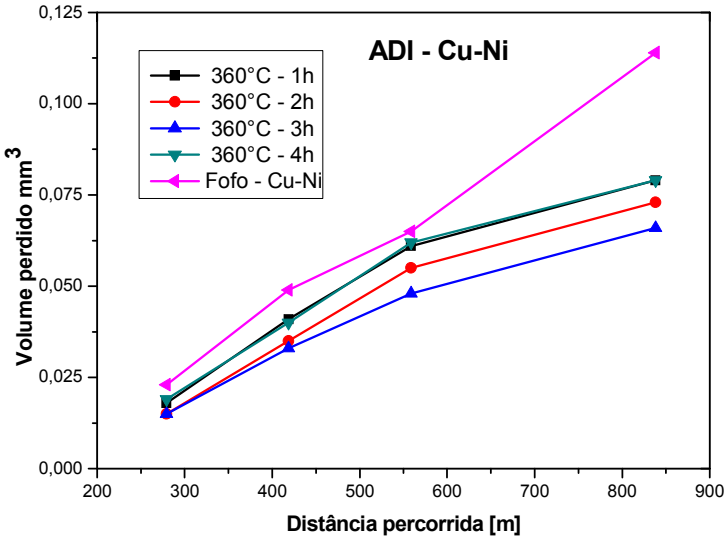


Figura 62. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 360˚C e no estado bruto de fundição.

Verifica-se que após os tratamentos térmicos de austêmpera realizados no ADI ligado com Cu-Ni, a resistência ao desgaste apresentou o mesmo comportamento do ADI ligado com Cu, pelos mesmos motivos discutidos anteriormente. A única diferença é que para maiores distâncias percorridas, ocorreu uma tendência do ferro fundido nodular ligado com Cu-Ni no

estado bruto de fundição desgastar significativamente mais do que os ADI austemperados a 360˚C.

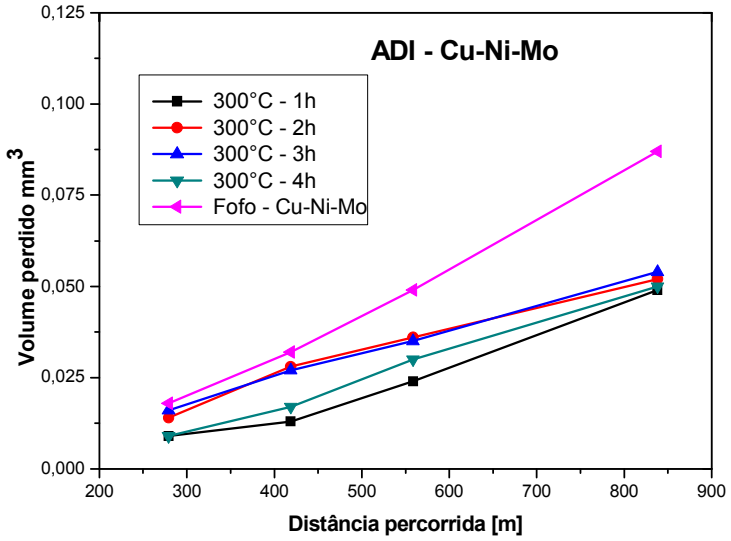


Figura 63. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu-Ni-Mo austemperado a 300˚C no estado bruto de fundição.

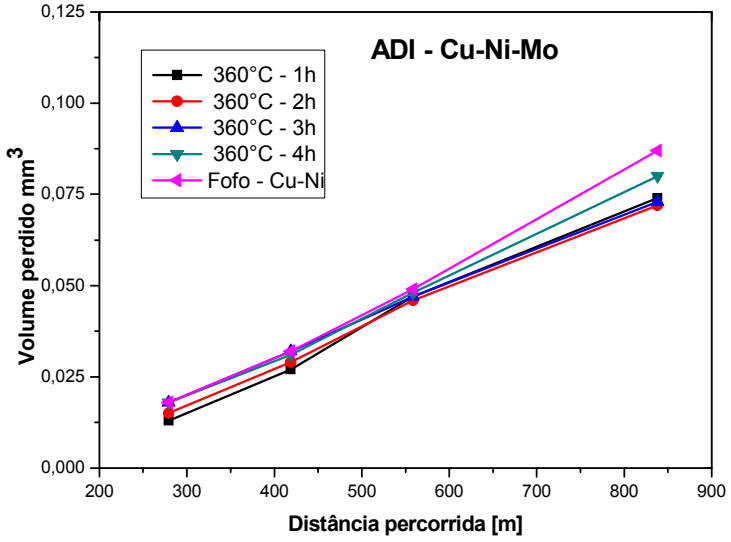


Figura 64. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste do ADI ligado com Cu-Ni-Mo austemperado a 360˚C e no estado bruto de fundição.

Verifica-se que após os tratamentos térmicos de austêmpera realizados no ADI ligado com Cu-Ni-Mo, a resistência ao desgaste aumentou significativamente no caso do ADI austemperado a 300˚C. Para o austemperado a 360˚C o tratamento térmico de austêmpera não

foi tão efetivo, embora tenha mostrado uma tendência de melhora para maiores distâncias percorridas.

A Figura 65 apresenta os gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste comparando os três ferros fundidos nodulares no estado bruto de fundição. Nota-se que o Mo exerceu forte influência na resistência ao desgaste, mesmo com dureza inferior da matriz mista (perlita e ferrita), resultante do processo de recozimento utilizado para facilitar a usinagem dos corpos de prova.

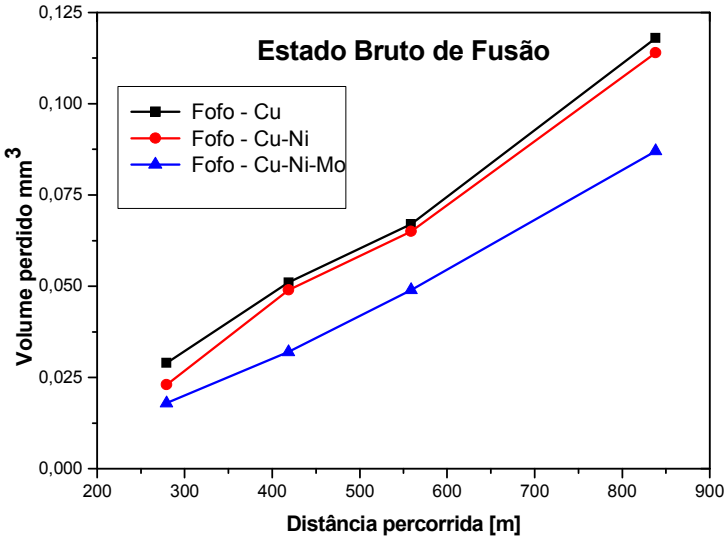


Figura 65. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste comparando as três ligas de ferro fundido nodular no estado bruto de fundição.

A Figura 66 mostra a influência do efeito das composições químicas do ADI na resistência ao desgaste.

O ADI ligado com Cu apresentou perdas de massa superiores as dos ADI ligados com Cu-Ni ou Cu-Ni-Mo para a mesma temperatura de austêmpera. No caso do ADI ligado com Cu tratado a 360˚C, ocorreu a variação mais significativa, indicando o efeito da composição química do ADI . É provável que a adição de elementos de liga altere a taxa de difusão do carbono para estabilizar a austenita, e esta sendo instável pode-se tornar martensita induzida

por transformação quando submetida a esforço mecânico (TRIP), o que benéfico para resistência ao desgaste (HASSEB; ISLAM; ALI, 2000; GARIN; MANNHEIM, 2003; LENER; KINGSBURY, 1998; ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

A perda de massa do ADI ligado com Cu austemperado à temperatura de 300˚C foi próxima a do ADI ligado com Cu-Ni e com Cu-Ni-Mo austemperados a 360˚C.

Os ADI ligados com Cu-Ni ou com Cu-Ni-Mo não apresentaram variação significativas na resistência ao desgaste nas duas temperaturas de austêmpera analisadas.

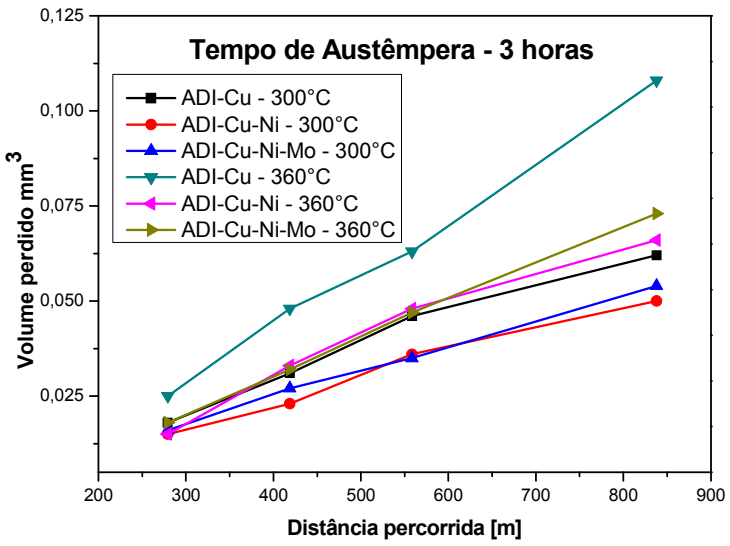


Figura 66. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste fixando o tempo de austêmpera de 3 horas para as três composições químicas consideradas, combinadas com as duas temperaturas de austêmpera, 300 e 360˚C.

4.3.2 Aço SAE 4140 beneficiado, SAE 4140 nitretado e 17CrNiMo6 cementado – ensaio sem lubrificação.

Foram também realizados, para fins de comparação, ensaios de desgaste em aços utilizados em aplicações semelhantes às previstas para os materiais ora em estudo.

Na Tabela 10 são apresentados os resultados dos ensaios de dureza dos aços.

Tabela 10 – Dureza dos aços utilizados nos ensaios de microdesgaste

Material	Dureza
SAE 4140 Beneficiado	320 HB
SAE 4140 Nitretado	45 HRc *
17CrNiMo6 Cementado	60 HRc

(*) Dureza superficial após o processo de retífica. A dureza superficial antes do processo de retífica era de 58 HRc.

Na Figura 67 estão apresentadas algumas calotas obtidas nos ensaios de microdesgaste para os Aços: SAE 4140 beneficiado, SAE 4140 nitretado e 17CrNiMo6 cementado e o ADI com Cu-Ni.

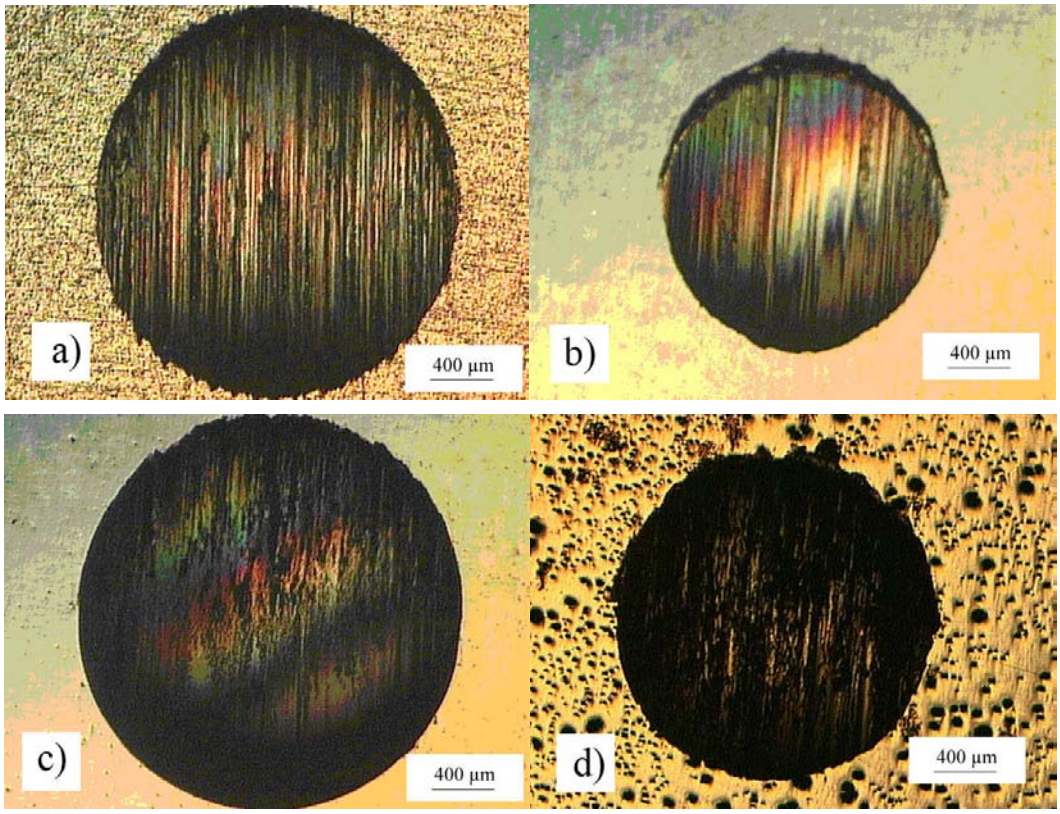


Figura 67. Aspecto das calotas obtidas no ensaio de microdesgaste – distância percorrida de 838 m.
a) SAE 4140 Beneficiado; b) SAE 4140 Nitretado; c) 17CrNiMo6 Cementado; d) ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 360˚C durante 2 horas.

Na Figura 68 é apresentado um gráfico comparativo com os resultados dos ensaios de microdesgaste sem lubrificação para um ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 360˚C, aço SAE 4140 nos estados beneficiado e nitretado, e o aço 17CrNiMo6 utilizado em engrenagens cementadas.

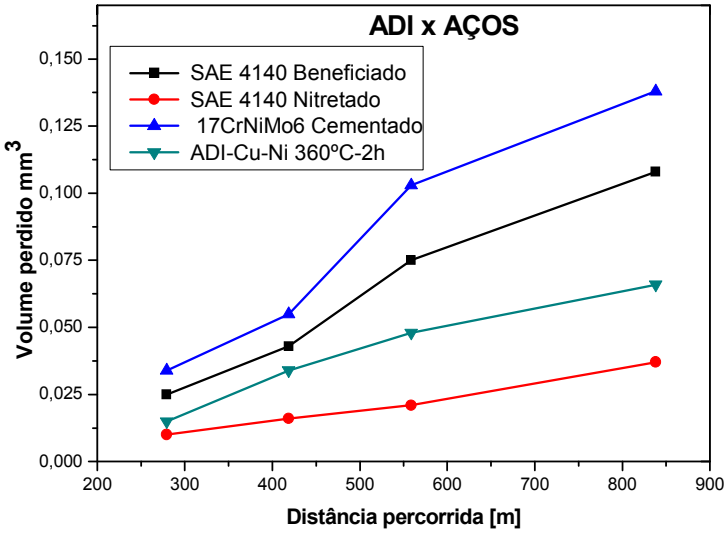


Figura 68. Gráficos representativos do volume de material perdido no ensaio de microdesgaste sem lubrificação do ADI ligado ao Cu-Ni austemperado a 360˚C e alguns tipos de aços.

Nesta condição de ensaio, o aço nitretado apresentou a melhor resistência ao desgaste, seguido do ADI, do aço beneficiado e do aço cementado, que teve o pior desempenho, o que pode ser devido à fragilidade da camada cementada e a conseqüente liberação de detritos para as interfaces de desgaste. A presença da grafita no ADI é um fator que contribui para a boa resistência ao desgaste do mesmo, uma vez que a grafita pode atuar como lubrificante sólido.

4.3.3 ADI-Cu-Ni austemperado a 360˚C e 17CrNiMo6 cementado – ensaio com lubrificação.

Na Figura 69 são apresentados os resultados dos ensaios de microdesgaste com lubrificação, para um ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 360˚C e o aço 17CrNiMo6 cementado.

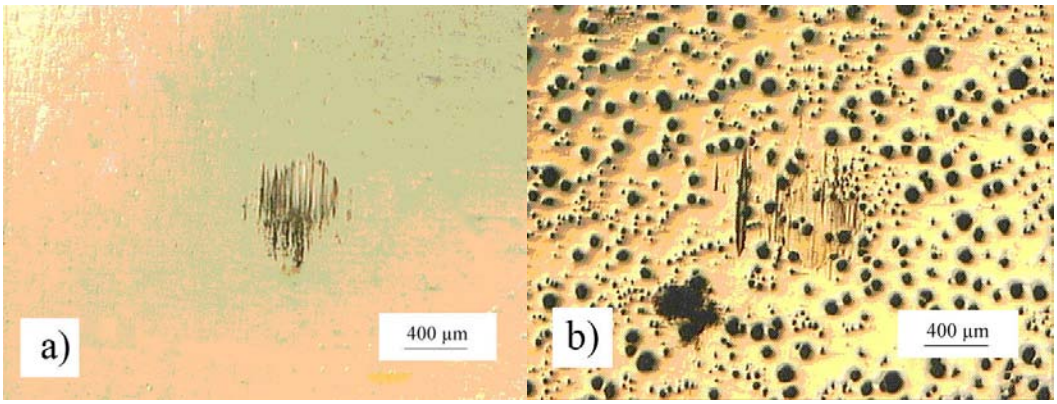


Figura 69. Aspecto das superfícies de desgaste obtidas nos ensaios de microdesgaste com lubrificação , para distância percorrida de 838 m. a) 17CrNiMo6 Cementado; b) ADI ligado com Cu-Ni austemperado a 360˚C durante 2 horas.

Apesar da longa distância de deslizamento, não chegaram a se formar calotas de desgaste bem definidas, devido ao uso do lubrificante, o que diminuiu drasticamente o desgaste. Comparando-se os tamanhos das calotas, verifica-se que nestas condições de ensaio, o aço cementado apresentou desempenho pouco superior ao do ADI, pois o óleo lubrificante atuou na preservação da camada cementada quanto ao destacamento de partículas da mesma. Os resultados de microdesgaste obtidos, aliado as boas características mecânicas, indica que o ADI pode ser uma alternativa para substituição desses aços, em algumas condições de uso.

CAPÍTULO 5 CONCLUSÕES

Neste trabalho foi estudado a influência dos elementos de liga Cu, Ni e Mo nas Propriedades Mecânicas e Austemperabilidade do ADI. As análises dos resultados dos ensaios realizados permitem concluir que:

- As temperaturas de austêmperas influenciaram diretamente nas microestruturas obtidas, e conseqüentemente nas propriedades mecânicas. Austêmperas realizadas nas temperaturas de 300ºC resultaram em microestruturas mais refinada, com maiores quantidades de ferrita acicular, responsável pela maior resistência à tração e resistência ao desgaste. Austêmperas realizadas nas temperaturas de 360ºC apresentaram microestruturas mais grosseiras, com maior quantidade de austenita, responsável pela melhor ductilidade e tenacidade. A temperatura de austêmpera é o principal fator para atender as propriedades mecânicas de projeto onde se emprega o ADI.

- Na análise de austemperabilidade, a barra de Ø94mm ligada com Cu-Ni-Mo apresentou somente presença de ausferrita no centro, confirmando a eficiência da Equação de VOIGT e LOPER (1994) para o cálculo do diâmetro crítico (Dc) do ADI, uma vez que para aquela composição de ADI, o Dc calculado foi de 89 mm. As barras de Ø46mm ligada com Cu e Ø70mm ligada com Cu-Ni não apresentaram ausferrita como único constituinte nas regiões centrais das barras, indicando que a adição desses elementos de liga foram insuficientes para garantir a austêmpera total. Isto já era esperado, já que a Equação de VOIGT e LOPER forneceu como resultados diâmetros crítico de 9 e 33 mm respectivamente, valores bem menor que os diâmetros das barras austemperadas. Portanto, a influência do Mo é marcante na

austemperabilidade, embora a utilização deste elemento possa propiciar a segregação de elementos de liga, diminuindo sua resistência mecânica, ductilidade e tenacidade.

- Os ferros fundidos nodulares austemperados apresentaram maior ductilidade e tenacidade após as realizações dos tratamentos de austêmpera, mesmo com um aumento significativo de resistência à tração, comprovando grande efetividade do processo de austêmpera aplicado em ferros fundidos nodulares.

- Os ferros fundidos nodulares ligados com Cu e Cu-Ni tratados na mesma temperatura de austêmpera não apresentaram diferença significativa nas resistência à tração e tenacidade ao impacto. O ADI ligado com Cu-Ni-Mo apresentou resistência mecânica, ductilidade e tenacidade inferiores aos das outras duas ligas, devido provavelmente à segregação de elementos de liga.

- Em relação à resistência ao desgaste, o ADI ligado com Cu apresentou perdas de massa superiores as dos ADI ligados com Cu-Ni ou Cu-Ni-Mo para a mesma temperatura de austêmpera. No caso do ADI ligado com Cu tratado a 360˚C, ocorreu a variação mais significativa, indicando o efeito da composição química do ADI. Verificou-se também que a temperatura de tratamento exerceu uma influência significativa na resistência ao desgaste. A perda de massa do ADI ligado com Cu austemperado à temperatura de 300˚C foi próxima a do ADI ligado com Cu-Ni e com Cu-Ni-Mo austemperados a 360˚C.

- Nos ensaios comparativos de desgaste dos ADI com aços, sem o uso de lubrificante, o ADI apresentou resistência ao desgaste superior a do aço SAE 4140 temperado e revenido e do aço 17CrNiMo6 cementado e inferior a do aço nitretado. Já no caso dos ensaios com o uso de lubrificante, o aço cementado apresentou resistência um pouco superior a do ADI. A boa

resistência ao desgaste aliado às propriedades mecânicas de resistência, ductilidade e tenacidade torna-se o ADI um material competitivo em relação aos aços em certas aplicações, pois além das vantagens de flexibilidade do processo de fundição, o custo para produzi-lo é bem menor.

CAPÍTULO 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os resultados apresentados neste trabalho abrem espaço para novas pesquisas interessantes:

- Determinar a “Janela de Processo” do ADI para as três composições químicas em estudo.

- Avaliar a influência dos elementos dos elementos de liga e condições de austêmpera utilizada neste trabalho na resistência à Fadiga e Tenacidade a Fratura.

- Avaliar detalhadamente a resistência ao desgaste do ADI em condições com lubrificação e compará-lo com alguns tipos de aços na condição beneficiado, nitretado e cementado.

REFERÊNCIAS

AHMADABADI, M. N.; GHASEMI, H. M.; OSIA M. Effects of successive austempering on tribological behavior of ductile cast iron. **Wear**, v. 231, n. 2, p. 293-300, 1999.

ASLANTAS, K.; TASGETIREN, S. A study of spur gear pitting formation and life prediction. **Wear,** v. 257, n.11, p. 1167-1175, 2004.

ASM HANDBOOK . Friction, lubrification and wear technology, ASM International, 1992. v. 18

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels**: transformations, microstructure and properties. London: IOM Communications. 2. ed. 2001.

BAHMANI, M.; ELLIOT R. The relationship between fatigue strength and microstructure in Austempered Cu-Ni-Mn-Mo alloyed ductile iron. **Journal of Materials Science,** v. 32, n. 20, p. 5383-5388, 1997.

CALLISTER, W. D. J. **Ciências e Engenharia de Materiais**: uma Introdução. 5.ed. São Paulo: LTC,2002. p. 251.

CARKIR, M. C. et al. The effect of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron. **Materials Science and Engineering**, v. 407, n. 1-2, p. 147-153, 2005.

CHENG, H.; CHUANG, T.-L. Influence of Stepped Austempering Process on the Fracture Toughness of Austempered Ductile Iron. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 32A, n. 10, p. 2509-2513, 2001.

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

DELIA, M.; ALAALAM, M.; GRECH M. Effect of austenitizing conditions on the impact properties of na alloyed austempered ductile iron of initially ferritic matrix structure. **Journal of Materials Engineering and Performance,** v.7, n.2, p. 265 – 272, 1998.

DIAS, J. F. **Ferro Fundido Nodular Austemperado ADI.** CETEF - Centro Tecnológico de Fundição / JICA - Japan International Cooperation Agency, Itaúna-MG, 2001.

DORAZIL, E. **High strength austempered ductile cast iron**. London: Ellis Horwood, 1991.

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

ELSAYED, A. H.; MEGAHED, M. M.; SADEK, A. A.; ABOUELELA, K. M. Fracture toughness characterization of austempered ductile iron produced using both conventional and two-step austempering process. **Materials and Design** (no prelo), doi:10.1016/j.matdes.2008.09.013 – 2008.

ERIC, O. et al. Microstructure and toughness of Cu-Ni-Mo austempered ductile iron. **Materials Letters**, v.58, n.22-23, p. 2707-2711, 2004.

FRANCUCCI, G.; SIKORA, J.; DOMMARCO, R. Abrasion resistance of ductile iron austempered by two-step process. **Materials Science and Engineering**, v. 485A, p. 46-54, 2007.

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

GUEDES, L. C. Efeitos do fósforo em ferros fundidos nodulares austemperados. **Metalurgia & Materiais- ABM**, v. 49, n. 420, p. 646-659, 1993.

GUESSER, W. L.; HILÁRIO, D. G. A produção de ferros fundidos nodulares perlíticos. **Fundição e Serviços**, n.95, p. 46-55, 2000.

HAMID, A. A. S.; ELLIOTT, R. Influence of austenitizing temperature on austempering of on Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron part 1: Austempering kinetics and the processing window. **Materials Science and Technology,** v. 12, n. 12, p. 1021-1031, 1996.

HAMID, A. A. S.; ELLIOTT, R. Influence of austenitizing temperature on austempering of on Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron – Part 2: Mechanical properties. **Materials Science and Technology**, v. 13, n.1, p. 24-30, 1997.

HASSEB, A. S. M. A.; ISLAM M. A.; ALI BEPARI, M. Tribological behavior of quenched and tempered, in Austempered Ductile Iron at the same hardness level. **Wear**, v. 244, n.1-2, p. 15-19, 2000.

HEYDARZADEH, M. S.; AHMADABADI, M. N.; VAHDAT, A. B. The role of austempering parameter on structure and mechanical properties of heavy section ADI. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 153–154, n. 1, p. 203–208, 2004.

HEINZ, K. **Microstructure and wear of materials**. New York: Elsevier Science, 1987. (Tribology Series, 10).

KEOUGH, J. R. The development, processing and application of austempered ductile iron. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERD DUCTILE IRON, 3., 1991, Chicago. **AFS Transations**, v. 2, p. 638 – 658, 1991.

KIM, Y.-J.; SHIN, H.; PARK, H.; LIM, J. D. Investigation into mechanical properties of austempered ductile iron (ADI) in accordance with austempering temperature. **Materials Letters**, v.62, n. 3, p. 357-360, 2008.

KOVACS, B. V. Austempered ductile iron, fact and function**. Modern Casting**, v. 80, n. 3, p. 38 – 41, 1990.

KOVACS, B. V. The effects of alloying elements and their segregation in ADI. In:WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON,1991, Chicago. **AFS Transations**, v. 1, p. 201-270, 1991.

KRUGER, M. et al. Efeito de elementos de liga na transformação de ferrita e perlita em ferros fundidos nodulares.In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 53., 1988, Belo Horizonte. **Anais**... Belo Horizonte: ABM, 1998.p. 286-307

LENER, Y. S.; KINGSBURY, G. R. Wear resistance properties of Austempered Ductile Iron. **Journal of Materials Engineering and Performance,** v. 7, n.1, p. 48-52, 1998.

LIN, B. Y.; CHEN, E. T.; LEI, T. S. The effect of alloy elements on the microstructure and properties of Austempered Ductile Iron. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 32, n. 9, p. 1363-1367, 1995.

LIN, B. Y.; CHEN, E. T.; LEI, T. S. The effect of segregation on the austemper transformation and toughness of ductile irons. **Journal of Materials Engineering and Performance,** v. 7, n. 3, p. 407-419, 1998.

LIN, C.-K.; CHANG, C.-W. Influence of heat treatment on fatigue crack growth of Austempered ductile iron. **Journal of Materials Science,** v. 37, n. 4, p. 709-716, 2002.

LIN, C.-K.; HUNG, T.-P. Influence of microstructure on the fatigue properties of Austempered ductile iron – II – low-cycle fatigue. **Journal of Fatigue**, v. 18, n. 5, p. 309-320, 1996.

LIN, C.-K.; LAI, P.-K; SHIH, T.-S. Influence of microstructure on the fatigue properties of Austempered ductile iron – I – High-cycle fatigue. **Journal of Fatigue,** v. 18, n. 5, p. 297-307, 1996.

LIN, C.-K.; LEE, W.-J. Effects of highly stressed volume on fatigue strength of Austempered ductile iron. **Journal of Fatigue,** v. 20, n. 4, p. 301-307, 1998.

LIN, C.-K.; WEI, J.-Y. High-Cicle Fatigue of Austempered Ductile Iron in various-sized Y-block casting. **Materials Transactions**, v. 38, n. 8, p. 682-691, 1997.

MAGALHÃES, L.; SEABRA J. Wear and scuffing of austempered ductile iron gears. **Wear**, v. 215, n. 1-2, p. 237-246, 1998.

MALLIA, J.; GRECH, M.; SMALLMAN, R. E. Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron. **Materials Science and Technology,** v. 14, n. 5, p. 452-460, 1998.

MARTINS, R.; SEABRA, J.; MAGALHÃES, L. austempered ductile iron (ADI) gears: power loss, pitting and micropitting. **Wear,** v. 264, n. 9-10, p. 838-849, 2008.

MORGAN, H. L. Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons. **The British Foundryman**, v. 80, n. 2, p. 92-108, 1987.

OLIVERA, E. et al. Microstructure and fracture of alloyed austempered ductile iron. **Materials Characterization**, v. 57, n. 4-5, p. 211-217, 2006.

OLIVERA, E.; et al. The austempering study of alloyed ductile iron. **Materials and Design,** v. 27, n. 7, p. 617-622, 2006.

OWAHDI, A.; HEDJAZI, J.; DAVAMI, P. Wear behavior of 1.5Mn austempered ductile iron. **Material Science Technology**, v. 14, n. 3, p. 245-250, 1998.

OWHADI, A. et al. Microsegregations of manganese and silicon in high manganese ductile iron. **Materials Science and Technology,** v. 13, n. 10, p. 813-817, 1997.

PÉREZ, M. J.; CISNEROS, M. M.; LÓPEZ, H. F. Wear resistance of Cu-Ni-Mo austempered ductile iron. **Wear**, v. 260, n.7-8, p. 879-885, 2006.

PRADO, M. J.; et al. Dry sliding wear of austempered ductile iron. **Material Science Technology**, v. 11, p. 294-298, 1995**.**

PRASAD, R. P.; PUTATUNDA, S. K. Influence of microestructure on fracture toughness of Austempered Ductile Iron. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 28A, n.7 , p. 1457-1470, 1997.

PRASAD, R. P.; PUTATUNDA, S. K. Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures. **Material Science and Engineering**, v. 349, n.1, p. 136-149, 2003.

PRASANNA, N.D.; MURALIDHARA, M. K.; MURALIDHARA, B. K. Studies of wear resistance of austempered ductile iron (ADI) using wet grinding type of wear test. In WORLD CONFERENCE ON ADI,1991, Chicago. **Proceedings**…Chicago, 1991. p. 456-467.

PUTATUNDA, S. K. Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. **Materials Science & Engineering,** v. 315A, n. 1, p.70-80, 2001.

PUTATUNDA, S. K.; GADICHERIA, P. K. Effect of austempering time on mechanical properties of a low manganese austempered ductile iron. **Journal of Materials Engineering and Performance,** v. 9, n. 2, p. 193-203, 2000.

PUTATUNDA, S. K.; AMBOOKEN, M. T.; PULLUM, B. J. Thermo-magnetic processing of ductile cast iron. **Materials Science and Engineering,** v. 460-461, n.1, p. 30-38, 2007.

REESMAN, R.W.; LOPER, J. C.R. Heavy section ductile iron as affected by certain processing variables. **AFS Transations**, v. 67-75, p. 1-9, 1967.

RONG, Z.; et al. Development and characterization of a wear resistant bainita/martensite ductile iron by combination of alloying and a controlled cooling heat-treatment. **Wear,** v. 250, n.1-12, p. 529-534, 2001.

SCHISSLER, J. M.; BRENOT, P.; CHOBAUT, J. P. Abrasive wear resistance of austempered ductile iron at room temperature. **Material Science Technology,** v. 5, p. 71-77, 1987**.**

SHANMUGAM, P.; et al. Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile iron. **Journal of Materials Science**, v.29, n.18, p.4933-4940, 1994.

SHEA, M. M.; RYNTZ, E. F. Austempering nodular iron for optimum toughness. **AFS Transations**, v. 125, p. 683-688, 1986.

SORELMETAL - Ductile Iron Data for Design Engineer, Ductile Iron Society, 1990. Disponivel em: http://www.ductile.org/didata/default.htm. Acesso em: 2008

SANTOS, S. A. B.; CASTELO, B. C. H. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. São Paulo: IPT, 1977 p. 214

SANTOS, S. A. B. **Microestrutura de ferros fundidos nodulares esfriados lentamente**.1976. 190 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1976.

SPEER, J. G. et al. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 8, n. 3-4, p. 219–237, 2004.

TANAKA, Y.; YANG, Z.; MIAMOTO, K. Evaluation of fatigue limit of spheroidal graphite cast iron. **Materials Transations – JIM,** v. 36, n. 6, p. 749-756, 1995.

TARTERA, J.; MARSAL, M.; SIMON, J. Ferro Nodular Austemperado (ADI): um novo material para o futuro. **Fundición**, mar. 1986.

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

VOIGT, R. C.; LOPER, C. R. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1994.Illinois. **Proceedings** …Illinois: ASM Metals Park, 1994. p. 88-103.

VOIGT, R. C.; LEE, Y. H.; CHEN-H. T. Use of hardenability data to determine alloy requirements for Austempered ductile iron. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991. Chicago. **AFS Transations,** v. 2, n. 1, p. 479-514, 1991.

ZHOU, W.-S.; ZHOU, Q.-D. Lubrificated sliding and rolling wear of austempered ductile iron. **Wear,** v. 162-164, n.2, p. 696-702, 1993.

ZIMBA, J.; SIMBI, D. J.; NAVARA, E. Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components. **Cement & Concrete composites,** v. 25, n. 6, p. 643-649, 2003.