

(BU)

**INFLUÊNCIA DO SILÍCIO E DO MOLIBDÊNIO NAS
PROPRIEDADES DOS FERROS FUNDIDOS
NODULARES FERRÍTICOS BRUTOS DE FUSÃO**



03449313

CONSULTA LOCAL

DISSERTAÇÃO

MESTRE EM ENGENHARIA

EITAN MELLERAS

**2
0
0
1**

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**INFLUÊNCIA DO SILÍCIO E DO MOLIBDÊNIO NAS
PROPRIEDADES DOS FERROS FUNDIDOS
NODULARES FERRÍTICOS BRUTOS DE FUSÃO**

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA
CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

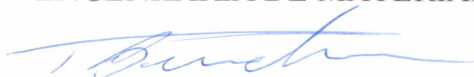
EITAN MELLERAS

FLORIANÓPOLIS, JULHO DE 2001

**INFLUÊNCIA DO SILÍCIO E DO MOLIBDÊNIO NAS PROPRIEDADES
DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES FERRÍTICOS BRUTOS DE FUSÃO**

EITAN MELLERAS

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS
ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS E APROVADA EM SUA
FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS



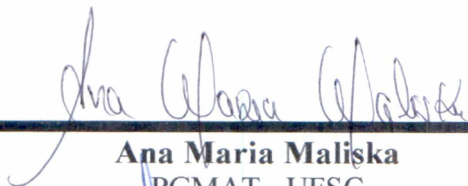
PEDRO AMEDEO NANNETTI BERNARDINI

ORIENTADOR



DACHAMIR HOTZ
COORDENADOR DO CURSO

BANCA EXAMINADORA



Ana Maria Maliska
PGMAT - UFSC



Luis Carlos Guedes
Tupy Fundições



Ingeborg Kühn Arroyo
PGMAT - UFSC



Wilson Luiz Guesser
Tupy Fundições / FEJ

*Para os meus pais e a Gio
com todo meu amor*

AGRADECIMENTOS

Ao Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina.

A Tupy Fundições pela oportunidade e apoio concedidos.

Ao Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, principalmente ao Prof. Telmo Roberto Strohaecker, Eng. Sandro Griza e ao aluno de iniciação científica Genaro Zanon.

Ao Dr. Eng. Luis Carlos Guedes, ao Prof. Dr. Eng. Wilson Luiz Guesser e ao Prof. Dr. Eng. Pedro Bernardini pelo estímulo, dedicação, esforço pessoal e amizade proporcionados.

Aos amigos da Tupy Fundições Eng. Isaias Masiero, Ivo Baumer, Francisco Reitz e Tarcízio Della Giustina.

A Embraco pelo apoio concedido, em especial aos amigos Antonio Tadeu Cristofolini e Roberto Binder.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	01
2. REVISÃO DA LITERATURA	04
2.1. Requisitos do produto e critérios para a escolha do material.....	04
2.1.1. Função e requisitos do produto – Coletor de Escape	04
2.1.2. Fenômenos envolvidos em aplicações em altas temperaturas	06
2.1.2. Critérios do material a ser utilizado	07
2.2. Estabilidade dimensional.....	08
2.2.1. Estabilidade dimensional mediante variações de temperatura... ..	08
2.2.2. Estabilidade dimensional ao longo de exposição em temperatura elevada.....	15
2.2.2.1. Expansão devido a oxidação	16
2.2.2.2. Expansão devido a grafitação	21
2.2.2.3. Expansão devido a fluência	24
2.3. Propriedades mecânicas estáticas em temperatura ambiente	27
2.3.1 Influência da forma da grafita	27
2.3.2. Influência da matriz metálica	28
2.3.3. Influencia da composição química nos ferros fundidos nodulares ferríticos.....	30
2.4. Propriedades mecânicas estáticas em temperaturas elevadas.....	32
2.5. Fadiga térmica em ferros fundidos.....	38
2.5.1. Fadiga térmica	38

2.5.2. Propriedades requeridas de um fundido para fadiga térmica	39
2.5.3. Tipos de falha em ferros fundidos resultantes de fadiga térmica.	39
2.5.4. Resistência a fadiga de ferros fundidos.....	41
2.6. Resistência a Fluência	47
2.7. Especificação típica para coletores de escape.....	49
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	51
3.1. Objetivo e estratégia experimental	51
3.2. Elaboração das ligas	52
3.2.1. Matérias primas	52
3.2.2. Equipamento de Fusão e Medidas de Temperatura	54
3.2.3. Fusão e Vazamento do Metal	54
3.2.4. Análises Químicas	56
3.3. Análise Metalográfica	57
3.4. Ensaio Dilatométrico.....	58
3.5. Propriedades Mecânicas.....	59
3.6. Análise Fractográfica.....	60
3.7. Resistência a oxidação.....	60
3.7.1. Caracterização da camada oxidada.....	62
3.7.2. Aumento de peso.....	62
3.7.3. Profundidade da camada oxidada	63
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
4.1. Composição química	65
4.1.1. Composição química do metal no forno.....	65
4.1.2. Composição química do vazamento.....	66

4.1.3. Rendimento das adições	67
4.2. Microestrutura.....	69
4.2.1. Microscopia ótica	69
4.2.2. Microscopia eletrônica de varredura	72
4.2.3. Quantificação das fases presentes.....	73
4.3. Estabilidade estrutural	77
4.3.1. Temperatura de transformação.....	77
4.3.2. Coeficiente de expansão térmica linear.....	83
4.4. Propriedades Mecânicas Estáticas em Temperatura Ambiente	86
4.4.1. Dureza	86
4.4.2. Resistência mecânica em temperatura ambiente	90
4.5. Propriedades Mecânicas Estáticas em 650°C.....	92
4.6. Análise Fractográfica	95
4.6.1. Fractografias dos ensaios de tração em temperatura ambiente ...	95
4.6.2. Fractografias dos ensaios de tração realizados a 650°C.....	96
4.6.3. Síntese das análises fractográficas.....	98
4.7. Resistência à oxidação a 650°C	99
4.7.1. Caracterização da camada oxidada.....	99
4.7.2. Profundidade da camada oxidada	102
4.7.3. Variação de peso	105
5. CONCLUSÕES	107
6. SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	111
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	112

8. APÊNDICE..... 119

LISTA DE FIGURAS

<i>Figura 01. Coletor de escape utilizado em um motor a gasolina de quatro cilindros</i>	4
<i>Figura 02. Efeito da temperatura sobre o parâmetro do reticulado do ferro</i>	9
<i>Figura 03. Coeficiente linear de expansão térmica das diferentes fases do Fe</i>	11
<i>Figura 04. Coeficiente de expansão térmica em função da temperatura para ferros fundidos cinzentos, vermiculares e nodulares</i>	12
<i>Figura 05. Influência do silício no diagrama Fe-C.....</i>	14
<i>Figura 06. Influência do teor de silício na temperatura de austenitização de ferros fundidos</i>	15
<i>Figura 07. Efeito do silício na oxidação de ferros fundidos nodulares ferríticos ao ar a 650 °C.....</i>	18
<i>Figura 08. Crescimento de ferros fundidos cinzentos e nodulares a 540°C.....</i>	21
<i>Figura 09. Material submetido a carga axial e calor resultando em alongamento</i>	24
<i>Figura 10. Processo de deslizamento dos grãos</i>	25
<i>Figura 11. Influência da forma da grafita na curva tensão-deformação de diferentes tipos de ferros fundidos</i>	28
<i>Figura 12. Microestrutura e limite de resistência a tração de vários tipos de ferros fundidos nodulares.....</i>	29
<i>Figura 13. Influência do teor de silício sobre as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares ferritizados</i>	31
<i>Figura 14. Variações nas propriedades de tração dos ferros fundidos cinzentos da classe 14 (216MPa min.) resultantes de aumento na temperatura</i>	33

- Figura 15** Limite de resistência a tração em temperatura ambiente e em temperaturas elevadas em função do teor de molibdênio. (a) Ferro fundido cinzento não ligado (b) Ferro fundido cinzento com 0,6%Cr 34
- Figura 16.** Comparação relativa dos valores de resistência a tração de ferros fundidos nodulares ferríticos padrão (45012), com alto silício e com alto silício ligado ao molibdênio em temperaturas elevadas 35
- Figura 17.** Efeito da temperatura no limite de resistência a tração e no limite de escoamento de ferros fundidos nodulares ferríticos..... 36
- Figura 18.** Efeito do teor de silício no alongamento de ferros fundidos nodulares ferríticos em temperaturas elevadas 37
- Figura 19.** Influência do teor de molibdênio no limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento a 705°C para um ferro fundido nodular com 4% de silício. 38
- Figura 20.** Desempenho quanto a fadiga térmica de ferros fundidos cinzentos, com grafita compacta e nodulares..... 40
- Figura 21.** Resultados de ensaios de fadiga térmica em vários tipos de ferros fundidos onde foram utilizadas baixas taxas de resfriamento. Os corpos de prova tiveram variações de temperatura entre 650 e 20°C. Ferro Cinzento Perlítico (FCP), Ferro Vermicular Perlítico (FVP-), Ferro Nodular Ferrítico (FNF-) e Ferro Nodular Perlítico (FNP)..... 44
- Figura 22.** Correlação da vida em fadiga térmica com o teor de molibdênio e silício 46
- Figura 23.** Curvas de fluência até a ruptura de ferros fundidos nodulares. O parâmetro de Larson-Miller é $10^{-3}T(20 + \log t)$, onde T é a temperatura em °C e t é o tempo em horas 49
- Figura 24.** Esquema da seqüência de operações adotado nas experiências realizadas. 56
- Figura 25.** Região do bloco Y onde foram retirados os corpos de prova para análise metalográfica e medição de durezas 58

Figura 26. . Local de retirada dos corpos de prova para o ensaio de resistência a tração	59
Figura 27. Esquema de obtenção e dimensões dos corpos de prova para avaliação da resistência a oxidação	61
Figura 28. Corpo de prova para avaliação de resistência a oxidação posto sobre uma navícula	62
Figura 29 Esquema mostrando os locais onde os corpos de prova foram seccionados e os pontos onde foram realizadas as medições da profundidade da camada oxidada.....	63
Figura 30. Fluxograma esquemático do procedimento experimental.....	64
Figura 31 Microestrutura das amostras da série A. Ataque: Nital 3%..	69
Figura 32 Microestrutura das amostras da série B. Ataque: Nital 3%..	70
Figura 33 Microestrutura do corpo de prova da liga B4 sob distintas ampliações. Ataque: Nital 3%.....	71
Figura 34 Microestrutura do corpo de prova da liga A4 sob distintas ampliações. Ataque: Nital 3%.....	72
Figura 35. Relação entre teor de molibdênio e número de nódulos	74
Figura 36 Relação entre teor de molibdênio e quantidade de perlita.....	75
Figura 37 Relação entre teor de molibdênio e quantidade de carbonetos.	75
Figura 38. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga A1.....	78
Figura 39. Curvas dilatométricas obtidas no resfriamento de ferros fundidos com diferentes composições químicas.....	79
Figura 40. Curvas dilatométricas obtidas no resfriamento de ferros fundidos com diferentes composições químicas, porém agrupadas por teor de silício.....	80
Figura 41. Relação entre a temperatura de austenitização e o teor de molibdênio.....	82

- Figura 42** Influência do teor de silício nas temperaturas de transformação. Resultados bibliográficos⁽¹²⁾ e experimentais. 83
- Figura 43.** Relação entre o teor de molibdênio e o coeficiente de expansão térmica linear para as ligas da série A e B..... 84
- Figura 44.** Coeficiente de dilatação térmica linear para as amostras ensaiadas 85
- Figura 45** Valores de microdureza Vickers realizados na matriz metálica dos corpos de prova das séries A e B. 87
- Figura 46.** Resultados de dureza dos corpos de prova das séries A e B..... 88
- Figura 47** Resultados de dureza e microdureza das ligas das séries A e B..... 90
- Figura 48.** Resultados de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para os corpos de prova das séries A e B..... 91
- Figura 49** Resultados de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para os corpos de prova da série A e B para ensaios realizados a 650°C 93
- Figura 50.** Fractografias da liga A1 sob distintas magnificações. Temperatura ambiente. Observa-se a presença de decoesão grafita/matriz, presença de alvéolos e clivagem ... 95
- Figura 51** Fractografias da liga A4 sob distintas magnificações. Temperatura ambiente. Nesta figura observa-se a decoesão da grafita/matriz, alvéolos e predominância de clivagem..... 95
- Figura 52** Fractografias da liga B1 sob distintas magnificações. Temperatura ambiente. Observa-se a presença de decoesão grafita/matriz, presença de alvéolos e clivagem.. 96
- Figura 53.** Fractografias da liga B4 sob distintas magnificações. Temperatura ambiente. Nota-se a decoesão da grafita/matriz e a predominância de clivagem..... 96
- Figura 54.** Fractografias da liga A1 sob distintas ampliações. Ensaio a 650°C. Presença de decoesão grafita/matriz, alvéolos em contorno de célula e lábios de microruptura.. 97

Figura 55. <i>Fractografias da liga A4 sob distintas ampliações. Ensaio a 650°C. Presença de decoesão grafita/matriz e alvéolos em contorno de célula</i>	97
Figura 56. <i>Fractografias da liga B1 sob distintas ampliações. Ensaio a 650°C. Observa-se a decoesão da grafita/matriz e a presença de alvéolos</i>	98
Figura 57. <i>Fractografias da liga B4 sob distintas ampliações. Ensaio a 650°C. Observa-se a decoesão da grafita/matriz e a presença de alvéolos</i>	98
Figura 58 <i>Aspecto da camada oxidada, após 240h a 650°C, das ligas com 4% de silício. (a) Liga A1, (b) Liga A2, (c) Liga A3 e (d) Liga A4.</i>	100
Figura 59. <i>Aspecto da camada oxidada, após 240h a 650°C, das ligas com 5% de silício. (a) Liga B1, (b) Liga B2, (c) Liga B3 e (d) Liga B4</i>	100
Figura 60. <i>Camada escura observada junto ao metal base nas ligas da série B. Corpo de prova da liga B3.</i>	101
Figura 61 <i>Valores da medição da profundidade da camada oxidada para as séries A e B.</i>	104
Figura 62. <i>Resultado do ensaio dilatométrico para a liga A2.</i>	119
Figura 63. <i>Resultado do ensaio dilatométrico para a liga A3.</i>	120
Figura 64. <i>Resultado do ensaio dilatométrico para a liga A4.</i>	121
Figura 65. <i>Resultado do ensaio dilatométrico para a liga B1.</i>	122
Figura 66. <i>Resultado do ensaio dilatométrico para a liga B2.</i>	123
Figura 67. <i>Resultado do ensaio dilatométrico para a liga B3.</i>	124
Figura 68. <i>Resultado do ensaio dilatométrico para a liga B4.</i>	125

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela I. Coeficientes de dilatação térmica de diferentes fases e materiais metálicos na temperatura ambiente.....</i>	10
<i>Tabela II. Volume específico de fases presentes em aços</i>	13
<i>Tabela III. Resistência a oxidação de ferros fundidos nodulares ferríticos, austenítico e cinzento, ao ar na temperatura de 815°C por 500h.....</i>	17
<i>Tabela IV. Profundidade da camada oxidada após 2000 horas de exposição ao ar em temperaturas elevadas.....</i>	20
<i>Tabela V. Composições químicas utilizadas para o experimento da figura 13.....</i>	22
<i>Tabela VI. Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de ferros fundidos nodulares com 4 a 6% de silício e com adições de molibdênio.....</i>	32
<i>Tabela VII. Comparação de propriedades referentes aos ferros fundidos cinzentos, nodulares e vermiculares.....</i>	42
<i>Tabela VIII. Composição química das ligas apresentadas na figura 19.....</i>	44
<i>Tabela IX. Propriedades de tração na temperatura ambiente e a 650°C para diferentes teores de silício e molibdênio, para o ferro fundido nodular.....</i>	45
<i>Tabela X. Tensão necessária para produzir deformação plástica ou ruptura em ferros fundidos nodulares.....</i>	47
<i>Tabela XI. Especificação utilizada na fabricação de coletores de escape em ferro fundido nodular ferrítico com alto silício ligado ao molibdênio.....</i>	50
<i>Tabela XII. Composição química das séries de experimentos.....</i>	52
<i>Tabela XIII. Composição química das matérias-primas utilizadas.....</i>	53
<i>Tabela XIV. Composição química das ligas base.....</i>	54

<i>Tabela XV. Composição química do metal no forno utilizada para a obtenção das duas séries propostas</i>	65
<i>Tabela XVI Composição química obtida no vazamento</i>	66
<i>Tabela XVII. Rendimento das adições de nodularizante, inoculante e liga de FeMo</i>	68
<i>Tabela XVIII. Composições químicas obtidas através de EDS dos carbonetos presentes nos contornos de célula.....</i>	73
<i>Tabela XIX. Quantificação microestrutural das ligas obtidas.....</i>	74
<i>Tabela XX. Síntese dos resultados obtidos para os ensaios dilatométricos</i>	81
<i>Tabela XXI. Composição química, obtida através de análise por raio-X, em diferentes regiões da camada oxidada de ligas que permaneceram por 240 horas a 650°C.....</i>	102
<i>Tabela XXII. Profundidade da camada oxidada das ligas das séries A e B.</i>	103
<i>Tabela XXIII. Variação de peso obtidos no ensaio de resistência a oxidação para as ligas da série A.....</i>	105
<i>Tabela XXIV. Variação de peso obtidos no ensaio de resistência a oxidação para as ligas da série B.....</i>	106

RESUMO

Este trabalho teve por objetivo avaliar a possibilidade de obtenção de ferros fundidos nodulares ferríticos, no estado bruto de fusão, que atendam aos requisitos (microestrutura, composição química e propriedades mecânicas) tipicamente exigidos para coletores de escape. Também estudou-se a influência da composição química na microestrutura, propriedades mecânicas, resistência a oxidação e estabilidade estrutural de ferros fundidos nodulares ferríticos com alto silício ligados ao molibdênio no estado bruto de fusão.

Foram produzidas duas séries de amostras de ferros fundidos nodulares com dois teores de silício, 4 e 5%, com o molibdênio variando de 0 a 1,7%. Foram realizados ensaios de resistência a tração a temperatura ambiente e a 650°C, dilatometrias e avaliação da resistência a oxidação a 650°C.

Os resultados microestruturais mostraram que as ligas sem adição de molibdênio apresentaram matriz completamente ferrítica. Verificou-se um aumento na dureza da ferrita com a adição de silício e molibdênio. Teores crescentes de molibdênio resultaram em um aumento da quantidade de perlita e carbonetos na matriz metálica e uma diminuição na quantidade de nódulos de grafita.

Ensaio dilatométricos mostraram que os valores do coeficiente de expansão térmica linear em baixa temperatura (matriz ferrítica) são inferiores aos valores em alta temperatura (matriz austenítica). Verificou-se que teores crescentes de silício aumentam a temperatura de transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ e diminuem o coeficiente de expansão térmica linear da austenita. O molibdênio não mostrou efeito significativo na temperatura de transformação e no coeficiente de expansão térmica linear.

Foi possível observar, através dos ensaios de resistência a tração realizados a temperatura ambiente, que teores crescentes de Si e Mo aumentam o limite de resistência a tração, limite de escoamento e a dureza, diminuindo o alongamento. Nos ensaios de resistência a tração realizados a 650°C, o silício mostrou menor influência nos resultados, enquanto que o molibdênio mostrou o mesmo comportamento apresentado nos ensaios a temperatura ambiente.

Quanto a resistência a oxidação, ligas com maiores teores de silício apresentaram menor profundidade de camada oxidada. O molibdênio não mostrou influência significativa na resistência a oxidação.

Apenas a liga com 4% de silício e 0,5% de molibdênio atendeu simultaneamente aos requisitos de composição química, microestrutura e propriedades mecânicas exigidos tipicamente para coletores de escape.

ABSTRACT

The purpose of this paper was to evaluate the possibility of the obtainment of ferritic nodular cast iron, as cast, which meets microstructure, chemical composition, and mechanical property requisites required for exhaust manifolds. Were studied also the influence of the chemical composition on the microstructure, mechanical properties, oxidation resistance, and the structural stability of ferritic nodular cast iron with high silicon alloyed to the molybdenum as cast.

There were produced two series of nodular cast iron samples using two different contents of silicon, 4 and 5%, with a varying amount of molybdenum between 0 to 1.7%. There were two experiments performed testing the tensile strength to room temperature and at 650°C, dilatometer and oxidation resistance evaluation at 650°C.

The microstructural results proved that the alloys without an addition of molybdenum demonstrated completely ferritic matrix. An increase in the ferrite hardness after adding silicon and molybdenum was shown. Increasing contents of molybdenum caused an increase in the pearlite and carbide quantity in the metallic matrix and a decrease in quantity of the graphite nodular content.

Dilatometer experiments showed that the coefficient values of the linear thermal expansion at low temperatures (ferritic matrix) are lower than at high temperatures (austenitic matrix). The increasing silicon contents were checked as to a temperature transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ and decreased the austenite linear thermal expansion coefficient. The molybdenum did not show any significant effect on the transformation temperature and on the linear thermal expansion coefficient.

It was possible to notice, through the tensile tests experiments performed at room temperature, that greater Si and Mo contents increased the tensile strength, yield strength and hardness limits, and decreased the elongation. In these tensile testing performed at 650°C, silicon showed a lesser influence on the results, while the molybdenum showed the same behavior shown in the experiments at low temperatures.

Concerning the oxidation resistance, alloys containing greater silicon contents showed a lesser oxidation layer depth. The molybdenum did not show any influence on oxidation resistance.

Only the 4% silicon and 0.5% molybdenum alloy met the requirements for chemical composition, microstructure and mechanical properties necessary for exhaust manifolds

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos o setor de fundição, acompanhando a tendência geral da indústria, sofreu profunda reestruturação, com conseqüente diminuição do número de empresas e melhoria da qualidade e produtividade das que permaneceram no mercado.

Dados divulgados pela Anfavea (Associação Nacional dos Fabricantes de Veículos Automotores) estimam um investimento de R\$ 17,9 bilhões no setor automotivo nacional, até o ano 2001. Estima-se que a produção de automóveis, no Brasil, aumentará 32%. A expansão das montadoras já instaladas e a afluência de novas marcas mundiais, principalmente para o sul do país, têm explicação no ainda baixo índice de automóveis por número de habitantes e no potencial representado pelo Mercosul⁽¹⁾.

Assim, a indústria de fundição nacional deverá adaptar-se a uma demanda crescente, principalmente, para a produção de peças com elevado requisito de qualidade e com custos de produção cada vez menores. Deve-se acrescentar a isso a substituição de materiais tradicionalmente utilizados em determinadas aplicações e que nos novos modelos apresentam novos requisitos mecânicos. Dentre estes componentes, existe um grupo cuja aplicação dá-se sobre altas temperaturas, tais como: coletores de escape, cabeçotes e blocos de motor.

O interesse em conhecer e desenvolver as propriedades dos componentes utilizados em altas temperaturas tem crescido na mesma proporção em que cresce a performance dos motores. Com os avanços na capacidade dos motores, tem aumentado também a sua temperatura de trabalho, exigindo assim materiais que trabalhem em temperaturas mais elevadas, maiores valores de pressão e em ambientes mais agressivos.

Componentes utilizados a temperatura ambiente tem suas propriedades alteradas com o aumento da temperatura. Limite de resistência e limite de escoamento tendem a diminuir com o aumento da temperatura, aumento na taxa de oxidação e alterações dimensionais passam a ter efeitos significativos e mudanças irreversíveis nas propriedades físicas passam a ocorrer⁽²⁾.

Os ferros fundidos nodulares com alto teor de silício (3,5-6,0%) ligados ao molibdênio (0,5-2%) têm sido desenvolvidos com o objetivo de elevar a resistência a oxidação e estabilidade estrutural em altas temperaturas⁽³⁾.

Devido aos requisitos microestruturais e de propriedades mecânicas exigidas para este tipo de material, utilizados em componentes de motores, é normal a utilização de um tratamento térmico de ferritização, sendo que tal tratamento pode aumentar em até 10% os custos de fabricação de uma peça.

Diante do contexto industrial cada vez mais competitivo, seria interessante desenvolver um ferro fundido cuja elaboração e composição química dispensassem a etapa de ferritização.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a possibilidade de obtenção de ferros fundidos, no estado bruto de fusão, que atendam aos requisitos (microestrutura, composição e propriedades mecânicas) tipicamente exigidos para coletores de escape. Pretende-se também avaliar a influência da composição química na microestrutura, propriedades mecânicas em temperatura ambiente e em altas temperaturas (650°C), resistência a oxidação e estabilidade estrutural.

Para atingir o objetivo foram produzidas duas séries de amostras de ferros fundidos nodulares com diferentes teores de silício, 4 e 5%Si, com o molibdênio variando de 0 a 1,7% em cada série. Foram realizados ensaios de resistência a tração a temperatura ambiente e a 650 °C, análise dilatométrica e avaliação da resistência a oxidação a 650 °C.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Requisitos do produto e critérios para a escolha do material

2.1.1. Função e requisitos do produto – coletor de escape

O sistema de escapamento, do qual o coletor de escape faz parte, tem como função eliminar os gases residuais do motor queimados na combustão, minimizando o máximo possível o ruído e a poluição^(3,4). A figura 01 mostra um coletor de escape utilizado em um motor a gasolina de quatro cilindros.

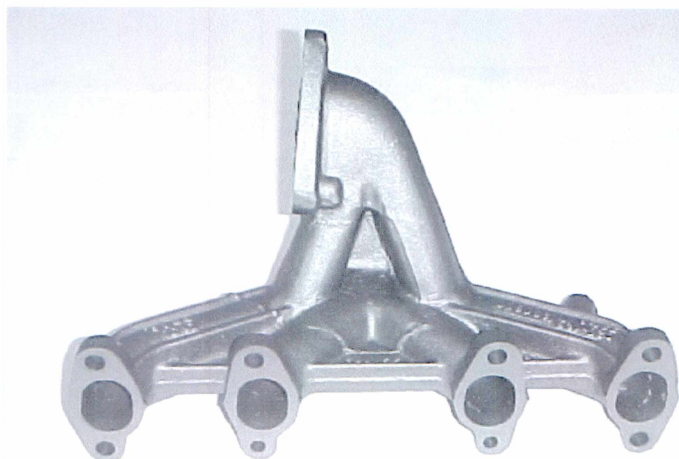


Figura 01. Coletor de escape utilizado em um motor a gasolina de quatro cilindros.

Note-se, na figura acima, a complexidade geométrica do componente, sendo que alguns coletores de escape possuem variação dimensional de 3 a 5mm nas paredes dos dutos. A geometria complexa dos coletores torna competitivo o processo de fundição como rota de fabricação.

Adicionalmente, é desejável minimizar o atrito entre o gás e a parede do coletor visando acelerar a vazão dos gases, o que torna o acabamento superficial interno um aspecto relevante para a função do componente.

Após a etapa de fundição, o coletor de escape recebe, normalmente, usinagem nos flanges e furações.

Este componente atua em elevada temperatura (480 a 600°C)^(5,6,7), com exposição ao ar (superfície externa) e aos gases de combustão (superfície interna). Desta exposição a elevada temperatura surge o requisito de resistência a oxidação⁽⁷⁾.

O ciclo térmico ao qual o coletor de escape é submetido em serviço possui tipicamente baixas velocidades de resfriamento e variações de temperaturas não muito acentuadas⁽⁸⁾. Devido ao coletor de escape encontrar-se rigidamente fixo ao cabeçote do motor, às expansões e contrações térmicas resultantes das variações de temperatura geram um certo nível de tensões térmicas⁽⁹⁾.

Este ciclo térmico se caracteriza por predominância do tempo de patamar (480 a 600°C) sobre os tempos de aquecimento e resfriamento.

O grande tempo de exposição em temperatura elevada esperado para o componente introduz efeitos de deformação plástica ao longo do tempo, mesmo operando sob tensões abaixo do respectivo limite de escoamento a quente, resultando no quesito de resistência à fluência.

A ocorrência de ciclos térmicos (embora não drásticos) geram efeitos de variação dimensional que induzem tensões e acarretam em problemas de fadiga térmica.

Do exposto, resulta que os principais requisitos deste componente para desempenho em serviço são: resistência a oxidação e estabilidade dimensional (tanto para resistir a fluência quanto para fadiga térmica).

Do ponto de vista do processo de fabricação, os requisitos são: complexidade geométrica, acabamento superficial interno e baixo custo de fabricação.

Coletores de escape são produzidos em diferentes materiais, tais como: ferro fundido cinzento, ferro fundido vermicular, ferro fundido nodular (ferrítico, SiMo e Ni-Resist), aço inoxidável ferrítico e aço inoxidável austenítico^(2,10,11).

2.1.2. Fenômenos envolvidos em aplicações em altas temperaturas

Materiais utilizados em temperatura ambiente podem ter suas propriedades modificadas com o aumento da temperatura. Algumas mudanças que podem ocorrer são⁽²⁾:

- Diminuição dos valores de limite de resistência a tração e limite de escoamento em relação aqueles da temperatura ambiente;
- Aumento das taxas de oxidação;
- Variações dimensionais:

- decorrentes de variação do parâmetro de rede das fases presentes com a temperatura (coeficiente de dilatação térmica linear);
 - decorrentes de transformações de fase geradas por mudança de temperatura (mudanças de fase gerando volume específico diferentes);
 - decorrentes de decomposição microestrutural geradas ao longo do tempo de exposição em temperatura elevada (mudanças de fase gerando volume específico diferentes);
 - decorrentes da solitação mecânica ao longo do tempo (fluência);
- Surgimento de tensões induzidas, decorrentes das variações dimensionais, que resultam em trincas e distorções no material devido ao tempo de exposição (fluência) e às variações de temperatura (fadiga térmica);

2.1.3. Critérios do material a ser utilizado

Dados os fenômenos descritos anteriormente e os quesitos de fabricação, o material utilizado na produção de coletores de escape deve atender aos seguintes critérios^(9,11,12):

- Resistência mecânica em temperatura ambiente e em temperaturas elevadas;
- Resistência à oxidação em temperaturas elevadas;

- Estabilidade estrutural/dimensional (tanto para resistir à fluência quanto à fadiga térmica);
- Boa fundibilidade (capacidade de preencher detalhes, acabamento superficial, ausência de inclusões e vazios);
- Boa usinabilidade (mínima quantidade possível de sobremetal e ausência de partículas duras), exigida para fins de precisão de montagem do componente;

Os critérios de resistência mecânica, resistência a oxidação e estabilidade dimensional serão discutidos nos próximos itens.

2.2. Estabilidade dimensional

As variações dimensionais de um ferro fundido podem ocorrer devido as variações de temperatura ou devido ao tempo de exposição, sendo cada caso discutido a seguir.

2.2.1. Estabilidade dimensional mediante variação de temperatura

A variação da temperatura gera alteração dimensional devido a mudança do parâmetro de rede das fases constituintes e pela eventual transformação de fases no material (variação do volume específico das fases presentes)⁽¹³⁻¹⁶⁾.

A figura abaixo ilustra a variação do parâmetro de rede para o ferro puro, onde se constata que a austenita varia seu parâmetro de rede com a

temperatura de modo mais intenso que a ferrita, daí o coeficiente de dilatação da austenita ser maior que o da ferrita.

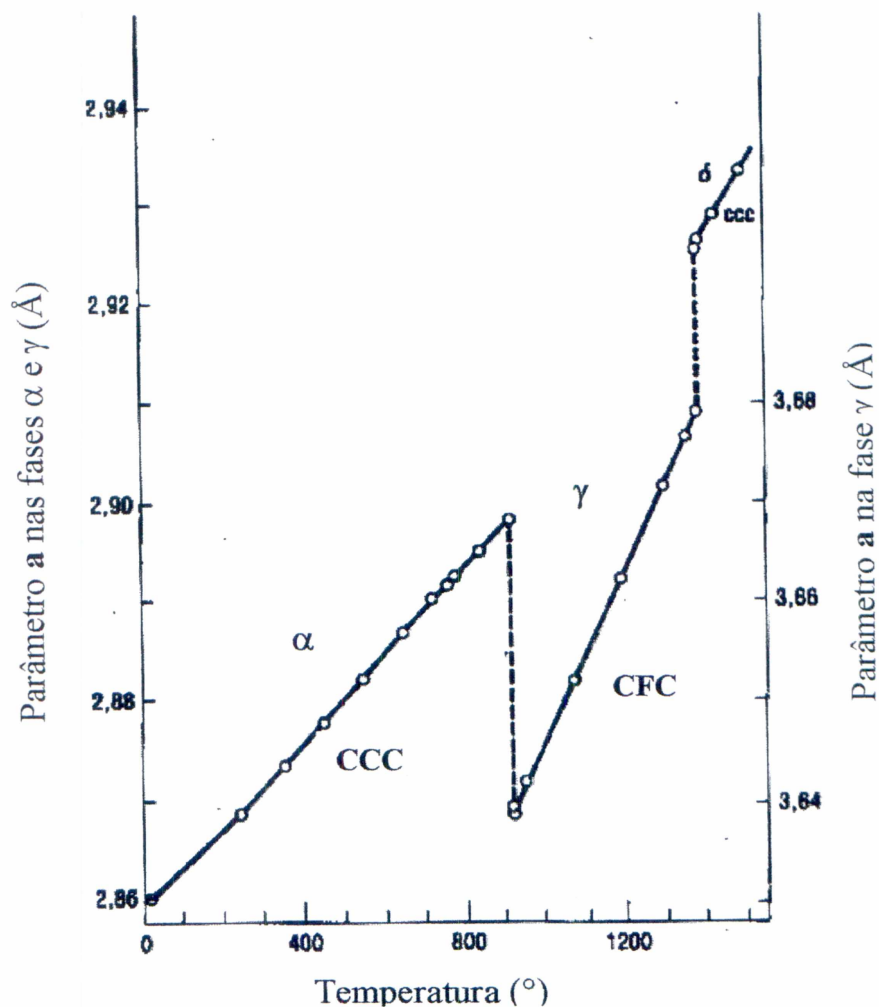


Figura 02. Efeito da temperatura sobre o parâmetro do reticulado do ferro⁽¹⁷⁾.

A tabela abaixo apresenta os valores dos coeficientes de dilatação térmica de diferentes fases e materiais metálicos na temperatura ambiente.

Tabela I. Coeficientes de dilatação térmica de diferentes fases e materiais metálicos na temperatura ambiente⁽¹⁸⁾.

Material	Alfa (10⁻⁶/K)	Material	Alfa (10⁻⁶/K)
<i>Ferro puro</i>	<i>11,7</i>	<i>Aço-1,45%C</i>	<i>10,1</i>
<i>Aço-0,06%C</i>	<i>11,7</i>	<i>Inox austenítico</i>	<i>16,5</i>
<i>Aço-0,22%C</i>	<i>11,7</i>	<i>Inox martensítico</i>	<i>9,8</i>
<i>Aço-0,40%C</i>	<i>11,3</i>	<i>F^oF^o Cinzento</i>	<i>10,5</i>
<i>Aço-0,56%C</i>	<i>11,0</i>	<i>Grafita</i>	<i>0,6 a 4,3^(*)</i>
<i>Aço-1,08%C</i>	<i>10,8</i>	<i>-</i>	<i>-</i>

^(*) Fortemente dependente da orientação cristalográfica;

Nota-se na tabela I que o coeficiente de dilatação da austenita (aço inox) é cerca de 50% superior ao da ferrita o que sugere pelo uso de matrizes ferríticas quando se deseja minimizar as variações dimensionais (e portanto as tensões induzidas) resultantes de variação de temperatura.

Ainda na tabela I constata-se que os ferros fundidos cinzentos possuem menor coeficiente de dilatação que o ferro puro e aços de baixo carbono. Este fato deve-se ao baixo coeficiente de dilatação térmica da grafita.

A morfologia da grafita (lamelar, vermicular ou nodular) não tem influência no coeficiente global de dilatação⁽¹⁹⁾.

Aços de baixo carbono possuem coeficiente de dilatação similar ao do ferro. Este fato sugere que a cementita (presente na perlita) tem coeficiente de dilatação similar ao dos aços de baixo carbono, resultando em pouca influencia no coeficiente de dilatação global dos aços.

O coeficiente de dilatação, para uma mesma fase, varia com a temperatura⁽²⁰⁾.

Na figura 03 nota-se que o coeficiente da ferrita aumenta com a temperatura, porém com taxa decrescente, estabilizando para temperaturas acima de 200°C.

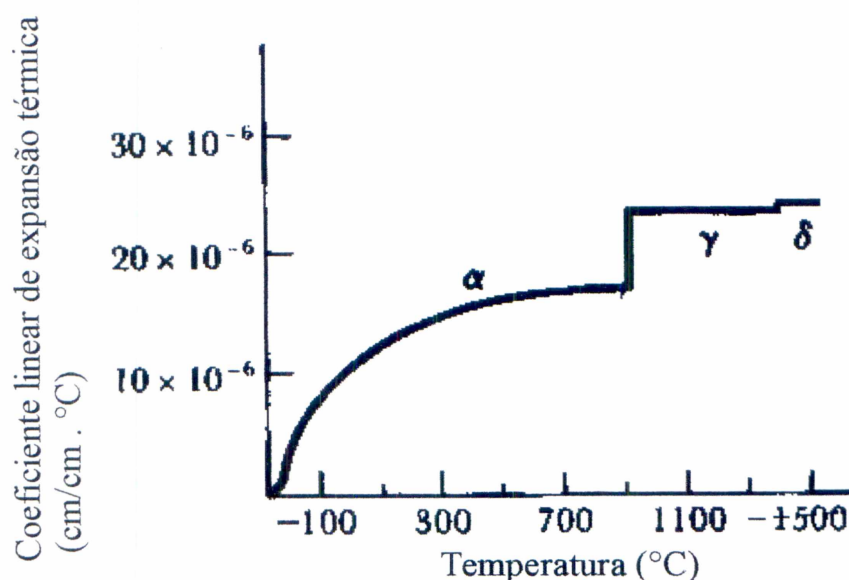


Figura 03. Coeficiente linear de expansão térmica das diferentes fases do Fe⁽²⁰⁾.

Dawson⁽¹⁹⁾ relata que os coeficientes de expansão térmica linear para os ferros fundidos cinzentos, vermiculares e nodulares são iguais para o intervalo de temperatura entre 20 e 700°C. Um resultado mais preciso, figura 04, mostra uma faixa estreita de variação para diferentes ferros fundidos (morfologias de grafita e matrizes distintas).

Constata-se o mesmo fenômeno de estabilização do valor do coeficiente de dilatação, entre 200 e 600°C, nos ferros fundidos (figura 04) e na ferrita (figura 03) sugerindo que a ferrita é o fator determinante do coeficiente de dilatação global da microestrutura.

Alem disso constata-se que ferros fundidos com diferentes morfologias de grafita e com diferentes matrizes (ferrítica, ferrítica perlítica ou perlítica) apresentam valores similares de coeficiente de dilatação (faixa estreita de resultados para uma dada temperatura). De tal constatação se considera que, para fins de projeto, as diferenças de expansão térmica linear de todos os ferros fundidos com grafita podem ser considerados irrelevantes.

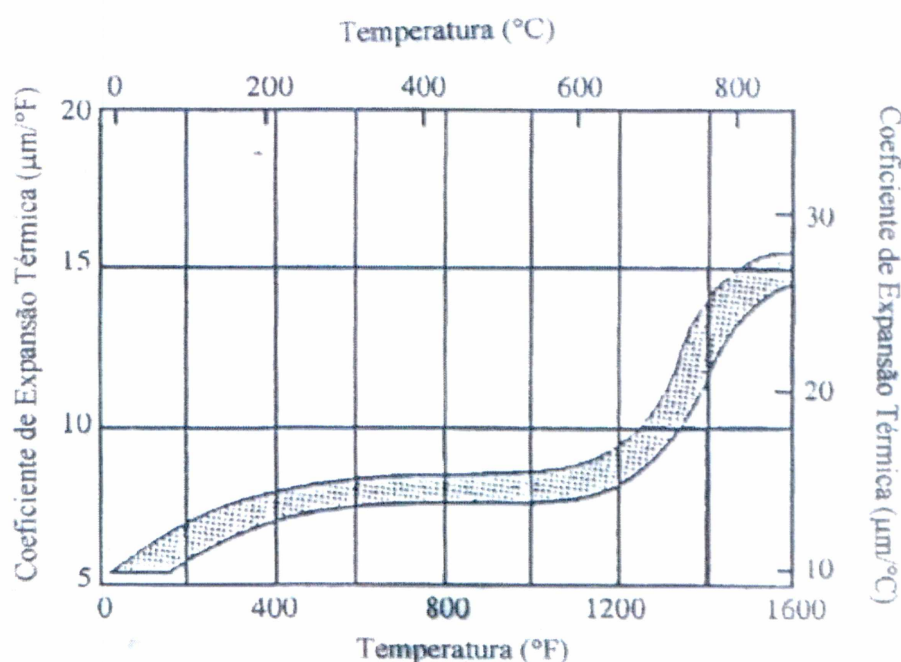


Figura 04. Coeficiente de expansão térmica em função da temperatura para ferros fundidos cinzentos, vermiculares e nodulares⁽¹⁹⁾.

Além da variação do parâmetro de rede com a temperatura, a mudança de temperatura pode provocar transformações de fase (ferrita para austenita, transformação de austenita em perlita) cuja variação dos respectivos volumes específicos (inverso da densidade) resultam em variações dimensionais acentuadas que induzem tensões no material. Tal fenômeno já foi ilustrado na figura 03 para o caso da transformação ferrita-austenita.

A tabela abaixo ilustra o volume específico (inverso da densidade) de algumas fases.

Tabela II. Volume específico de fases presentes em aços⁽²¹⁾.

<i>Fase ou mistura de fases</i>	<i>Quantidade de Carbono (%)</i>	<i>Volume específico a 20°C (cm³/g)</i>
<i>Austenita</i>	<i>0-2</i>	<i>0,1212 + 0,0033.(%C)</i>
<i>Martensita</i>	<i>0-2</i>	<i>0,1271 + 0,0025.(%C)</i>
<i>Ferrita</i>	<i>0-0,02</i>	<i>0,1271</i>
<i>Cementita</i>	<i>6,7 ± 0,2</i>	<i>0,130 ± 0,001</i>
<i>Grafita</i>	<i>100</i>	<i>0,451</i>
<i>Ferrita + Cementita</i>	<i>0-2</i>	<i>0,271 + 0,0005.(%C)</i>

Nota-se que a transformação de ferrita em austenita gera redução do volume específico (contração) e a grafitação (transformação da perlita em grafita e ferrita) gera aumento de volume específico (dilatação).

Para se minimizar as tensões induzidas por variações dimensionais resultantes de variação de temperatura, conclui-se ser necessário o emprego de microestruturas que possuam fases de baixo coeficiente de expansão térmica (ferrita e cementita ou ferrita e grafita) e que estas sejam estabilizadas (não apresentem transformação de fase ao longo do aquecimento até a temperatura de patamar).

A estabilização da ferrita pode ser obtida mediante emprego de elementos de liga dissolvidos nesta fase, visando elevar a temperatura de transformação. O elemento tipicamente utilizado para tal fim é o silício.

Com o aumento do teor de silício ocorre uma elevação da temperatura de transformação ferrita(α) \rightarrow austenita(γ)^(2,8,22,23).

O efeito do teor de silício na temperatura de austenitização esta mostrado nas figura 05 e 06.

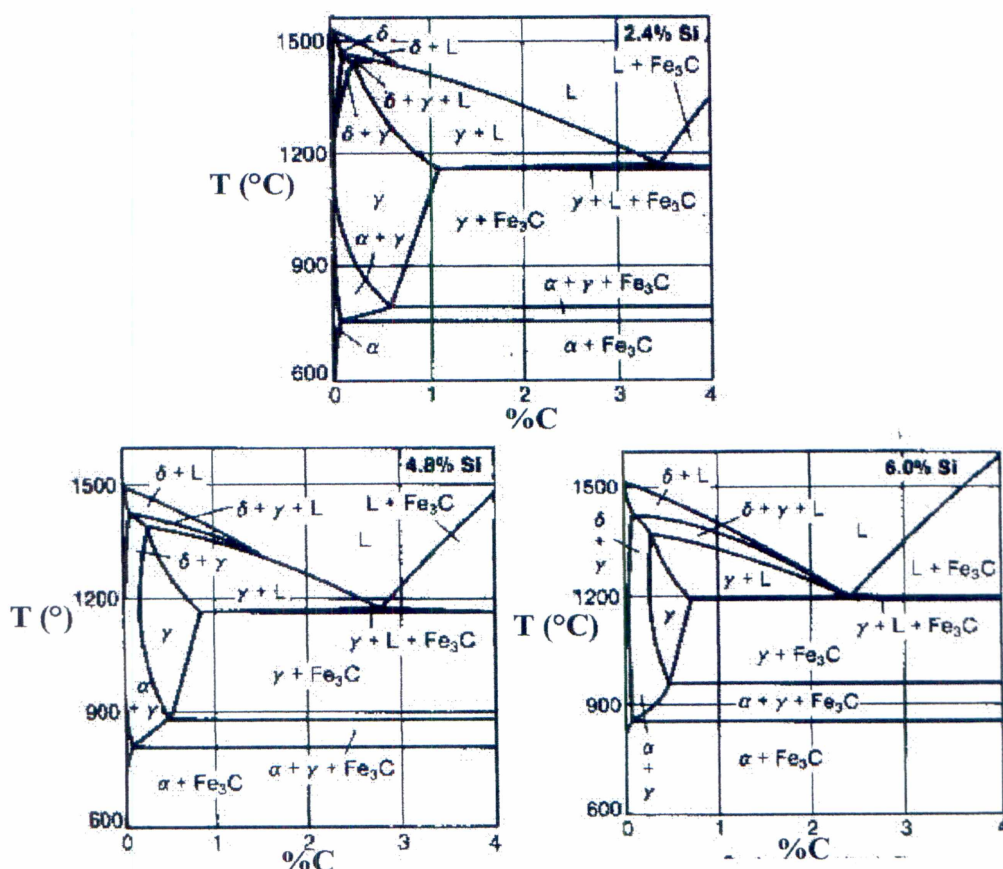


Figura 05. Influência do silício no diagrama Fe-C-Si⁽¹⁸⁾.

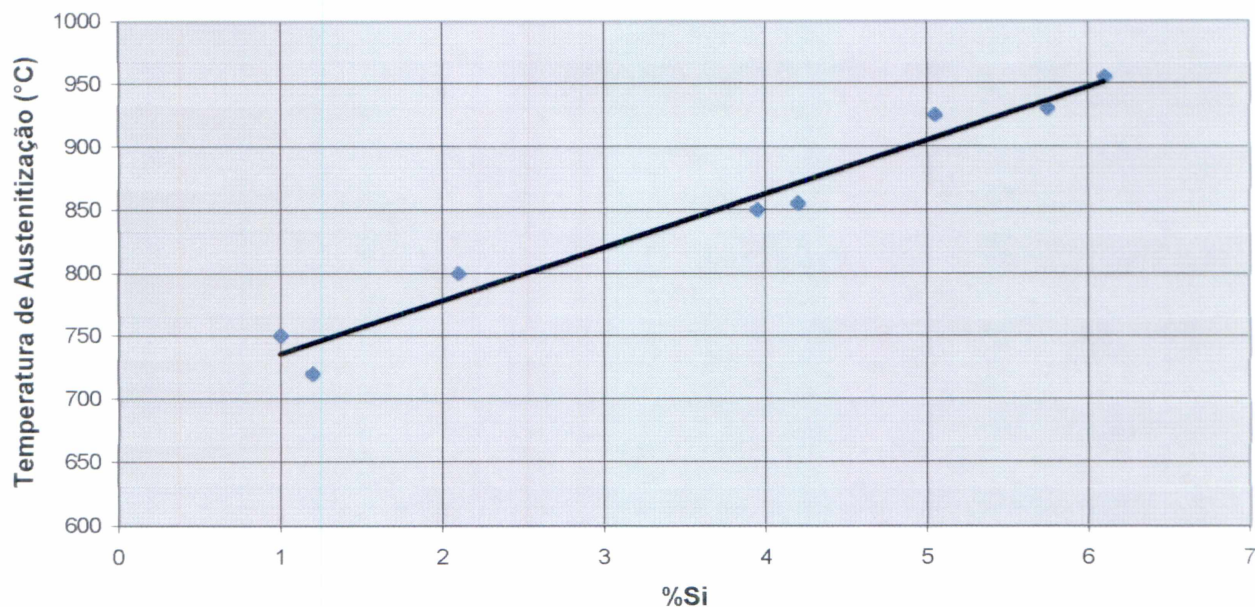


Figura 06. Influência do teor de silício na temperatura de austenitização de ferros fundidos⁽²³⁾.

Observa-se nas figura 05 e 06 que a temperatura de transformação ferrita→austenita eleva-se com o aumento do teor de silício, o que permite o emprego de maiores temperaturas de trabalho sem que ocorra transformação de fase.

2.2.2. Estabilidade dimensional ao longo do tempo de exposição em temperatura elevada

Ao longo do tempo de exposição em temperaturas elevadas podem ocorrer variações dimensionais induzidas por transformação de fase (grafitização e oxidação) e por esforço mecânico de fluência (que altera a morfologia dos grãos), conforme descrito a seguir.

2.2.2.1. Expansão devido a oxidação

A oxidação de ferros fundidos ocorre com taxas mais lentas que em aços carbono devido ao maior teor de silício (em torno de 2% Si). Tal oxidação ocorre pela formação de óxido de ferro (cuja densidade, $5,6\text{g/cm}^3$, é menor que a do ferro, $7,87\text{g/cm}^3$) gerando expansão do material ao longo do tempo⁽²⁴⁾.

A oxidação dos ferros fundidos ocorre tanto na matriz metálica quanto na grafita e no caso desta formar uma estrutura contínua, tal como nos cinzentos, a taxa de oxidação é maior que nos nodulares. Para ferros fundidos cinzentos a oxidação ocorre ao longo da grafita, sendo muito danoso ao material, já que acarreta a redução da seção resistente e a diminuição de sua condutividade térmica. A oxidação interna é, também, responsável por alguma expansão⁽²⁵⁾.

Os efeitos benéficos do silício na resistência à oxidação dos ferros fundidos nodulares tem sido reconhecidos e utilizados há algum tempo^(8,26-28).

A camada rica em silício formada na exposição inicial em uma atmosfera oxidante em elevadas temperaturas, fornece uma efetiva barreira para as demais camadas ou para a oxidação interna⁽⁸⁾. Quando o teor de silício é elevado nos ferros fundidos, a composição da camada superficial muda de essencialmente óxidos de ferro para silicatos de ferro com o surgimento de uma redução na cinética de difusão de átomos de oxigênio da superfície para o interior do metal e para a difusão de átomos de metal para a superfície^(27,29).

Entretanto, se o ciclo de temperatura é tal que ocorra a transformação ferrita(α) \rightarrow austenita(γ), ocorrerão mudanças no volume específico do metal que irão produzir tensões, resultando em microtrincas tanto na camada oxidada, quanto no material base. A taxa de oxidação irá conseqüentemente aumentar⁽⁸⁾.

A tabela III compara a resistência à oxidação de ferros fundidos nodulares e cinzentos.

Tabela III. Resistência a oxidação de ferros fundidos nodulares ferríticos, austenítico e cinzento, ao ar na temperatura de 815°C por 500h⁽³⁰⁾.

Tipo de Ferro Fundido	Composição Química		Ganho de Peso* (mg/cm ²)	Profundidade da Camada Oxidada (mm)
	Silício (%)	Outros (%)		
Nodular Ferrítico	2,8	-	119,9	0,47
Nodular Ferrítico	4,0	0,8 Al	6,3	0,09
Nodular Ferrítico	4,2	1,9 Mo 0,6 Al	22,8	0,15
Nodular Ferrítico	3,8	2,0 Mo 1,0 Al	15,2	0,09
Nodular Ferrítico	4,0	2,0 Mo 0,9 Al	6,2	0,07
Nodular Austenítico	2,5	22,5 Ni 0,4 Cr	81,6	0,61
Nodular Austenítico	5,5	30,0 Ni 5,0 Cr	7,2	0,04
Nodular Austenítico	2,2	35,0 Ni 2,5 Cr 1,0 Mo	30,0	0,24
Cinzento	2,0	0,14 Cr	217,2	0,90

*Ganho de Peso = oxidação - descarbonetação.

Ferros fundidos nodulares não ligados apresentam aproximadamente metade do peso ganho (resultante da oxidação) pelos ferros fundidos cinzentos. Aumentos no teor de silício e adições de Al e Mo diminuem a

oxidação dos ferros fundidos nodulares ferríticos para os mesmos níveis dos ferros fundidos nodulares austeníticos altamente ligados.

Em temperaturas elevadas o ferro fundido nodular apresenta-se mais adequado, para resistir a oxidação, que o ferro fundido cinzento. Ferros fundidos nodulares ferríticos apresentam maior resistência à oxidação que os ferros fundidos nodulares perlíticos devido a maior estabilidade da matriz metálica. Ferros fundidos com matriz perlítica apresentam mudanças de volume devido a grafitação do carboneto presente na perlita em temperaturas acima de 540°C. Elevados teores de silício (>4%) e adições de molibdênio e alumínio em ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica tendem a diminuir a oxidação em altas temperaturas⁽³⁰⁾.

A influência do silício na resistência à oxidação em ferros fundidos nodulares expostos ao ar a 650°C foi estudada por Maitland e Huges⁽³¹⁾, sendo os resultados obtidos por esses autores mostrados na figura 07.

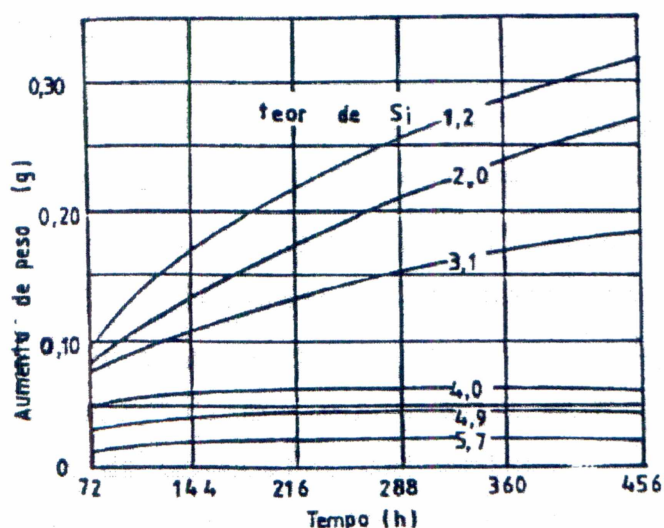


Figura 07. Efeito do silício na oxidação de ferros fundidos nodulares ferríticos ao ar a 650°C⁽³¹⁾.

Nota-se na figura 07 que houve uma redução significativa de aumento de peso para adições de 4% de silício, verificando-se que para tempos de exposição superiores a cerca de 150 horas o aumento de massa é praticamente nulo.

Segundo Bechet e Rohrig⁽²⁷⁾, o ganho de peso medido após o ensaio de oxidação não é o critério ideal de avaliação, já que este é resultante do aumento de peso provocado pela formação dos óxidos e da perda de peso vinda da descarbonetação. A melhor medida seria a determinação da profundidade da camada oxidada.

Resultados obtidos por diversos pesquisadores⁽⁸⁾ da avaliação da resistência à oxidação através da camada oxidada de ferros fundidos nodulares estão apresentados na tabela IV. A profundidade da camada oxidada foi medida após 2000 horas de exposição ao ar em temperaturas elevadas.

Tabela IV. Profundidade da camada oxidada após 2000 horas de exposição ao ar em temperaturas elevadas⁽⁸⁾.

Ferro Fundido Nodular	Profundidade média da camada oxidada em milímetros depois de 2000 horas de exposição ao ar		
	700°C	800-815 °C	870 °C
2,2%Si ¹	0,24	-	-
2,4%Si, 2%Mo ¹	0,19	-	-
2,5%Si ²	0,19	-	-
2,8%Si ¹	-	0,9	-
3,3%Si ¹	-	0,26	-
4,0%Si, 0-4%Mo ²	0,04	0,17-0,21	0,3
4,0%Si, 1%Al, 1-2%Mo ²	-	0,15-0,20	-
5,0%Si, 1%Mo ²	-	-	0,01
5,5%Si ²	0,025	-	-

¹-Normalizado

²-Ferritizado

Observa-se na tabela IV que com a diminuição no teor de silício e aumento na temperatura existe uma tendência a aumentar a profundidade da camada oxidada.

O molibdênio melhora a resistência a oxidação como resultado da maior densidade (menor expansão devido a formação do óxido) e melhor adesão da camada formada⁽⁸⁾. Outros elementos como o cromo e o alumínio podem contribuir para a resistência à oxidação, mas diminuem a tenacidade do material^(8,32).

Do exposto neste item, constata-se que as diretrizes a serem observadas para minimizar a expansão resultante da oxidação consistem prioritariamente no uso de morfologia nodular de grafita (evitar continuidade da grafita) e aumento do teor de silício (para formação de camada óxida rica em silício e

para aumento da temperatura de transformação visando evitar trincamento desta camada óxida). Adições de molibdênio, alumínio e cromo também podem contribuir na resistência à oxidação.

2.2.2.2. Expansão devido a grafitação

A grafitação ($\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{C}$), que consiste da decomposição da cementita ($7,66\text{g/cm}^3$) da perlita em grafita ($2,25\text{g/cm}^3$) e ferrita ($7,87\text{g/cm}^3$) também gera expansão.

Portanto ambos os fenômenos (grafitação e oxidação) geram aumento de volume do material ao longo do tempo, conforme ilustra a figura abaixo.

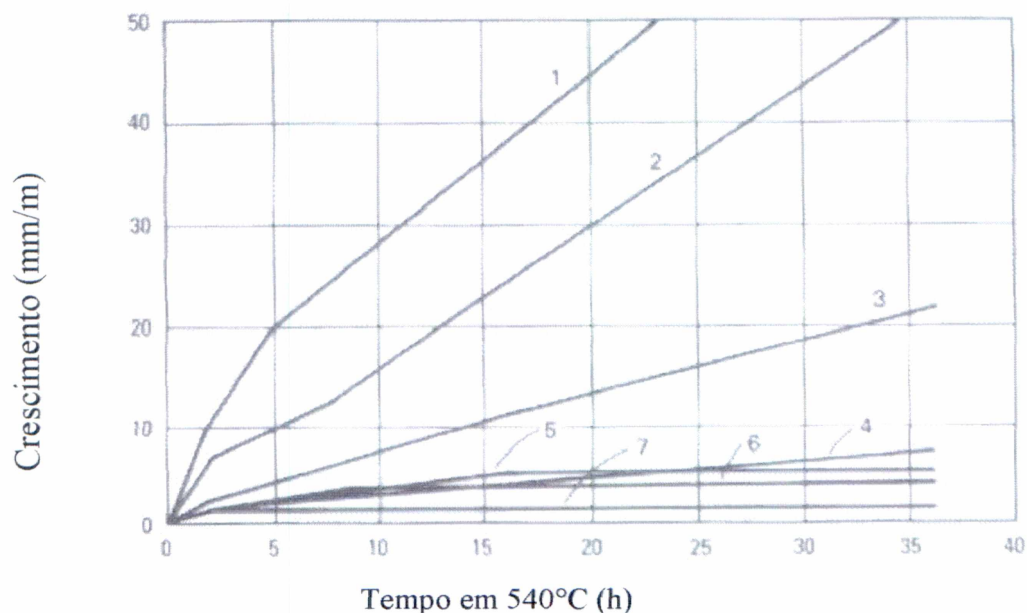


Figura 08. Crescimento de ferros fundidos cinzentos e nodulares a 540°C ⁽²⁴⁾.

O ferro fundido cinzento apresenta maior expansão devido à maior intensidade da oxidação (continuidade da grafita) em relação aos nodulares⁽²⁴⁾. A tabela V apresenta as composições químicas utilizadas nas ligas da figura 08.

Tabela V. Composições químicas utilizadas para o experimento da figura 13⁽²⁴⁾.

Tipo de Ferro	Composição Química (%)							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mg
1-Cinzento (Classe 25)	3,27	0,68	2,27	0,20	0,15	-	-	-
2-Cinzento (Classe 35)	3,19	0,93	2,10	0,16	0,092	0,37	1,12	-
3-Cinzento (Classe 40)	3,15	0,90	1,28	0,092	0,10	-	-	-
4-Cinzento Ligado (Classe 40)	3,06	1,01	1,55	0,078	0,069	0,341	0,98	-
5-Nodular (bruto de fusão)	3,43	0,47	2,19	0,13	0,009	-	1,95	0,077
6-Nodular (recozido)	3,50	0,54	2,58	0,12	0,010	-	1,50	0,055
7-Nodular (recozido)	3,43	0,47	2,19	0,13	0,009	-	1,95	0,07

Observa-se na figura 08 que os ferros fundidos nodulares apresentam menores variações dimensionais que os ferros fundidos cinzentos (devido a menor oxidação), e que o crescimento é mais acelerado em ferros fundidos cinzentos com alto teor de carbono. Observa-se também, que ferros fundidos recozidos (portanto ferríticos) apresentam menor crescimento (devido ausência de grafitização) que os ferros fundidos nodulares bruto de fusão (cuja perlita gera expansão pela grafitização).

Adições de Cr e Mo aumentam a estabilidade dimensional em ferros fundidos cinzentos e nodulares, por estabilizar a cementita da perlita e reduzir

a cinética de grafitação. A estabilidade dimensional em ferros fundidos nodulares ferríticos melhora com o aumento do Si⁽²⁴⁾.

Do exposto resulta que as diretrizes para minimizar a componente de expansão causada pela grafitação consiste em eliminar a cementita da matriz (eliminando totalmente a grafitação) ou então estabilizá-la (reduzindo a cinética) mediante emprego de elementos formadores de carbonetos.

Pode-se proceder de duas formas, com o objetivo que a decomposição da perlita pela grafitação do carbono seja mínima ou totalmente evitada⁽²⁷⁾.

- Estabilização da cementita por adição de elementos de liga formadores de carbonetos, tais como: cromo, vanádio, manganês e molibdênio;
- Favorecendo a ausência de perlita por adição de elementos de liga grafitizantes, como o silício e o alumínio, seguido por um tratamento térmico de ferritização;

Quando a temperatura de trabalho não é demasiadamente elevada (<500°C) se opta geralmente pela estabilização da perlita, já que uma adição de cromo em proporção reduzida é suficiente para estabilizar a cementita presente na perlita. Mas, ao tratar-se de temperaturas mais elevadas, a quantidade necessária de elementos estabilizadores de carbonetos chegaria a alcançar teores que resultariam na impossibilidade de evitar a formação de carbonetos eutéticos grosseiros na solidificação, os quais, em primeiro lugar podem dar origem a problemas de fragilidade ou a dificuldade de usinagem, e em segundo lugar, reduz em menor grau a condutividade térmica do fundido,

propriedade primordial ao tratar-se de numerosas aplicações a temperaturas elevadas⁽²⁷⁾.

A alternativa que tem sido escolhida para aplicações a temperaturas maiores que 500°C é a utilização de ferros fundidos nodulares com alto teor de silício e estruturas predominantemente ferríticas. Ferros fundidos nodulares ferríticos com alto teor de silício são capazes de manter a estrutura da matriz a temperaturas elevadas, não havendo, portanto, problemas associados a decomposição da perlita e a reaustenitização, uma vez que a zona crítica é deslocada para temperaturas mais elevadas^(26,27,33).

2.2.2.3. Expansão devido a fluência^(34,35)

O mecanismo básico de deformação plástica ao longo do tempo sob tensões abaixo do limite de escoamento a quente consiste na difusão de átomos induzida pela temperatura e pela tensão.

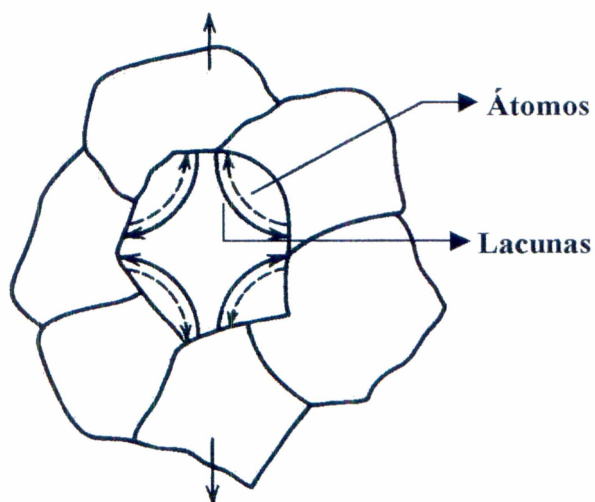


Figura 09. Material submetido a carga axial e calor resultando em alongamento⁽³⁴⁾.

A figura 09 ilustra que o material submetido a uma carga axial e calor apresenta difusão de seus átomos na direção de aplicação da carga (lacunas em sentido contrário), resultando em um alongamento axial (e contração transversal) ao longo do tempo.

Para que tal alongamento axial ocorra sem o surgimento de decoesão (cavidades) entre os grãos, torna-se necessário a ocorrência simultânea de um processo de deslizamento entre grãos, conforme ilustrado na figura abaixo.

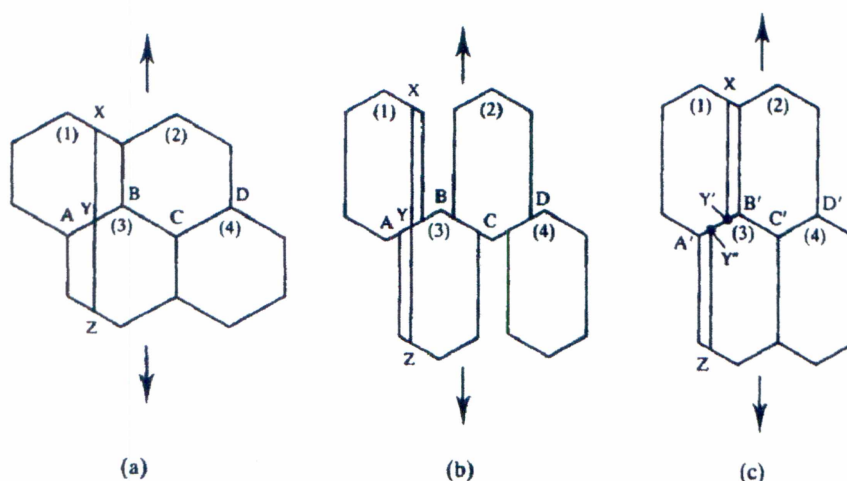


Figura 10. Processo de deslizamento dos grãos⁽³⁵⁾.

A variação da forma do grão resulta não apenas da difusão dos átomos mas também do movimento de discordâncias, intensificado pela ocorrência do mecanismo de ascensão (devido à difusão). Portanto, a deformação plástica ao longo do tempo resulta da difusão e do movimento de discordâncias e a estratégia para minimizar tal deformação baseia-se na redução da difusão e na introdução de barreiras ao movimento de discordâncias.

A redução da difusão é obtida pela introdução de elementos em solução sólida de menor coeficiente de difusão que o ferro, tal como molibdênio, ou pelo emprego de fases de menor coeficiente de autodifusão (austenita ao invés de ferrita), ou ainda pela redução da fonte emissora de lacunas (mecanismo de difusão substitucional) tal como redução da quantidade de contornos de grão (aumento do tamanho de grão).

A introdução de barreiras ao movimento de discordâncias consiste na introdução de partículas de segunda fase (estáveis ao longo do tempo) tanto no interior como nos contornos de grão, por exemplo carbonetos e óxidos, tal como frequentemente é utilizado em superligas.

Em ferros fundidos, existem duas classes desenvolvidas visando resistência à fluência, a saber: ferros nodulares ferríticos (Si-Mo) e ferros nodulares austeníticos (Ni-Resist) sendo estes últimos aplicados em condições mais severas de corrosão.

Os nodulares ferríticos foram desenvolvidos sob as mesmas premissas dos aços de baixo carbono (com molibdênio) resistentes a fluência, onde o Mo tem o efeito de endurecer por solução sólida e por precipitação (carbonetos estáveis). O emprego adicional de maior teor de silício, nos nodulares ferríticos, visa endurecer a matriz ferrítica e elevar a temperatura crítica, tal como discutido anteriormente.

Maiores detalhes sobre o efeito do silício e do molibdênio na resistência à fluência serão abordados em item posterior.

2.3. Propriedades mecânicas estáticas em temperatura ambiente

2.3.1. Influência da forma da grafita

O parâmetro microestrutural que individualmente mais afeta as propriedades mecânicas estáticas dos ferros fundidos é a forma da grafita^(24,30).

No ferro fundido cinzento, a grafita lamelar funciona como um concentrador de tensões, iniciando a deformação microplástica na ponta da grafita em valores de tensão aplicados muito baixo. Como resultado os ferros fundidos cinzentos praticamente não exibem um comportamento elástico⁽³⁰⁾.

Os resultados obtidos em ensaios de tração para os ferros fundidos com grafita vermicular são maiores que os dos ferros fundidos cinzentos, isto em virtude da forma da grafita que apresenta extremidades arredondadas, o que não promove tensões localizadas, e também devido a menor relação comprimento/espessura da grafita, que possibilita maior deformação e ductilidade da matriz. Também devido a forma da grafita, os ferros fundidos com grafita compacta apresentam menor resistência à tração e alongamento que os ferros fundidos nodulares⁽³⁶⁾.

A figura 11 mostra a influência da forma da grafita na curva tensão-deformação de diferentes tipos de ferros fundidos.

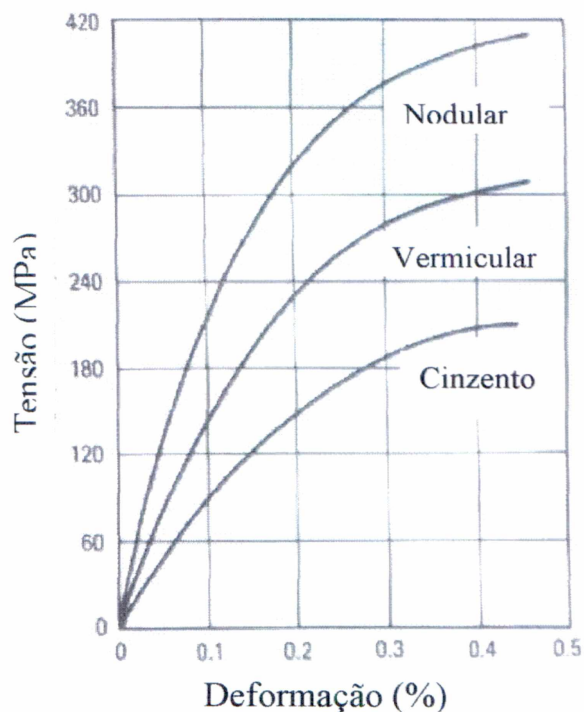


Figura 11. Influência da forma da grafita na curva tensão-deformação de diferentes tipos de ferros fundidos⁽²⁴⁾.

Como pode-se observar na figura 11, os maiores valores de resistência a tração são obtidos com os ferros fundidos com grafita esferoidal, seguido dos ferros fundidos com grafita compacta e por fim os ferros fundidos com grafita lamelar.

2.3.2. Influência da matriz metálica

A figura 12 mostra a influência da matriz metálica nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares.

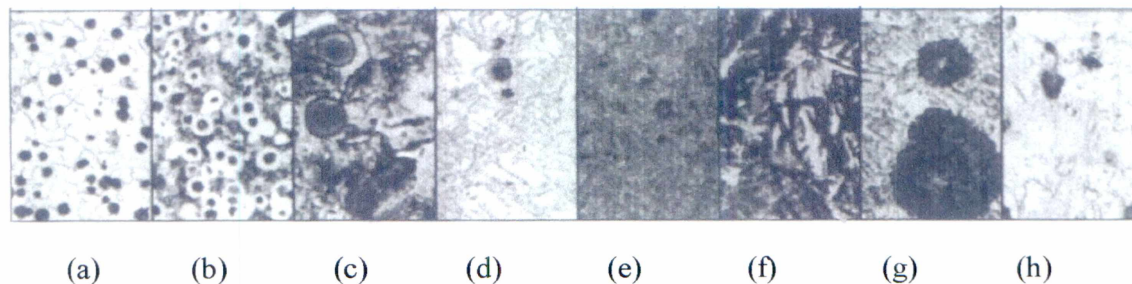


Figura	Matriz	LRT (MPa)
(a)	Ferrítica (60-40-18)	414
(b)	Ferrítica + Perlítica (80-55-08)	552
(c)	Perlítica (100-70-03)	690
(d)	Martensítica (com alguma austenita retida)	-
(e)	Martensítica	793
(f)	AUSTENO FERRÍTICO (adi) Bainítica (150-100-70)	1050
(g)	AUSTENO FERRÍTICO (adi (230-185)	1600
(h)	Austenítica	310

Figura 12. Microestrutura e limite de resistência a tração de vários tipos de ferros fundidos nodulares⁽³⁰⁾.

Observa-se na figura 12 que os maiores valores de resistência a tração são obtidos para os ferros fundidos com matriz bainítica, seguido pelos ferros fundidos com matriz martensítica, perlítica, ferrítica e austenítica respectivamente.

Todavia, para aplicações em alta temperatura, matrizes bainíticas (austeno-ferríticas), martensíticas ou perlíticas tem limitação face a possibilidade de decomposição ao longo do tempo de serviço, gerando menor resistência do material.

2.3.3. Influência da composição química nos ferros fundidos nodulares ferríticos

Nos itens precedentes identificou-se que o uso de Si e Mo e a estabilização da ferrita são fatores importantes para o desempenho satisfatório de coletores. Neste sentido, passou-se a documentar o efeito destes elementos nas propriedades mecânicas de ferros nodulares ferríticos.

Reynolds e Taylor⁽³⁷⁾ estudaram a influência do teor de silício sobre as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares com 3,4% de carbono.

A figura 13 ilustra a influência do silício sobre o limite de resistência a tração, limite de escoamento, dureza e alongamento de ferros fundidos nodulares ferritizados.

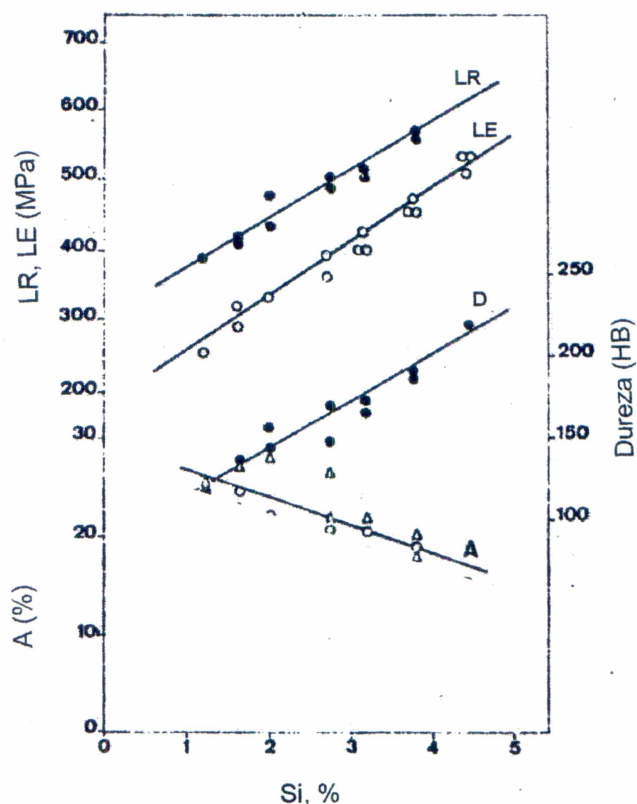


Figura 13. Influência do teor de silício sobre as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares ferritizados ⁽³⁷⁾.

Observa-se pelos resultados apresentados na figura 13 que teores crescentes de silício aumentam o limite de resistência a tração, o limite de escoamento e a dureza, e reduzem o alongamento dos ferros fundidos nodulares ferritizados. Fairhurst e Rohrig⁽⁸⁾, atribuem este comportamento ao endurecimento da ferrita por solução sólida provocado pelo silício.

Schuyten⁽¹²⁾ estudou a influência do molibdênio nas propriedades mecânicas a temperatura ambiente e os resultados estão mostrados na tabela VI.

Tabela VI. Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de ferros fundidos nodulares com 4 a 6% de silício e com adições de molibdênio⁽¹²⁾.

Liga	Limite de resistência a tração (N/mm ²)	Limite de escoamento (N/mm ²)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
4%Si, 0,5%Mo	560 a 610	450 a 500	18	200 a 220
4%Si, 1%Mo	590 a 630	470 a 510	16	200 a 220
4%Si, 2%Mo	600 a 660	480 a 520	15	220 a 240
4%Si, 2,5%Mo	640 a 670	500 a 520	10	220 a 250

Observa-se na tabela VI que para ligas com mesmo teor de silício e teores crescentes de molibdênio ocorre um aumento nos valores do limite de resistência a tração, limite de escoamento e dureza, e uma diminuição no alongamento. Beckert e Guedes⁽²⁶⁾ atribuem este fato a formação de carbonetos eutéticos nas regiões intercelulares e a presença de uma perlita mais refinada.

2.4. Propriedades mecânicas estáticas em temperatura elevada

A diminuição da resistência com o aumento da temperatura é atribuída a eliminação de discordâncias, transformação da perlita residual em ferrita nas temperaturas intermediárias e transformação da perlita em austenita em temperaturas mais altas⁽³⁶⁾.

As propriedades de tração dos ferros fundidos cinzentos não ligados apresentam pequenas mudanças até temperaturas de 400°C, conforme figura 14.

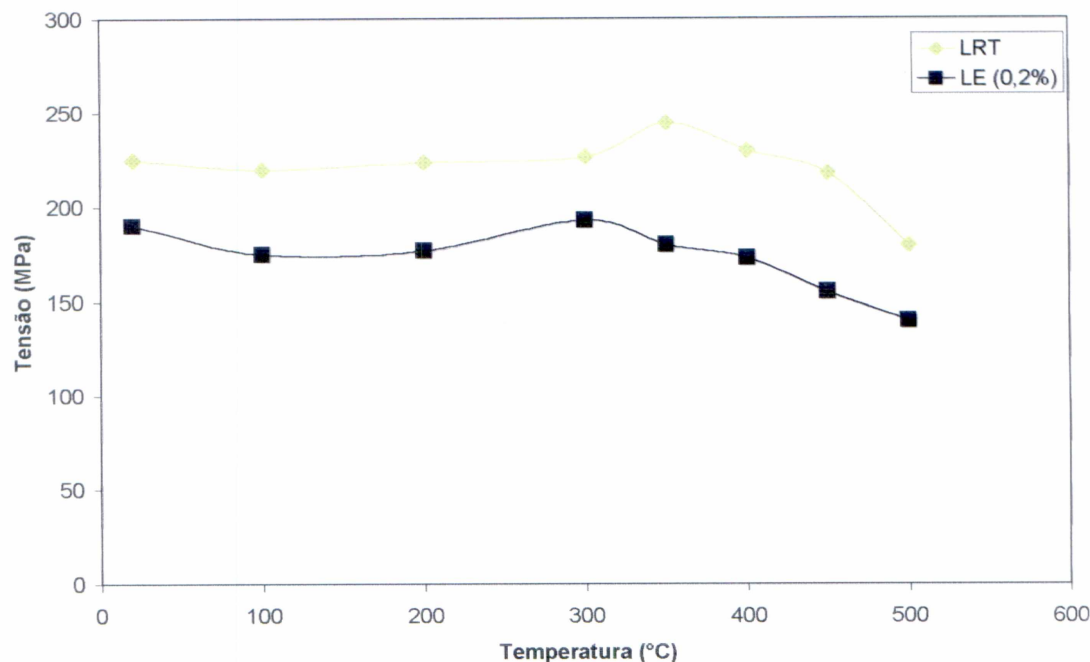


Figura 14. Variações nas propriedades de tração dos ferros fundidos cinzentos da classe 14 (216MPa min.) resultantes de aumento na temperatura⁽²⁴⁾.

Em geral existe uma pequena redução na resistência para temperaturas de até 100°C, um pequeno incremento na resistência para temperaturas até 350°C e acima de 400°C a resistência a tração e o limite de escoamento caem rapidamente⁽²⁴⁾.

Turnbull e Wallace⁽³⁸⁾ estudaram as propriedades de tração em elevadas temperaturas de ferros fundidos cinzentos ligados com Mo e ligados com Mo+Cr, conforme figura 15.

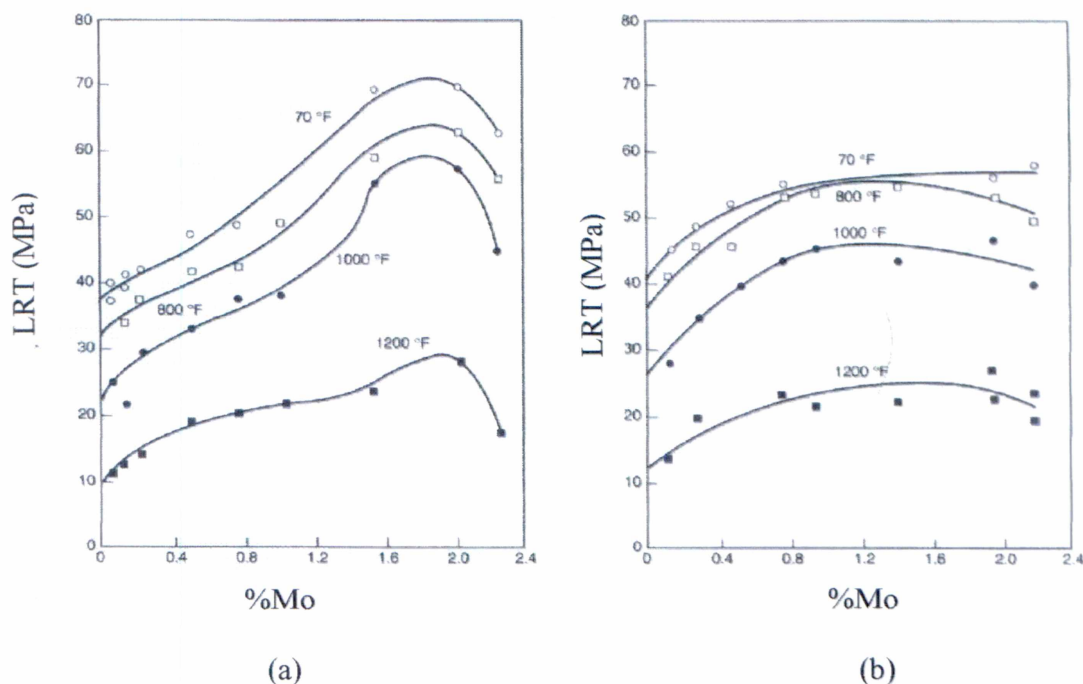


Figura 15. Limite de resistência a tração em temperatura ambiente e em temperaturas elevadas em função do teor de molibdênio. (a) Ferro fundido cinzento não ligado (b) Ferro fundido cinzento com 0,6%Cr⁽³⁸⁾.

Os resultados indicam que aumentando o teor de molibdênio para teores de 1,4 e 1,9% ocorre um aumento na resistência a tração para ambas as séries (com e sem Cr).

O limite de resistência a tração dos ferros fundidos nodulares apresenta pequenas variações para temperaturas até 400°C^(28,33,39-41). Para temperaturas mais elevadas já se verifica uma brusca redução no valor destas propriedades, conforme figura 16.

Gundlach⁽⁶⁾ comparou relativamente a performance de ferros fundidos nodulares ferrítico padrão (45012) e com alto teor de silício, com e sem

adições de molibdênio, para temperaturas de até 870°C. Os resultados estão descritos na figura 16.

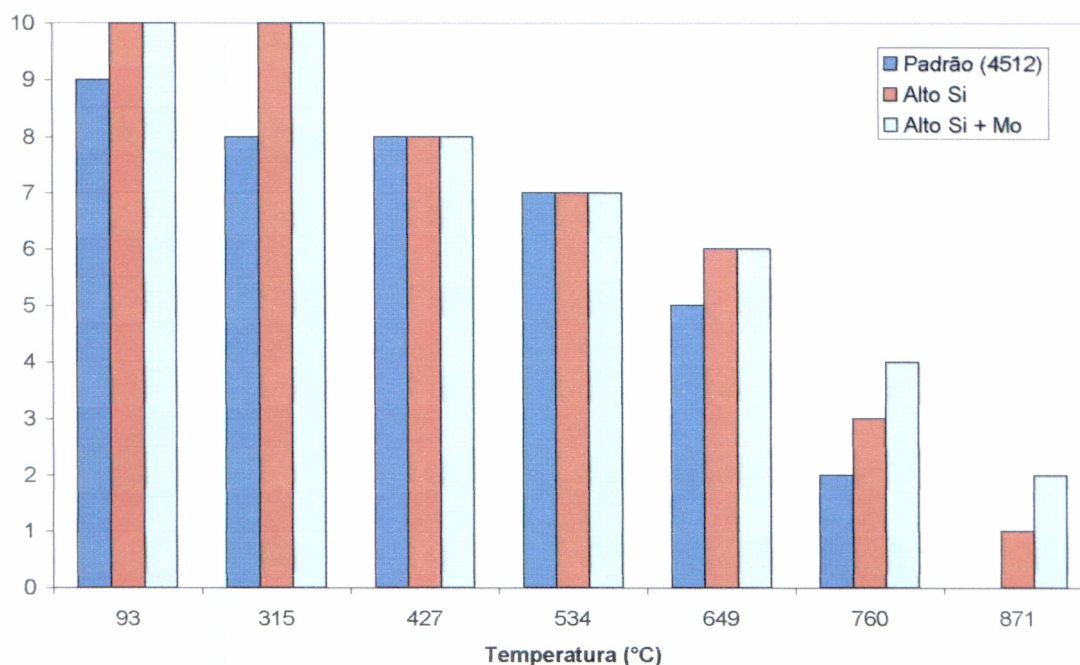


Figura 16. Comparação relativa dos valores de resistência a tração de ferros fundidos nodulares ferríticos padrão (45012), com alto silício e com alto silício ligado ao molibdênio em temperaturas elevadas⁽⁶⁾.

Observa-se na figura 16 que para a maioria dos valores de temperatura os ferros fundidos com alto teor de silício apresentam valores maiores de resistência a tração que os ferros fundidos nodulares ferríticos padrão. Para temperaturas até 427°C ocorre uma pequena variação na resistência a tração. Para temperaturas acima de 760°C o ferro fundido nodular com alto silício e ligado ao molibdênio apresenta maiores valores de resistência a tração.

Röhrig⁽⁴²⁾, estudou o efeito do teor de silício, teor de molibdênio e da temperatura nos valores de resistência a tração e limite de escoamento para ferros fundidos nodulares ferríticos. Röhrig⁽⁴²⁾ utilizou dois níveis de silício, 2,5% e 4,0% de silício, e 4,0% de silício ligado com 2,0% de molibdênio. Os resultados estão mostrados na figura 17.

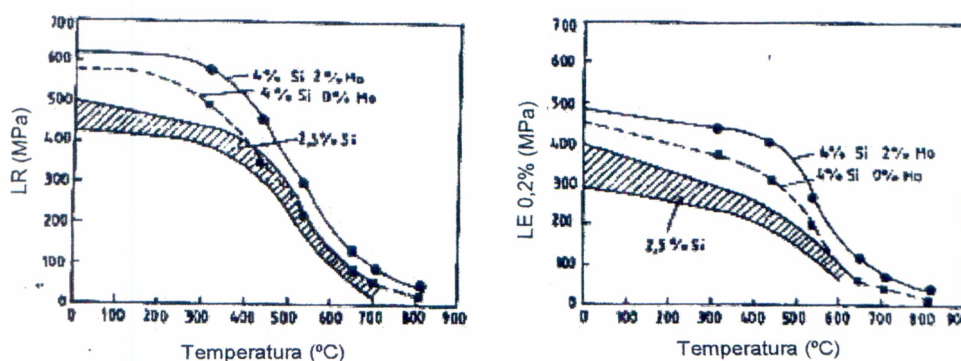


Figura 17. Efeito da temperatura no limite de resistência a tração e no limite de escoamento de ferros fundidos nodulares ferríticos⁽⁴²⁾.

Observa-se na figura 17 que os ferros fundidos nodulares com 4,0% de silício tem um maior limite de resistência a tração que os materiais com silício normal (2,5%Si), até temperaturas em torno de 400°C, quando então os valores se equiparam. Para temperaturas maiores que 400°C observa-se um pequeno aumento do limite de resistência a tração e limite de escoamento com a adição de molibdênio.

Diversos pesquisadores⁽⁴²⁻⁴⁵⁾ estudaram o efeito do teor de silício no alongamento em altas temperaturas. Os resultados estão descritos na figura 18.

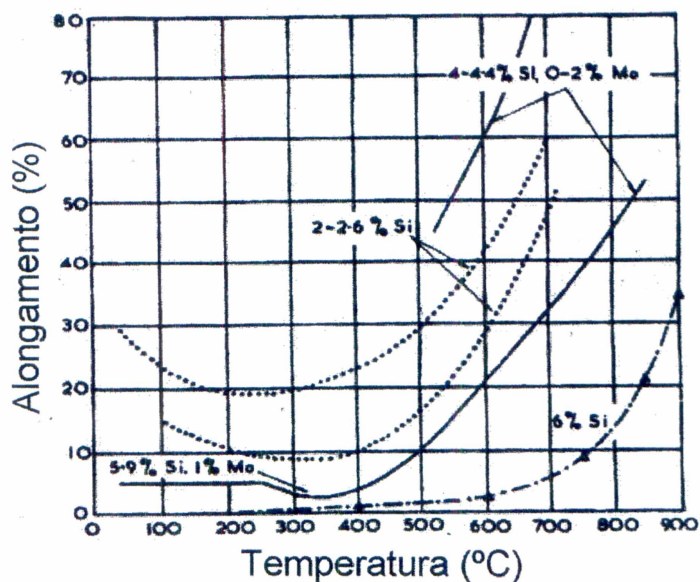


Figura 18. Efeito do teor de silício no alongamento de ferros fundidos nodulares ferríticos em temperaturas elevadas⁽⁴²⁻⁴⁵⁾.

Observa-se na figura 18 que o ferro fundido nodular com 6% de silício demonstra um menor alongamento que os ferros fundidos nodulares ferríticos com 2-2,6% de silício e 4-4,4% de silício.

Bevan⁽⁴⁶⁾, estudou o efeito do molibdênio no limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento a 705°C em um ferro fundido nodular com 4,0% de silício. Os resultados estão descritos na figura 19.

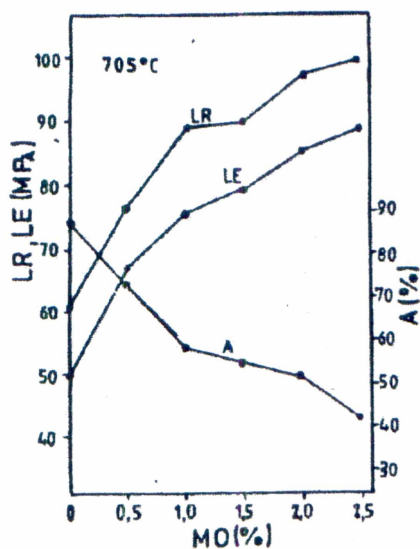


Figura 19. Influência do teor de molibdênio no limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento a 705°C para um ferro fundido nodular com 4% de silício⁽⁴⁶⁾.

Observa-se na figura 19 que os valores de limite de resistência a tração e limite de escoamento aumentam com o aumento dos teores de molibdênio. Este aumento mostra-se mais pronunciado para valores de até 1,0% de molibdênio. Junto com o aumento do limite de resistência a tração e limite de escoamento observa-se uma diminuição nos valores de alongamento.

2.5. Fadiga térmica em ferros fundidos

2.5.1. Fadiga térmica

Fadiga é uma condição em que a falha resulta da aplicação externa de tensões alternadas ou flutuantes⁽⁴⁷⁾. Fadiga térmica, por sua vez, é causada por tensões induzidas no material por gradientes de deformação oriundos de variações de temperatura^(26,47).

Ao se aplicar um ciclo de temperaturas no material, surge um gradiente de temperatura ao longo da parede, que resulta em um gradiente de dilatação e este induz tensões. Transformações de fase ao longo do ciclo térmico também contribuem para intensificar as tensões induzidas.

2.5.2. Propriedades requeridas de um fundido para fadiga térmica

Em termos gerais, as propriedades que contribuem para minimizar a fadiga térmica são^(24,25):

- Elevada condutividade térmica, para minimizar gradientes de temperatura ao longo do componente;
- Baixo coeficiente de dilatação, para minimizar o gradiente de deformação resultante do gradiente de temperaturas no componente;
- Baixo módulo de elasticidade, para minimizar as tensões induzidas para um dado gradiente de deformação no componente;
- Elevada resistência ao escoamento, para minimizar danos plásticos induzidos pelas tensões induzidas no material;
- Se o componente operar em temperaturas acima de 500°C, o material deve apresentar elevada resistência a oxidação e estabilidade estrutural para evitar variações volumétricas decorrentes das transformações de fases;

2.5.3. Tipos de falhas em ferros fundidos resultantes da fadiga térmica

As conseqüências de aplicações repetidas de aquecimentos e resfriamentos rápidos em componentes são geralmente a ocorrência de

distorção, formação de fissuras e/ou trincas. O fissuramento é definido como a formação de pequenas trincas na superfície da peça fundida que, eventualmente, podem se propagar para causar a ruptura através de uma trinca maior que, as vezes, pode ocorrer após poucos ciclos de solicitação, enquanto em outros casos se verifica após um longo período⁽⁴⁸⁾.

A figura 20 apresenta o desempenho à fadiga térmica de ferros fundidos cinzentos, com grafita compacta e nodulares⁽⁴⁸⁾.

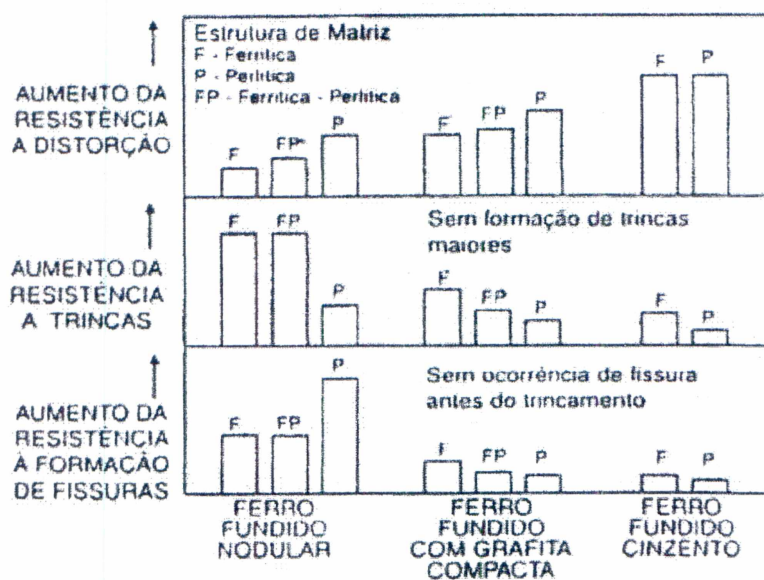


Figura 20. Desempenho quanto a fadiga térmica de ferros fundidos cinzentos, com grafita compacta e nodulares⁽⁴⁸⁾.

Os resultados da figura 20 evidenciam que os ferros fundidos nodulares apresentam maior resistência a trincas e a fissuras e menor resistência à distorção que os ferros fundidos com grafita compacta e ferros fundidos cinzentos.

Tal resultado é consistente com o fato dos nodulares serem capazes de suportar maiores tensões (e deformações), resultando em distorções, enquanto os cinzentos aliviam as tensões mediante trincamento/fissuramento sem apresentar deformação plástica⁽²⁵⁾.

A resistência à fadiga térmica para uma mesma forma da grafita varia com a matriz metálica, como também se observa na figura 20.

Em termos gerais parece que a morfologia da grafita é determinante, sendo o cinzento mais resistente à distorção e o nodular mais resistente à fissura.

A matriz tem pouco efeito nos cinzentos, apresentando resultados similares de alta resistência à distorção e baixa resistência à fissuras independentemente do tipo de matriz (ferrita ou perlita).

Nos nodulares, matrizes perlíticas são mais resistentes tanto à distorção quanto à fissuras, características importantes ao se tratar de coletores de escape.

2.5.4. Resistência a fadiga de ferros fundidos

Um resumo comparativo das propriedades dos ferros fundidos cinzentos, lamelares e nodulares pode ser visto na tabela VII, a seguir.

Tabela VII. Comparação de propriedades referentes aos ferros fundidos cinzentos, nodulares e vermiculares⁽²⁵⁾.

Propriedades	Ferro Fundido Cinzento	Ferro Fundido Vermicular	Ferro Fundido Nodular
Resistência à Tração (MPa)	100-400	300 min.	380-800
Limite de Escoamento 0,2% (MPa)	-	230 min.	250-500
Resistência a Compressão (MPa) ^a	500-1400	-	600-1200
Elongação (%)	1,5 max.	2 min.	15-20
Dureza (HB)	140-300	120-360	120-360
Módulo de Young (10 ³ Mpa)	70-155	140-160	155-185
Resistência em Flexão à Fadiga (MPa)	40-200	200	200-400
Condutividade Térmica (W/Km) 20-100°C	50-67	42-50	25-42
Coefficiente de Expansão Térmica (10 ⁶ /°C)	9-12	12-13	11-13

Os ferros fundidos cinzentos perlíticos com grafita tipo A têm boa condutividade térmica, baixo módulo de elasticidade, porém baixa resistência mecânica, estabilidade microestrutural limitada e baixa resistência a oxidação em relação aos nodulares.

Nodulares ferríticos possuem alta resistência, boa ductilidade, propriedades que previnem falhas catastróficas, sendo também estáveis

microestruturalmente e mais imunes a oxidação interna. A desvantagem encontra-se no alto módulo de elasticidade e baixa condutividade⁽²⁵⁾.

O desempenho dos ferros fundidos com relação a fadiga térmica varia com o tipo de ciclo térmico sofrido pelo material.

Quando estão envolvidas altas taxas de resfriamento, dados laboratoriais e de campo mostram que uma alta condutividade térmica e um baixo módulo de elasticidade são os parâmetros mais importantes. Conseqüentemente ferros fundidos cinzentos com alto teor de carbono (3,6 a 4%) apresentam melhor desempenho⁽²⁴⁾. Para taxas de resfriamento intermediárias, ferros fundidos nodulares ferríticos e ferros fundidos vermiculares possuem maior resistência a formação de trincas, mas estão sujeitos a distorção. Na presença de baixas taxas de resfriamento, ferros fundidos nodulares ligados com silício e molibdênio são melhores no que diz respeito a trincas e distorção⁽²⁴⁾, tendo-se como exemplos de aplicação os coletores de escapamento⁽²⁶⁾.

A figura 21 mostra o desempenho de diferentes tipos de ferros fundidos em ensaios de fadiga térmica com baixas taxas de resfriamento e na tabela VIII, estão as composições químicas utilizadas nas ligas da figura 21.

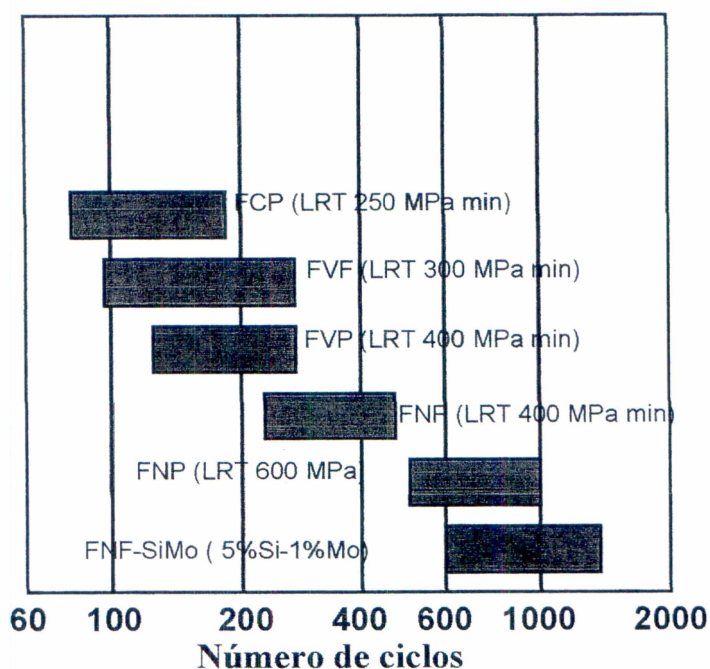


Figura 21. Resultados de ensaios de fadiga térmica em vários tipos de ferros fundidos onde foram utilizadas baixas taxas de resfriamento. Os corpos de prova tiveram variações de temperatura entre 650 e 20°C. Ferro Cinzento Perlítico (FCP), Ferro Vermicular Perlítico (FVP-), Ferro Nodular Ferrítico (FNF-) e Ferro Nodular Perlítico (FNP)⁽²⁴⁾.

Tabela VIII. Composição química das ligas apresentadas na figura 19⁽²⁴⁾.

Liga	Composição Química (%)							
	%C	%Si	%Mn	%P	%Mg	%Mo	%Cu	%Cr
FCP	2,96	2,90	0,78	0,66	-	-	-	0,12
FVF	3,52	2,61	0,25	0,051	0,015	-	-	-
FVP	3,52	2,25	0,40	0,054	0,015	-	1,47	-
FNF	3,67	2,55	0,13	0,060	0,030	-	-	-
FNP	6,70	2,34	0,50	0,053	0,030	-	0,54	-
FNF-SiMo	3,48	4,84	0,31	0,067	0,030	1,02	-	-

Observando a figura 21, e sabendo-se que coletores de escape são componentes que em serviço são submetidos a baixas taxas de resfriamento,

conclui-se que o material mais resistente a fadiga térmica é o ferro fundido nodular com alto silício (5%) ligado com 1% de molibdênio.

A tabela IX apresenta a caracterização de diferentes ligas de ferros fundidos nodular apresentados por Park et alii⁽⁴⁹⁾. Os resultados dos testes de fadiga térmica constrangido a que foram submetidos estas ligas, apresentam-se correlacionados com o teor de molibdênio e silício, na figura 22 a seguir.

Tabela IX. Propriedades de tração na temperatura ambiente e a 650°C para diferentes teores de silício e molibdênio, para o ferro fundido nodular⁽⁴⁹⁾.

Composição	Tensão de Escoamento 0,2% (MPa)	Limite de Resistência a Tração (MPa)	Alongamento (%)
	Temperatura Ambiente		
2,5%Si – 0%Mo	288	432	27,1
2,5%Si – 0,4%Mo	290	436	23,9
2,5%Si – 0,6%Mo	312	461	22,0
Temperatura – 650°C			
2,5%Si – 0%Mo	72	85	61,1
2,5%Si – 0,4%Mo	97	119	47,1
2,5%Si – 0,6%Mo	98	118	38,5
Temperatura Ambiente			
4%Si – 0%Mo	443	565	19,5
4%Si – 0,4%Mo	470	596	17,0
4%Si – 0,6%Mo	474	609	14,5
Temperatura – 650°C			
4%Si – 0%Mo	67	83	59,0
4%Si – 0,4%Mo	112	130	71,5
4%Si – 0,6%Mo	111	130	53,0

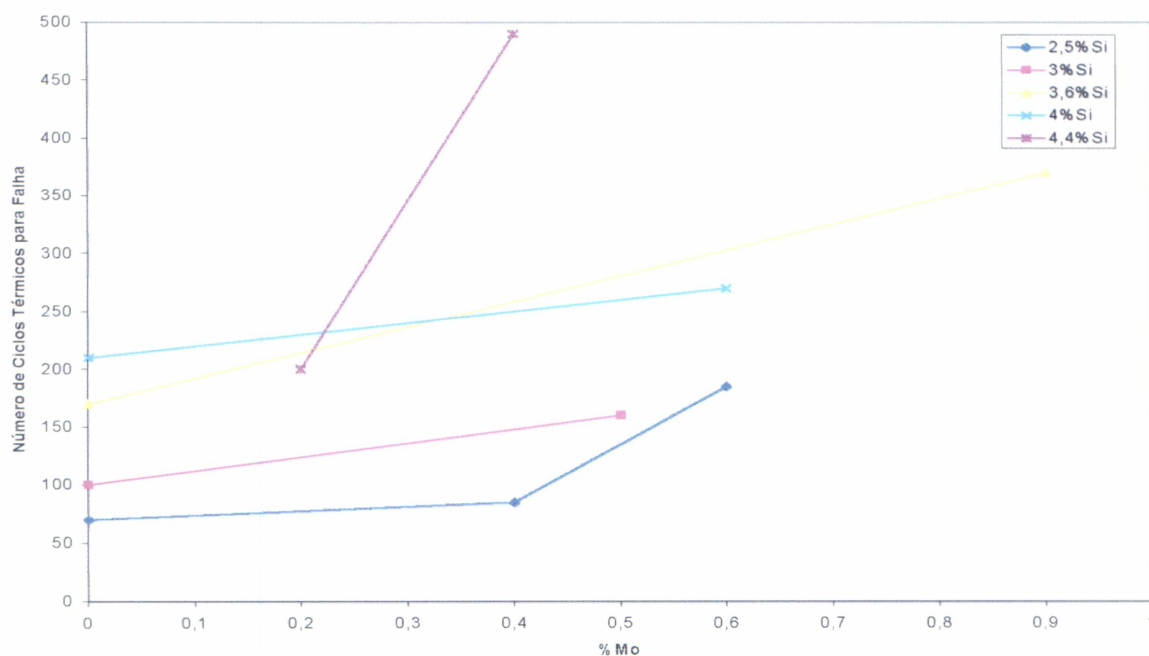


Figura 22. Correlação da vida em fadiga térmica com o teor de molibdênio e silício⁽⁴⁹⁾.

A figura 22 mostra o efeito destes dois elementos, Mo e Si, na resistência à fadiga térmica. Isto, comentam os autores, pode ser parcialmente explicado pela influência destes elementos na tensão de escoamento (tabela IX). Ocorre um aumento de aproximadamente 55% com o aumento do teor de silício de 2,5 para 4%.

Em vista disto constata-se que o silício têm influência na tensão de escoamento em ferros fundidos nodulares em baixas temperaturas, enquanto o molibdênio mostra forte influência em elevadas temperaturas. O aumento na tensão de escoamento vem a reduzir a deformação plástica que ocorre durante os ciclos térmicos, o qual resulta numa melhora na resistência à fadiga térmica dos ferros fundidos nodulares neste caso⁽⁴⁹⁾.

2.6. Resistência a fluência

Uma propriedade importante para materiais utilizados em altas temperaturas é a sua resistência a fluência⁽²⁶⁾, ou seja, a tendência a deformação plástica apresentada pelo material quando submetido a tensão ou carregamento por tempo prolongado em temperatura elevada^(26,50-52).

No caso de componentes onde o tempo de patamar é significativamente maior que os tempos de aquecimento e resfriamento, como no caso de coletores, a deformação por fluência pode se tornar significativa, em relação à fadiga térmica.

A resistência à fluência dos ferros fundidos nodulares depende da composição química e da microestrutura⁽²⁴⁾.

Tabela X. Tensão necessária para produzir deformação plástica ou ruptura em ferros fundidos nodulares⁽²⁴⁾.

Matriz	Deformação plástica (%) ou ruptura	Tensão (MPa)							
		350°C				400°C			
		1000h	10000h	30000h	10 ⁵ h (*)	1000h	10000h	30000h	10 ⁵ h (*)
Perlítica 700/2	0,1	239	178	145	124	120	70	50	28
	0,2	276	219	199	151	147	93	77	40
	0,5	312	270	246	222	199	140	114	80
	1,0	355	297	278	256	239	184	150	128
	Ruptura	430	370	352	317	309	255	195	160
Ferrítica 400/12	0,1	185	159	142	120	96	60	43	26
	0,2	204	171	158	137	111	75	59	35
	0,5	222	195	176	167	130	94	77	59
	1,0	241	210	192	175	142	106	88	71
	Ruptura	298	264	246	225	195	154	136	114

(*) Valor extrapolado;

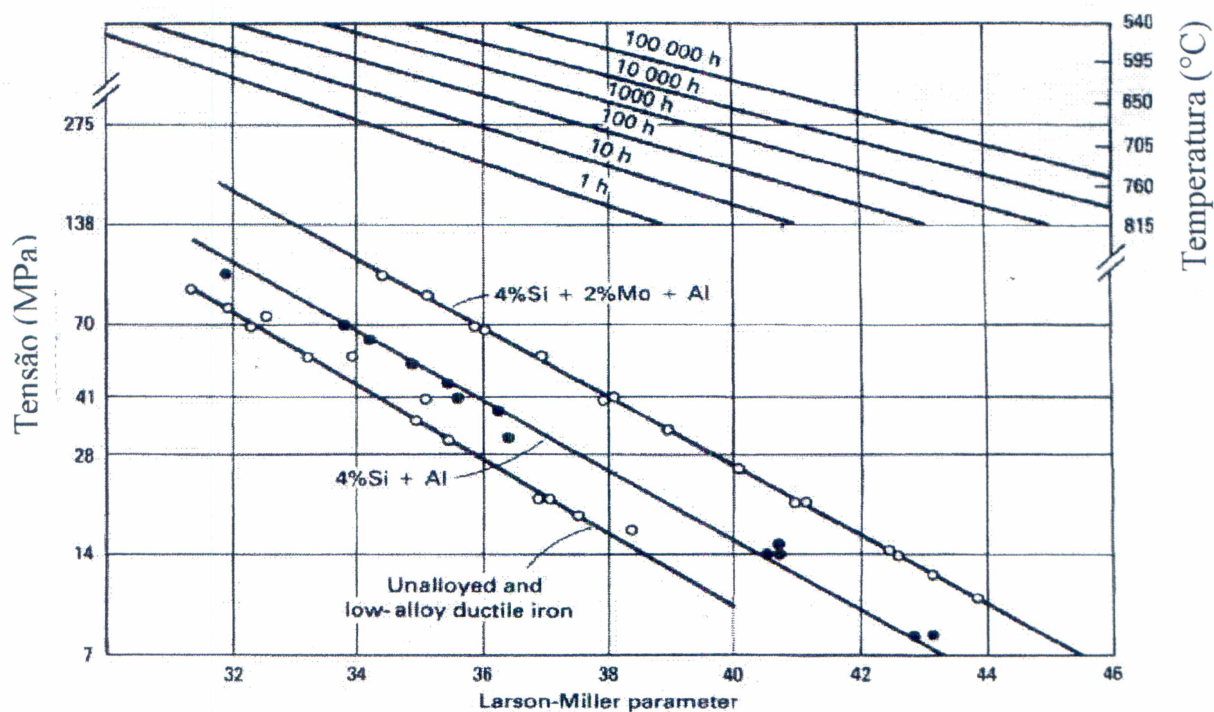
A tabela X indica que os ferros fundidos nodulares perlíticos apresentam maior resistência à ruptura em 30.000h e 100.000h a 400°C que os ferríticos.

Não se obteve dados referente a temperaturas superiores e tempos elevados que permitissem estabelecer qual a melhor microestrutura para fins de aplicação em coletor de escape.

Pode-se esperar, em temperaturas acima de 400°C, um prejuízo de desempenho da perlita face a maior possibilidade de grafitação em temperaturas mais elevadas.

No caso de coletores, tem sido adotado o emprego de nodulares ferríticos, o que parece convergir com melhor desempenho de matriz ferrítica em temperaturas acima de 400°C.

Adições de silício, cromo e molibdênio aumentam a resistência a fluência de ferros fundidos nodulares ferríticos^(26,47,53). Na figura 23 podemos observar a influência do Si e Mo na resistência a fluência de ferros fundidos nodulares ferríticos⁽²⁴⁾.



Parâmetro de Larson-Miller

Figura 23. Curvas de fluência até a ruptura de ferros fundidos nodulares. O parâmetro de Larson-Miller é $10^{-3}T(20 + \log t)$, onde T é a temperatura em $^{\circ}\text{C}$ e t é o tempo em horas⁽²⁴⁾.

Observa-se na figura 23 que adições de 2% de Mo e maiores teores de silício aumentam a resistência a fluência de ferros fundidos nodulares ferríticos.

2.7. Especificação típica para de coletores de escape

A especificação do material utilizado para a fabricação de coletores de escape, em ferro fundido nodular ferrítico com alto silício ligado ao molibdênio (SiMo), varia de acordo com o cliente final. A tabela XI mostra os

valores de composição química, microestrutura e propriedades mecânicas normalmente exigidos para este tipo de material⁽¹¹⁾.

Tabela XI. Especificação utilizada na fabricação de coletores de escape em ferro fundido nodular ferrítico com alto silício ligado ao molibdênio⁽¹¹⁾.

Elemento	Composição Química
Carbono (%)	3,00-3,80
Silício (%)	3,5-6,0
Mo (%)	0,5-2,0
Constituintes	Microestrutura
Nódulos (%)	80 mínimo
Nódulos (quantidade/mm ²)	100 mínimo
Perlita e carbonetos em contorno de célula (%)	5-10 máximo
Descrição	Propriedades Mecânicas
LRT (MPa)	450-520 mínimo
LE (MPa)	380-415 mínimo
Alongamento	8-10 mínimo
Dureza (HB)	187-255

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Objetivo e estratégia experimental

Este trabalho tem por objetivo avaliar a possibilidade de obtenção de ferros fundidos nodulares ferríticos, no estado bruto de fusão, que atendam aos requisitos tipicamente exigidos para coletores de escape e caracterizar a influência do silício e do molibdênio na microestrutura e propriedades deste material.

A estratégia experimental consistiu das seguintes etapas:

- I. Elaboração das ligas, com teores crescentes de molibdênio, adicionados sobre duas ligas base de aproximadamente mesmo carbono equivalente, porém com distintos teores de carbono e silício.
- II. Caracterização microestrutural das ligas no estado bruto de fusão.
- III. Caracterização de propriedades mecânicas (dureza, tração em temperatura ambiente e a 650°C), física (coeficiente de dilatação térmica linear), termodinâmica (temperatura de transformação ferrita/austenita) e avaliação da resistência a oxidação.
- IV. Discussão das relações entre composição química, microestrutura e propriedades, observadas nos itens anteriores.

3.2. Elaboração das ligas

Foram realizadas oito séries de experimentos, visando-se obter diferentes teores de carbono, silício e molibdênio. As séries foram primeiramente denominadas de A e B, com carbono equivalente semelhantes, porém com diferentes teores de carbono e silício. A seguir cada série foi subdividida em A1, A2, A3, A4 e B1, B2, B3, B4, conforme o teor de molibdênio. A faixa de composição química desejadas nas séries de experimentos estão descritas na tabela XII.

Tabela XII. Composição química das séries de experimentos.

Série	Denominação	%C	%Si	%Mo
A	A1	3,00-3,20	3,85-4,15	-
	A2	3,00-3,20	3,85-4,15	0,4-0,6
	A3	3,00-3,20	3,85-4,15	1,0 -1,2
	A4	3,00-3,20	3,85-4,15	1,6 -1,8
B	B1	2,80-3,00	4,85-5,15	-
	B2	2,80-3,00	4,85-5,15	0,4-0,6
	B3	2,80-3,00	4,85-5,15	1,0 -1,2
	B4	2,80-3,00	4,85-5,15	1,6 -1,8

3.2.1. Matérias primas

A carga metálica empregada nas oito séries de experiências constituiu-se de :

- Sucata de aço prensada;
- Sucata de aço de cobertura;

- Retorno de ferro fundido nodular ferrítico;
- Ferro gusa;
- FeSiMg (nodularizante);
- FeSi (inoculante);
- FeMo (quando aplicável);

As composições químicas das matérias-primas utilizadas estão descritas na tabela XIII.

Tabela XIII. Composição química das matérias-primas utilizadas.

Matéria-Prima	Elemento (%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ca + Ba	Mg	Mo	Fe
Sucata de Aço	< 0,2	< 0,05	< 0,50	-	-	-	-	-	-	-	-
Sucata de Aço para Cobertura	< 0,2	< 0,10	< 0,50	-	-	-	-	-	-	-	-
Retorno de F ^o F ^o Nodular Ferrítico	3,40 -	2,85 -	< 0,22	< 0,05	< 0,02	< 0,05	< 0,08	-	-	-	-
Ferro Gusa	3,50 -	0,50 -	< 0,10	< 0,08	< 0,02	< 0,05	-	-	-	-	-
FeSiMg* (Nodularizante)	-	43-48	-	-	-	-	-	0,9-1,5	5-7	-	Bal.
FeSi** (Inoculante)	-	70	-	-	-	-	-	0,8-1,2	-	-	Bal.
FeMo***	-	< 0,15	-	< 0,10	< 0,15	-	< 1,00	-	-	60-65	Bal.

* Granulometria: 5-20mm;

** Granulometria: 1-5mm;

***Granulometria: 10-100mm;

3.2.2. Equipamento de fusão e medidas de temperatura

Na elaboração das ligas base utilizou-se um forno de indução de média frequência, com capacidade nominal de 2000Kg.

As medidas de temperatura do metal líquido no forno e na panela de vazamento foram efetuadas com pirômetro de imersão empregando-se termopares de Pt-Pt/Rh (10% Rh).

3.2.3 Fusão e Vazamento do Metal

Para cada série de experiências foram elaboradas 1500Kg de uma liga-base. Nesta etapa, procurou-se ajustar a composição química base dentro dos valores apresentados na tabela XIV.

Tabela XIV. Composição química das ligas base.

%C		%Si		%Mn	%P	%S
Liga A	Liga B	Liga A	Liga B			
3,1-3,3	2,9-3,1	2,85-3,15	3,85-4,15	Máx. 0,20	Máx. 0,055	Máx. 0,022

Para cada série de experiências foram visados teores de molibdênio de 0,4 a 0,6%, 1,0 a 1,2% e 1,6 a 1,8%, além de uma liga de cada série onde não se adicionou molibdênio.

Em cada uma das séries, o banho metálico foi superaquecido a 1550°C, sendo então realizada a transferência do metal líquido do forno para a panela de tratamento com capacidade para 300Kg de metal, quando se procedia a adição da liga nodularizante e do FeMo quando aplicável. Foi utilizada 1,5% de liga nodularizante, onde esta foi depositada no fundo da panela e coberta pela sucata de cobertura para melhorar o seu rendimento.

Da panela de tratamento o metal foi transferido para a panela de vazamento com capacidade de 150Kg, onde foi feita a inoculação no jato de metal com 0,4% de inoculante.

O metal foi então vazado em blocos Y de 25mm de espessura conforme a norma NBR 6916/1981. Todos os moldes foram moldados em areia “pep set” e vazados na faixa de 1410 a 1430°C. As medidas de temperatura foram realizadas na panela de vazamento com pirômetro de imersão.

Toda a seqüência de operações até a obtenção dos blocos padrões está apresentada na figura 24.

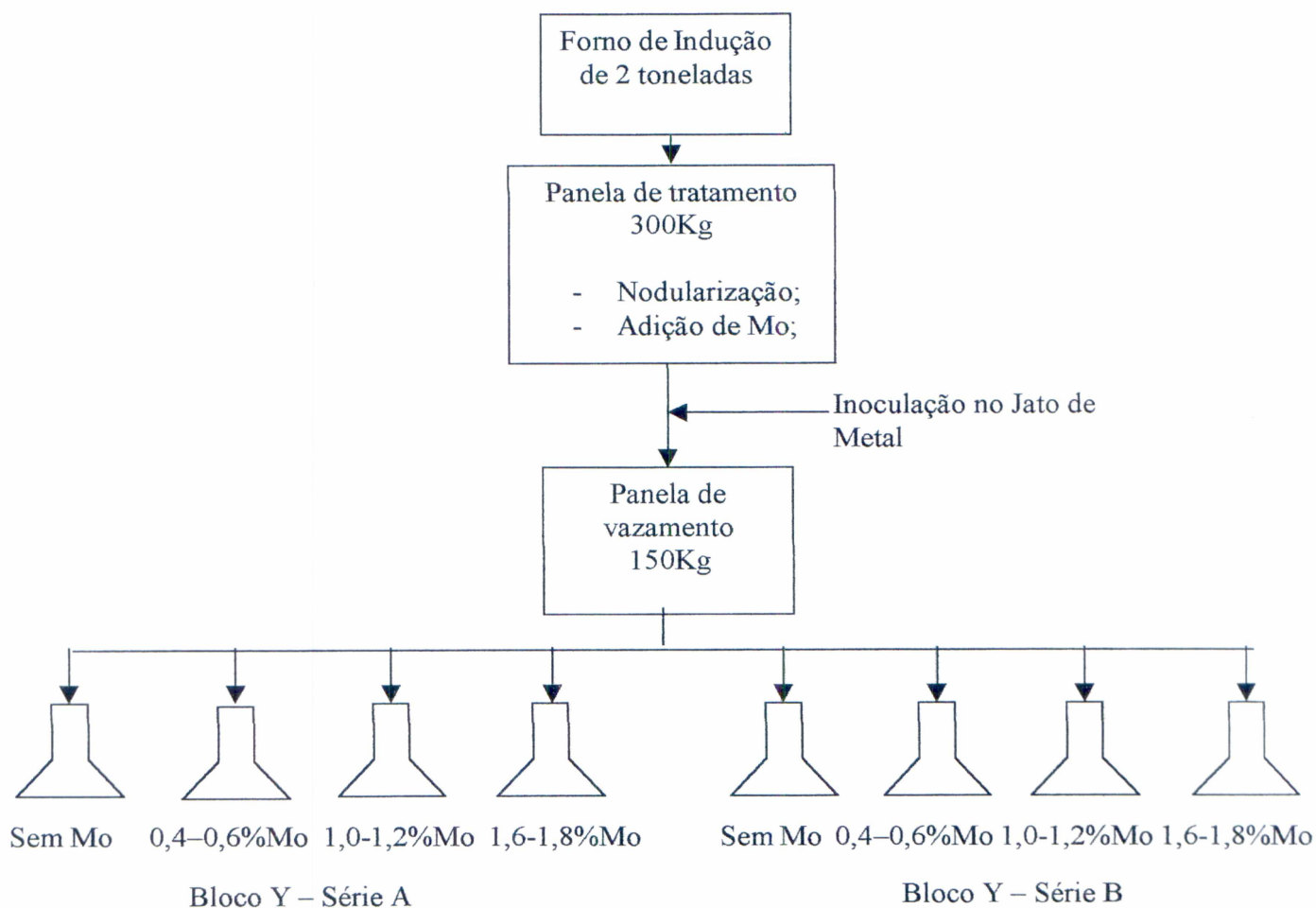


Figura 24. Esquema da seqüência de operações adotado nas experiências realizadas.

3.2.4. Análises Químicas

Para a elaboração das duas ligas-base utilizadas efetuou-se análises químicas de C, Si, Mn, P, S, Cu, Sn e Cr do metal do forno. Todos os elementos químicos foram analisados através de espectrometria de emissão ótica em um espectrômetro ARL.

Durante o vazamento dos corpos de prova, após o tratamento de nodularização, adição de molibdênio e inoculação, retirou-se amostras para análise química final do material, sendo determinados os seguintes elementos: C, Si, Mn, P, S, Cu, Sn, Cr, Mg e Mo. O carbono foi determinado através de combustão em um determinador simultâneo de carbono e enxofre Quimitron QCS 7000 e os demais elementos por espectrometria de emissão ótica.

Todas as amostras analisadas foram retiradas do metal líquido.

3.3. Análise Metalográfica

Para a análise metalográfica e registro fotográfico foi preparado um corpo de prova de cada composição química. Foram seguidas as normas de preparação de uma superfície para exame metalográfico, isto é, lixamento (100, 320 e 600) seguido de polimento com pasta de diamante de 3 μ m.

A análise metalográfica foi realizada na região inferior do bloco Y conforme figura 25.

Os corpos de prova foram analisados em microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura.

A quantidade de perlita, ferrita e carbonetos foi determinada através da contagem de fases em um microscópio ótico. Para investigar a presença de carbonetos de molibdênio no contorno de célula foi utilizado o recurso da

análise por raio-X em microsonda (EDAX Detecting Unit) que se encontra acoplada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) XL-20 Philips.

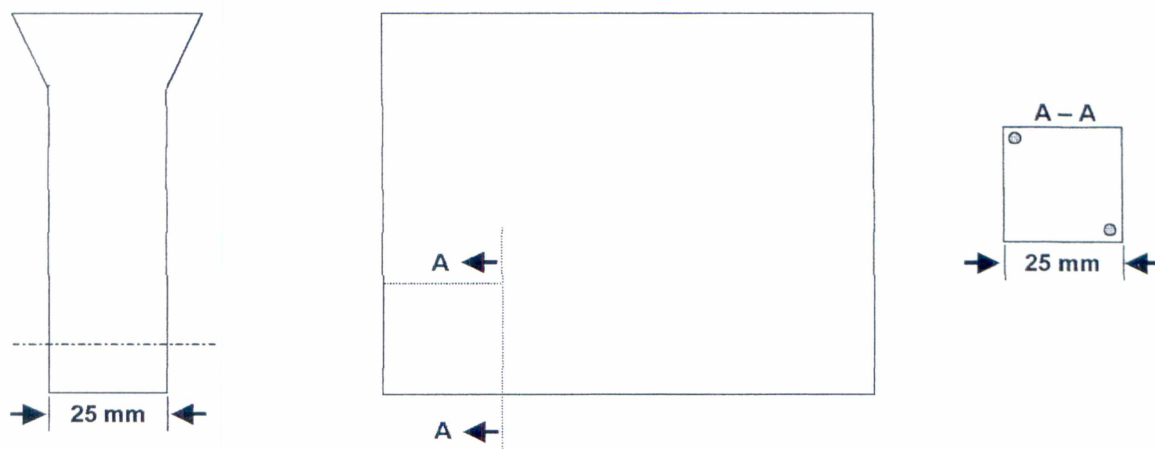


Figura 25. Região do bloco Y onde foram retirados os corpos de prova para análise metalográfica e medição de durezas.

3.4. Ensaios Dilatométricos

Para a realização dos ensaios dilatométricos foram preparados corpos de prova cilíndricos com 8mm de diâmetro e 20mm de comprimento.

Utilizou-se o seguinte ciclo térmico no ensaio: até 600°C a 25°C/min, de 600 a 950°C a 3°C/min, 10min a 950°C e resfriamento a 3°C/min.

3.5. Propriedades Mecânicas

A medição de dureza dos corpos de prova foi realizada na mesma região onde foi feita a análise metalográfica, conforme figura 25.

Para a medição de dureza Brinell foi utilizado um durômetro Wolpert – Testor HT1 com carga de 750Kg e esfera de diâmetro de 5mm.

Para a medição da dureza da ferrita foi utilizado um microdurômetro Leitz com carga de 100g (HV01) e cone de diamante.

Os corpos de prova para o ensaio de tração a temperatura ambiente e a 650°C foram retirados do bloco Y conforme figura 26.

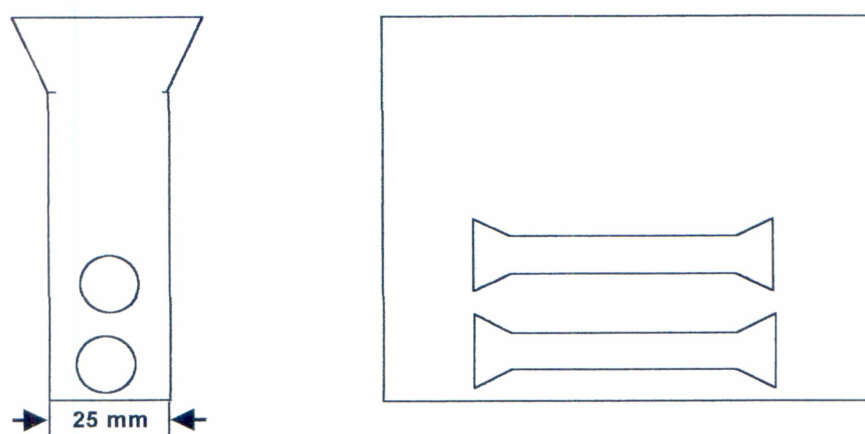


Figura 26. Local de retirada dos corpos de prova para o ensaio de resistência a tração.

O ensaio de resistência a tração foi realizado em uma máquina universal de ensaios MTS 810 conforme norma DIN EM 10002-I/91 (Tensile testing of metallic materials – Method of test at ambient temperature).

O ensaio de resistência a tração a 650°C foi realizado em uma máquina universal de ensaios MTS 810, seguindo a norma E21-79 (Standard Practice for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials). Os corpos de prova foram aquecidos em um forno elétrico acoplado no próprio equipamento de tração.

3.6. Análise Fractográfica

Após o ensaio de resistência a tração e a temperatura ambiente e a 650°C, as fraturas dos corpos de prova foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura.

3.7. Resistência a oxidação

Avaliou-se a resistência a oxidação através da profundidade da camada oxidada e aumento de peso dos corpos de prova.

Os corpos de prova foram obtidos segundo o esquema da figura 27 abaixo.

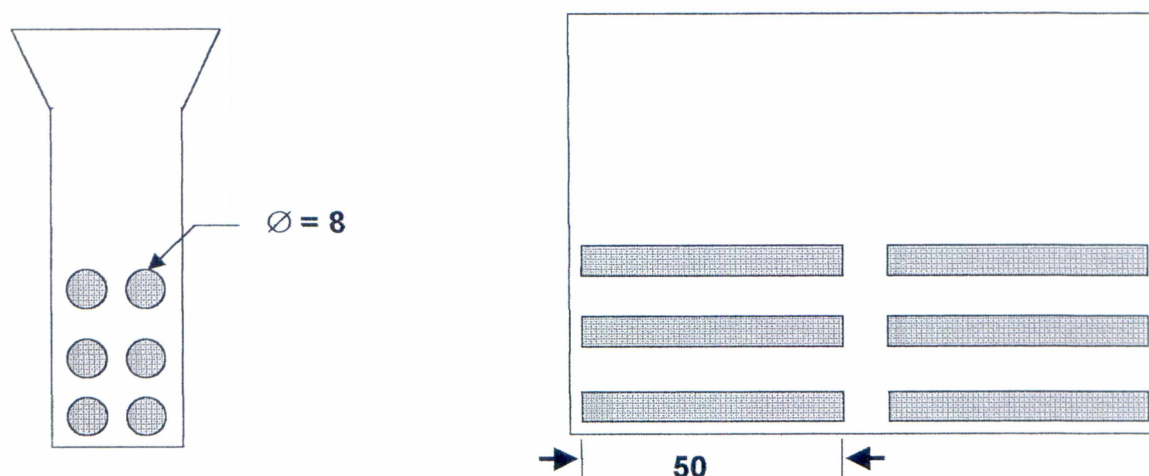


Figura 27. Esquema de obtenção e dimensões dos corpos de prova para avaliação da resistência a oxidação.

Partindo-se de blocos Y, foram preparados cinco corpos de prova cilíndricos para cada série (A1 à A4 e B1 à B4) com 8mm de diâmetro e 50mm de comprimento conforme figura 22.

De cada bloco Y foram preparados 5 corpos de prova. Os corpos de prova foram usinados e posteriormente lixados (lixas 100, 320 e 600) com o objetivo de obtermos superfícies mais homogêneas. O aspecto final do corpo de prova pode ser observado na figura 28.

O ensaio foi realizado colocando-se as amostras dentro de um forno mufla Quimis a 650⁰C por 240 horas. A cada dois dias um corpo de prova de cada série era retirado do forno, pesado e caracterizado e medida a profundidade de sua camada oxidada.

3.7.1. Caracterização da camada oxidada

Assim que os corpos de prova foram retirados do forno, procedeu-se a pesagem dos mesmos. O passo seguinte foi o corte dos corpos de prova para a caracterização e medida da camada oxidada.

A caracterização da camada oxidada foi realizada através de microscópio eletrônico de varredura, em todas as amostras.

3.7.2. Aumento de peso

Antes de serem colocadas no forno todas as 40 amostras foram pesadas em balança analítica Mettler P1210. As amostras foram acondicionadas em navículas, figura 28, para evitar a possibilidade de perda de alguma partícula que pudesse vir a se desprender dos corpos de prova.

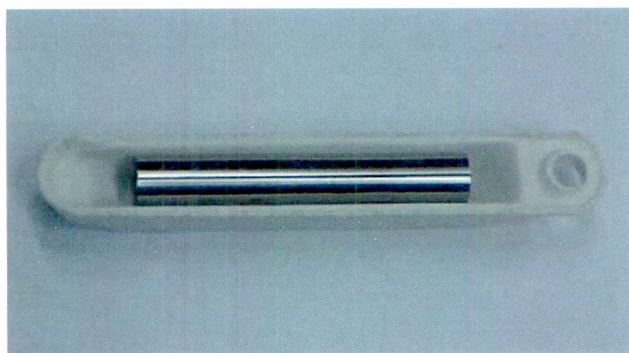


Figura 28. Corpo de prova para avaliação de resistência a oxidação posto sobre uma navícula.

A cada dois dias as amostras eram retiradas do forno, pesando-as novamente na mesma balança analítica. Por fim, calculou-se a diferença entre o peso dos corpos de prova após o ensaio e o peso inicial.

3.7.3. Profundidade da camada oxidada

Após a pesagem dos corpos de prova mediu-se a profundidade da camada oxidada das amostras.

Cada amostra foi cortada transversalmente em dois pontos. As amostras foram então embutidas e mediu-se a profundidade da camada oxidada em quatro pontos de cada corte feito nas amostras, conforme figura 29. A profundidade da camada oxidada foi medida através de microscópio ótico Zeiss Axiomat.

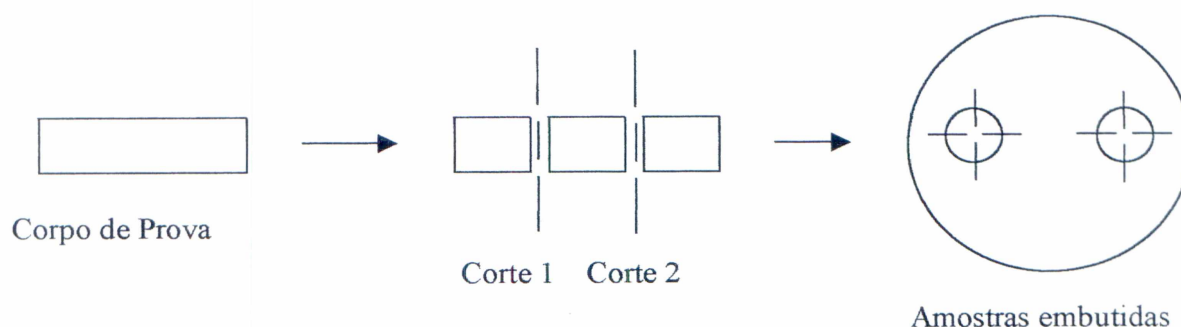


Figura 29. Esquema mostrando os locais onde os corpos de prova foram seccionados e os pontos onde foram realizadas as medições da profundidade da camada oxidada.

O fluxograma esquemático do procedimento experimental adotado é mostrado na figura 30.

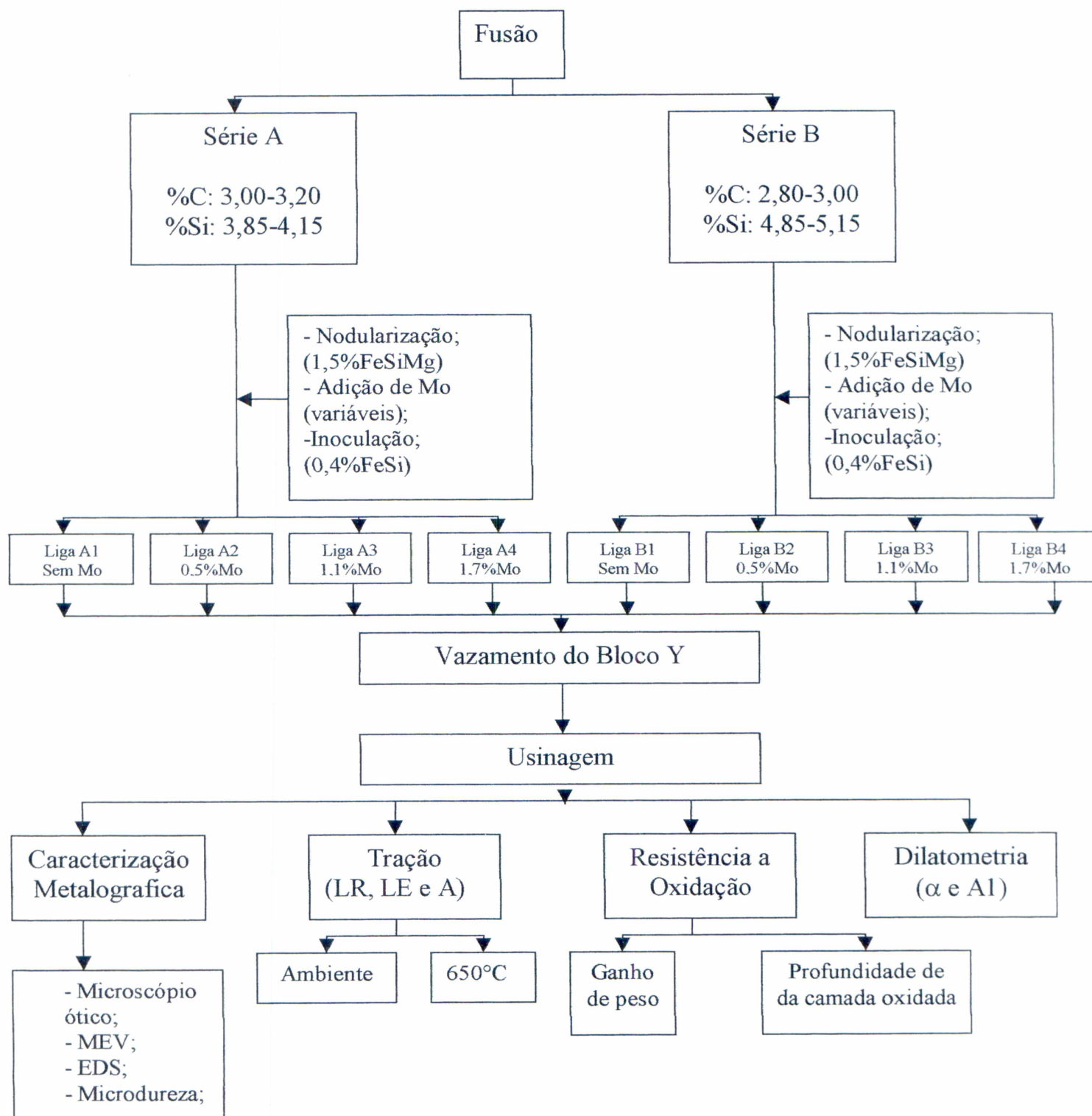


Figura 30. Fluxograma esquemático do procedimento experimental.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Composição química

4.1.1. Composição química do metal no forno

Na tabela XV pode ser observada a composição química do metal obtida no forno.

Tabela XV. Composição química do metal no forno utilizada para a obtenção das duas séries propostas.

Elementos	Série A	Série B
	%C _{Final} : 3,00-3,20 %Si _{Final} : 3,85-4,15	%C _{Final} : 2,80-3,00 %Si _{Final} : 4,85-5,15
%C	3,26	3,03
%Si	2,96	4,08
%Mn	0,20	0,20
%P	0,045	0,043
%S	0,011	0,012
%Mg	0,0003	0,0003
%Mo	0,006	0,006
%Cr	0,029	0,029
%Ti	0,014	0,015
%Sn	0,004	0,005
%Cu	0,09	0,09
%Bi	0,0008	0,0008
%Pb	0,0006	0,0006

Devido ao maior teor de silício da série B utilizou-se um menor teor de carbono nesta liga, com o objetivo de termos valores semelhantes de carbono equivalente nas duas séries e evitar a flotação da grafita.

Os elementos perlitizantes (Cu, Sn, Cr, Mo e Mn) e os degeneradores da forma da grafita (Ti, Pb, Bi) apresentaram-se em teores baixos, conforme o desejado.

O teor de enxofre situou-se em níveis típicos para a produção de ferro fundido nodular (máximo 0,022%).

4.1.2. Composição química do vazamento

Na tabela XVI pode ser observada a composição química obtida no vazamento.

Tabela XVI. Composição química obtida no vazamento.

Elementos	Série A				Série B			
	%C _{Final} : 3,00-3,20 %Si _{Final} : 3,85-4,15				%C _{Final} : 2,80-3,00 %Si _{Final} : 4,85-5,15			
	Liga A.1 Sem Mo	Liga A.2 %Mo 0,4-0,6	Liga A.3 %Mo 1,0-1,2	Liga A.4 %Mo 1,6-1,8	Liga B.1 Sem Mo	Liga B.2 %Mo 0,4-0,6	Liga B.3 %Mo 1,0-1,2	Liga B.4 %Mo 1,6-1,8
%CE*	4,53	4,46	4,45	4,44	4,59	4,49	4,48	4,44
%C	3,14	3,12	3,09	3,06	2,95	2,86	2,85	2,80
%Si	4,12	3,97	4,03	4,10	4,88	4,87	4,85	4,88
%Mn	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20
%P	0,046	0,047	0,047	0,048	0,043	0,041	0,045	0,048
%S	0,009	0,009	0,009	0,009	0,009	0,008	0,009	0,010
%Mg	0,047	0,043	0,052	0,046	0,057	0,043	0,046	0,048
%Mo	0,02	0,58	1,2	1,79	0,05	0,56	1,01	1,60
%Cr	0,029	0,029	0,029	0,030	0,029	0,029	0,029	0,029
%Ti	0,015	0,015	0,015	0,015	0,016	0,016	0,016	0,016
%Sn	0,006	0,005	0,006	0,006	0,006	0,007	0,007	0,007
%Cu	0,09	0,10	0,10	0,10	0,09	0,09	0,10	0,10
%Bi	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008
%Pb	0,0006	0,0006	0,0006	0,0006	0,0006	0,0006	0,006	0,0006

* %CE = %C + 1/3%Si + 1/3%P

O carbono equivalente manteve-se numa faixa estreita e com valores praticamente iguais em ambas as séries.

O carbono observado na composição química de vazamento apresentou-se menor que o carbono do forno. Este fato deve-se a oxidação do carbono durante o processo e adição de liga nodularizante e sucata de cobertura na panela de tratamento.

Houve um acréscimo do teor de silício no metal do vazamento em relação ao metal do forno. Este fato deve-se a incorporação do silício contido na liga nodularizante e no inoculante adicionados durante os processos de nodularização e inoculação. Também se constata que o teor de silício resultante em cada liga está de acordo com o desejado no planejamento.

O teor de magnésio situou-se entre 0,043 e 0,057%. Tal faixa situa-se dentro dos valores tipicamente existentes em ferros fundidos nodulares (0,035 a 0,060%).

Os teores de molibdênio no metal de vazamento situaram-se de acordo com o desejado no planejamento experimental, conforme tabela XII.

4.1.3. Rendimento das adições

A tabela XVII ilustra as variações do teor de magnésio, silício e molibdênio do metal de vazamento em relação ao metal do forno. Apresentam-se também os resultados dos respectivos rendimentos com base

nas variações e no teor adicionado pelo nodularizante, inoculante e pela liga de FeMo.

Tabela XVII. *Rendimento das adições de nodularizante, inoculante e liga de FeMo.*

Liga	Elementos								
	Magnésio			Silício			Molibdênio		
	Variação (%) (1)	Adição (%) (2)	Rend. (%) (3)	Variação (%) (1)	Adição (%) (2)	Rend. (%) (3)	Variação (%) (1)	Adição (%) (2)	Rend. (%) (3)
A1	0,0467	0,09	52	1,16	1,28	91	-	-	-
A2	0,0427	0,09	47	1,01	1,28	79	0,574	0,59	97
A3	0,0517	0,09	57	1,07	1,28	84	1,194	1,23	97
A4	0,0457	0,09	51	1,14	1,28	89	1,784	1,85	96
B1	0,0567	0,09	63	0,8	1,28	63	-	-	-
B2	0,0427	0,09	47	0,79	1,28	62	0,554	0,59	94
B3	0,0457	0,09	51	0,77	1,28	60	1,004	1,23	82
B4	0,0477	0,09	53	0,8	1,28	63	1,594	1,85	86

(1) Variação = Teor do elemento no vazamento – Teor do elemento no forno

(2) Adição = (Quantidade de liga x Teor do elemento na liga) / Peso do metal

(3) Rendimento = (Variação / Adição) x 100

Na tabela acima se constata que o rendimento de magnésio é inferior ao do silício e este inferior ao de molibdênio.

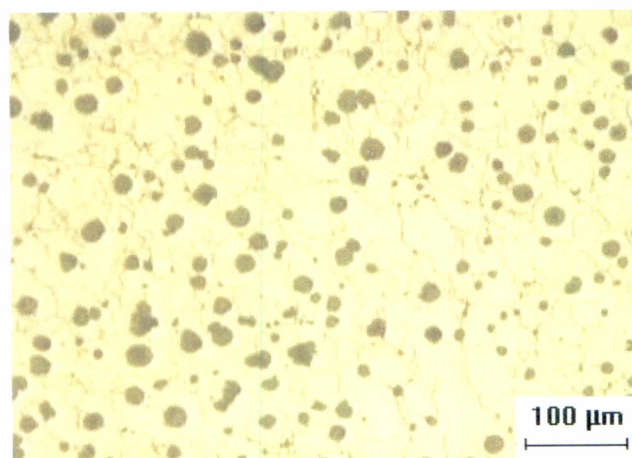
Tal diferença se explica pela maior pressão de vapor, reação com enxofre e maior tendência a oxidação do magnésio em relação aos demais.

O silício, por sua vez, tem maior tendência a oxidação que o molibdênio, apresentando menor rendimento que este.

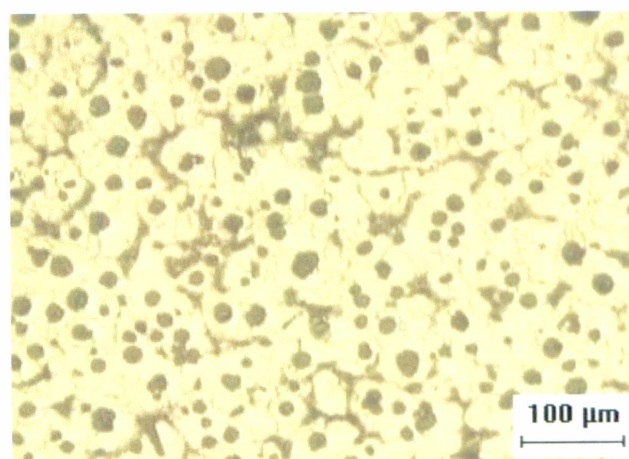
4.2. Microestrutura

4.2.1. Microscopia ótica

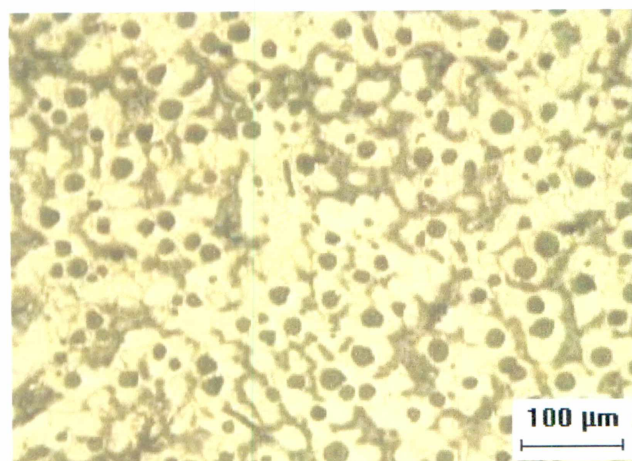
As microestruturas das ligas obtidas em cada condição podem ser observadas nas figuras 31 e 32.



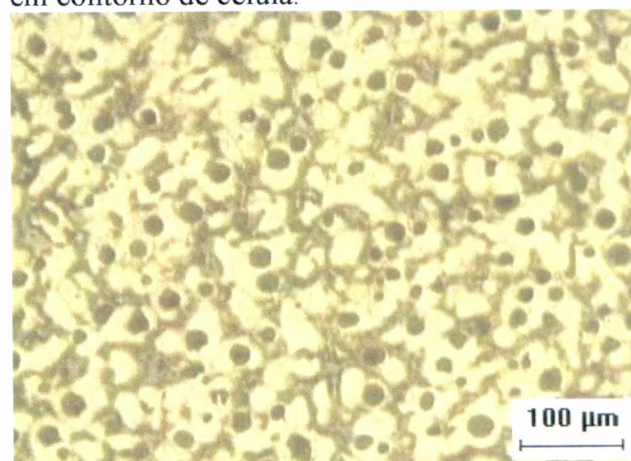
(a) **Liga A1.** Grafita nodular e matriz ferrítica.



(b) **Liga A2.** Grafita nodular e matriz ferrítica-perlítica. Presença de carboneto de molibdênio em contorno de célula.

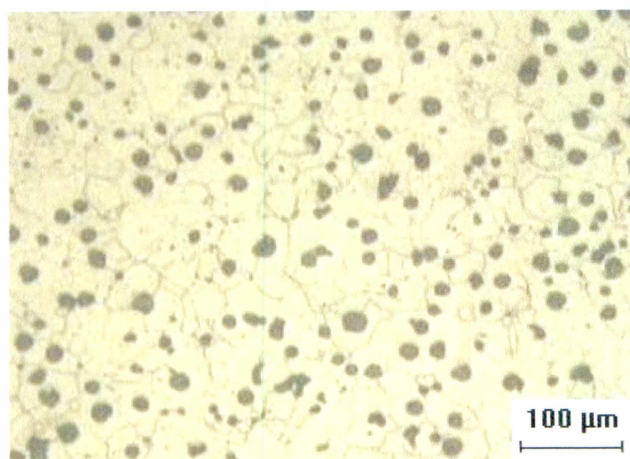


(c) **Liga A3.** Grafita nodular e matriz ferrítica-perlítica. Presença de carboneto de molibdênio em contorno de célula.

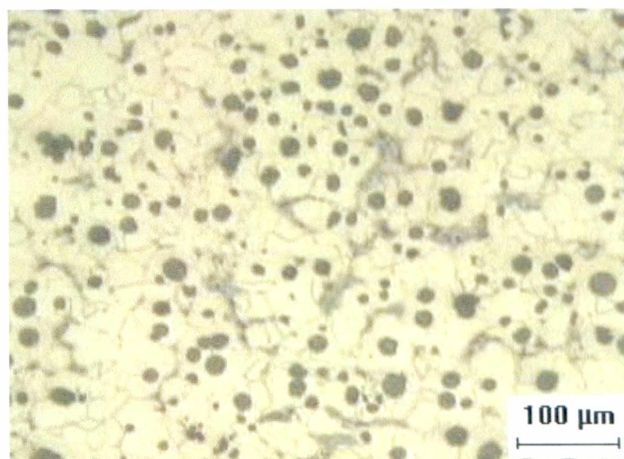


(d) **Liga A4.** Grafita nodular e matriz ferrítica-perlítica. Presença de carboneto de molibdênio em contorno de célula.

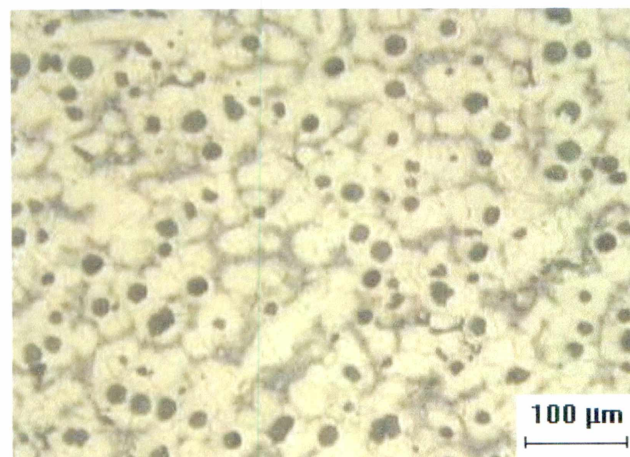
Figura 31. Microestrutura das amostras da série A. Ataque: Nital 3%.



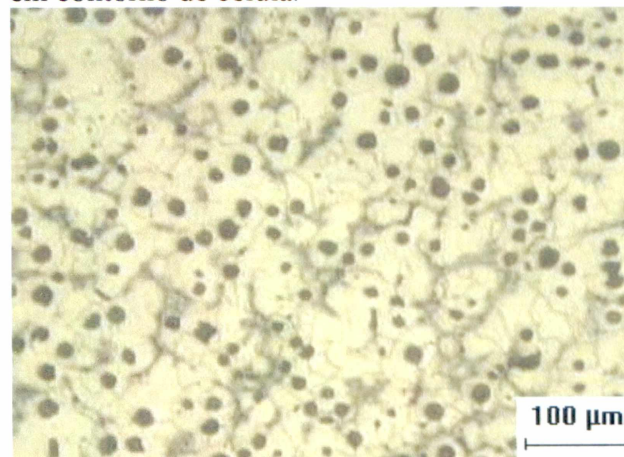
(a) **Liga B1.** Grafita nodular e matriz ferrítica.



(b) **Liga B2.** Grafita nodular e matriz ferrítica-perlítica. Presença de carboneto de molibdênio em contorno de célula.



(c) **Liga B3.** Grafita nodular e matriz ferrítica-perlítica. Presença de carboneto de molibdênio em contorno de célula.



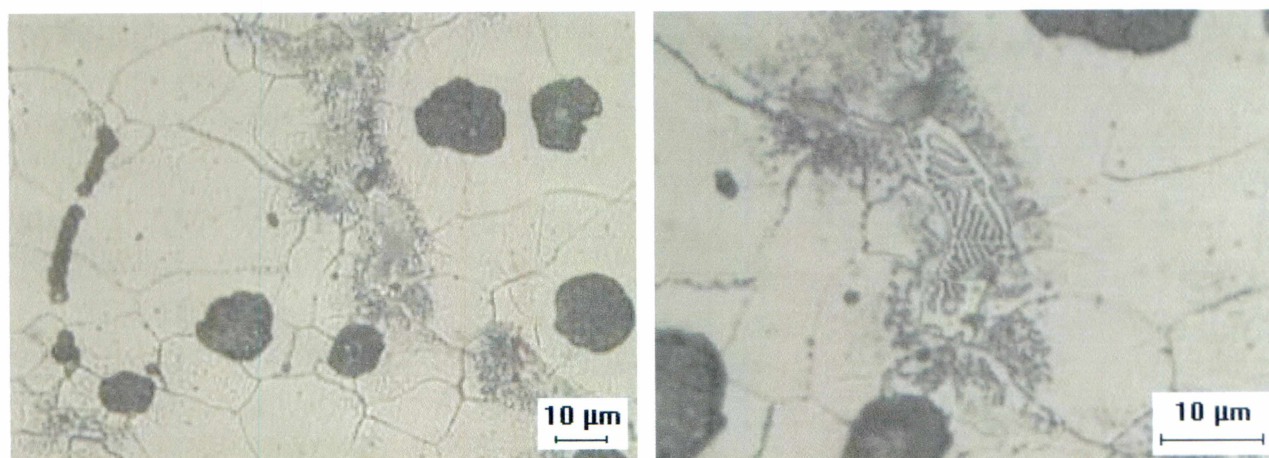
(d) **Liga B4.** Grafita nodular e matriz ferrítica-perlítica. Presença de carboneto de molibdênio em contorno de célula.

Figura 32. Microestrutura das amostras da série B. Ataque: Nital 3%.

Constata-se que para ambas as séries teores crescentes de molibdênio (liga A1 para liga A4 e liga B1 para liga B4) resultam em maior quantidade de carbonetos eutéticos e perlita (ausentes nas ligas A1 e B1, sem molibdênio) e menor quantidade de nódulos.

Também se observou para as ligas das séries A e B a presença de carbonetos de distinta morfologia presentes no contorno de célula eutética, evidenciados na micrografia da figura 33.

A quantificação de cada fase da matriz será apresentada em item posterior.



(a) Liga B4. Matriz ferrítica com perlita esferoidizada e carbonetos de molibdênio no contorno de célula.

(b) Liga B4. Matriz ferrítica com perlita esferoidizada e carbonetos de molibdênio no contorno de célula.

Figura 33. Microestrutura do corpo de prova da liga B4 sob distintas ampliações. Ataque: Nital 3%.

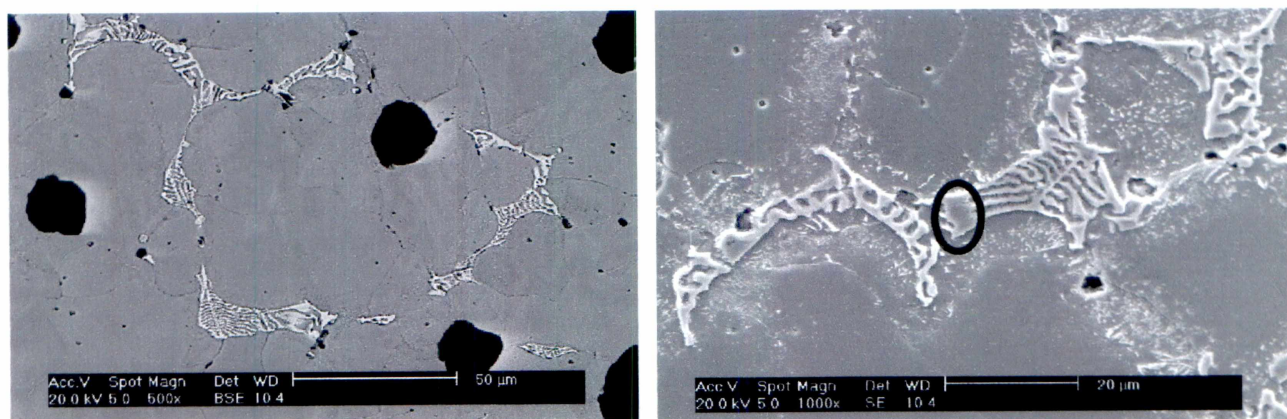
Todas as amostras da série A e da série B que contém molibdênio apresentaram carbonetos com morfologia “espinha de peixe” em contorno de célula, tal como ilustrado na figura 33.

Além da presença de carbonetos com distinta morfologia, constatou-se uma alteração na morfologia da perlita, apresentando-se esferoidizada em todas as ligas (ambas as séries) contendo molibdênio. Tal fenômeno de esferoidização está previsto na literatura⁽¹¹⁾.

4.2.2. Microscopia eletrônica de varredura

As imagens obtidas em microscopia eletrônica de varredura, figura 34, realizada apenas na amostra A4, evidenciam a morfologia do “carboneto espinha de peixe” (“herring boné”), presente no contorno de célula eutética.

As demais amostras apresentaram as mesmas características de localização e morfologia dos carbonetos de molibdênio.



(a) Liga A4. Detalhe da localização dos carbonetos tipo “espinha de peixe” em contorno de célula eutética.

(b) Liga A4. Detalhe dos carbonetos tipo “espinha de peixe” e população de carbonetos esferoidizados. Em destaque no círculo, região analisada através de EDS.

Figura 34. Microestrutura do corpo de prova da liga A4 sob distintas ampliações. Ataque: Nital 3%.

Os carbonetos presentes nos contornos de célula tiveram sua composição química determinada através de EDS e os resultados estão apresentados na tabela XVIII. A região onde foi realizada a análise pontual através da microsonda esta apresentada na figura 34-(b).

Tabela XVIII. Composições químicas obtidas através de EDS dos carbonetos presentes nos contornos de célula.

Elemento	Quantidade em peso (%)
Carbono	21,95
Silício	4,62
Molibdênio	29,42
Ferro	44,01

Analisando-se os resultados obtidos através de EDS, conclui-se que são carbonetos ricos em molibdênio, e segundo a literatura do tipo Mo_2C .

Nas Ligas A2, A3 e A4 e B2, B3 e B4 a perlita e os carbonetos de molibdênio situaram-se preferencialmente nos contornos de célula, sendo que a perlita apresentou uma forma esferoidizada.

4.2.3. Quantificação das fases presentes

Baseando-se na observação microestrutural e confrontando com padrões da norma ASTM A 247, constatou-se que todas as ligas apresentaram grafita na forma VI e grau de nodularidade maior que 90%.

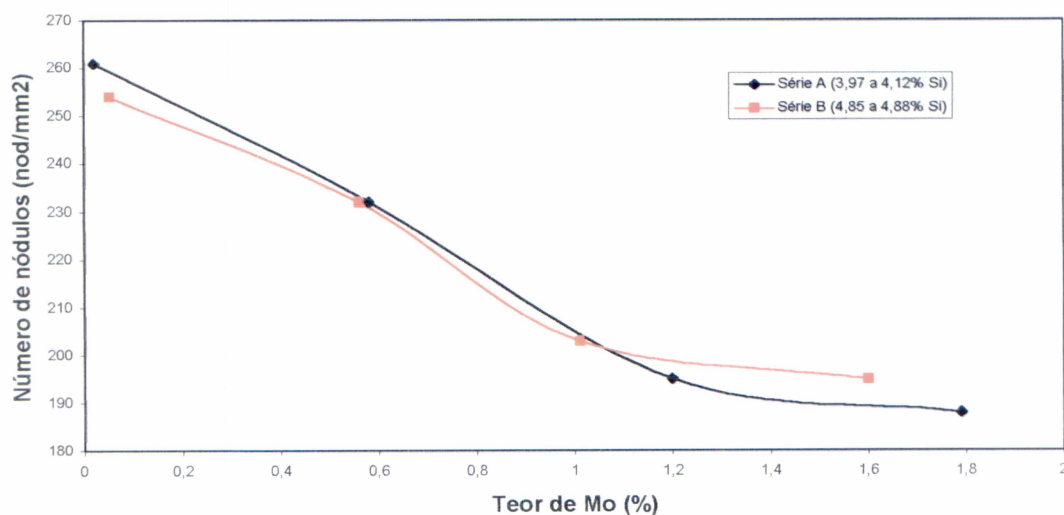
Na tabela XIX estão apresentadas as quantidades relativas dos diversos microconstituintes da matriz, tamanho da grafita e contagem de nódulos.

Tabela XIX. Quantificação microestrutural das ligas obtidas.

Liga	Ferrita (%)	Perlita (%)	Carbonetos de Molibdênio (%)	Número de nódulos/mm ²	Tamanho Da Grafita (ASTM)
A1	100	0	0	261	6-7
A2	91,2	7,0	1,8	232	7-8
A3	88	10,0	2,0	195	6-7
A4	84	13,6	2,4	188	6-7
B1	100	0	0	254	6-7
B2	95	4,2	0,8	232	6-7
B3	88	10,4	1,6	203	7-8
B4	84	14,3	1,7	195	6-7

Na tabela acima constata-se que, para ambas as séries sem molibdênio, ligas A1 e B1, obtivemos uma matriz completamente ferrítica.

Os dados da tabela XIX estão ilustrados nas figuras 35, 36 e 37.

**Figura 35.** Relação entre teor de molibdênio e número de nódulos

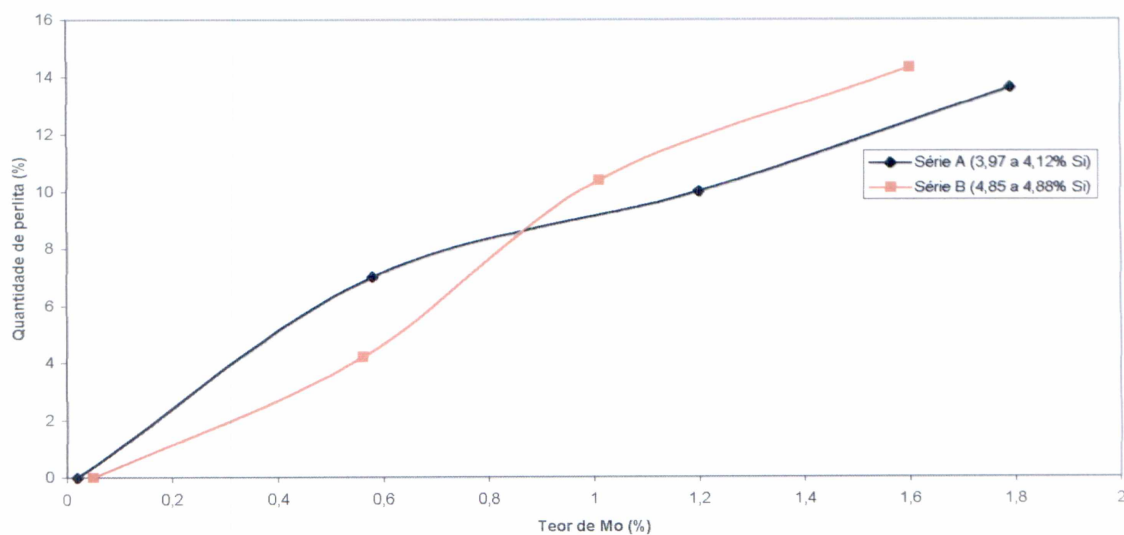


Figura 36. Relação entre teor de molibdênio e quantidade de perlita.

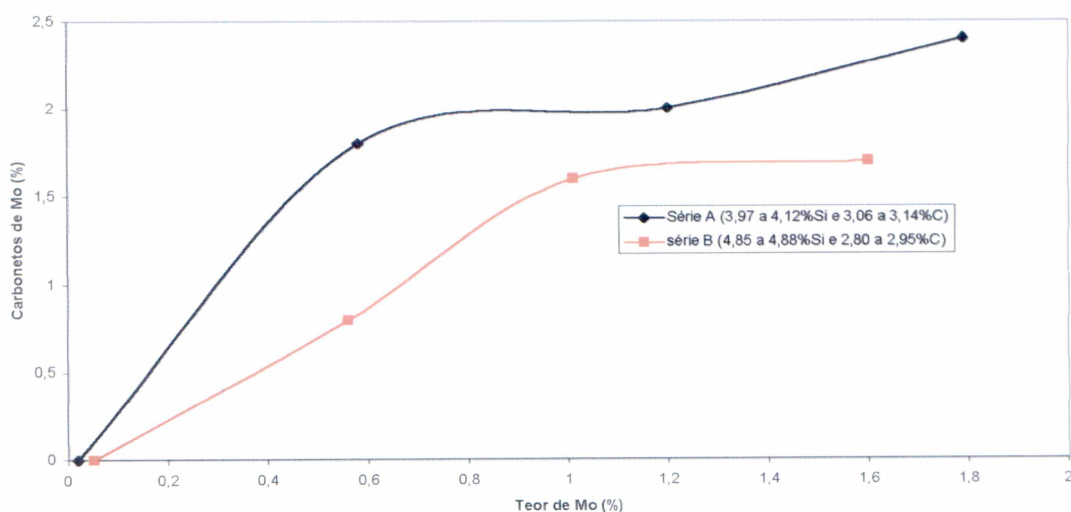


Figura 37. Relação entre teor de molibdênio e quantidade de carbonetos.

Na figura 35 observa-se que, em ambas as séries, o aumento do teor de molibdênio adicionado resultou em um decréscimo do número de nódulos. Constata-se também que, para um dado teor de molibdênio, obtém-se o

mesmo número de nódulos para distintos teores de silício (distintas séries), porém com semelhante teor de carbono equivalente.

O número de nódulos é determinado pelo grau de super resfriamento atingido durante a solidificação (resultante da taxa de extração de calor e do poder nucleante do banho). Sob condição de mesma taxa de extração de calor, mesmo grau de inoculação e teor de carbono equivalente semelhantes (embora quantidades de C e Si diferentes) em ambas as séries, o fator determinante da nucleação seria a disponibilidade de núcleos que por sua vez são consumidos com o aumento do teor de Mo, resultando no fenômeno constatado na figura 35.

A figura 36 ilustra que o aumento do teor de Mo resulta em aumento da quantidade de perlita e que não há uma diferença sistemática e significativa entre ambas as séries (distintos teores de silício).

Tal efeito se explica pelo retardo da cinética de decomposição da austenita, provocado pela presença (ainda que parcial) de Mo em solução sólida na austenita.

Este fato pode ser devido ao teor de silício presente em ambas às séries ser suficiente para ferritizar a matriz, sendo então a adição de molibdênio que irá comandar a formação de perlita.

A figura 37 ilustra que o aumento do teor de Mo eleva o teor de carbonetos e que a serie de maior teor de C resulta em maior teor de carbonetos para um mesmo teor de Mo. Tais resultados são consistentes com o

fato de que o aumento na quantidade de um dos reagentes desloca o equilíbrio da reação no sentido dos produtos ($C + 2Mo \rightarrow Mo_2C$).

Confrontando-se as figuras 36 e 37 constata-se que a taxa de aumento da quantidade de perlita (figura 36) é aproximadamente constante com o teor de Mo enquanto a taxa de aumento do teor de carbonetos de molibdênio tende a diminuir a partir de 0,6% Mo (serie A) e 1 % Mo (série B), sugerindo um efeito de saturação na formação de carbonetos.

As ligas A1, A2, B1 e B2 atenderam aos requisitos microestruturais de matriz no mínimo 90% ferrítica e máximo de 10% de perlita e carbonetos. As ligas A3, A4, B3 e B4 não atingem o mínimo de ferritização especificado e excedem o máximo de perlita permitido.

4.3. Estabilidade estrutural

4.3.1. Temperatura de transformação

O resultado do ensaio dilatométrico, para a liga A1, está ilustrado na figura 38.

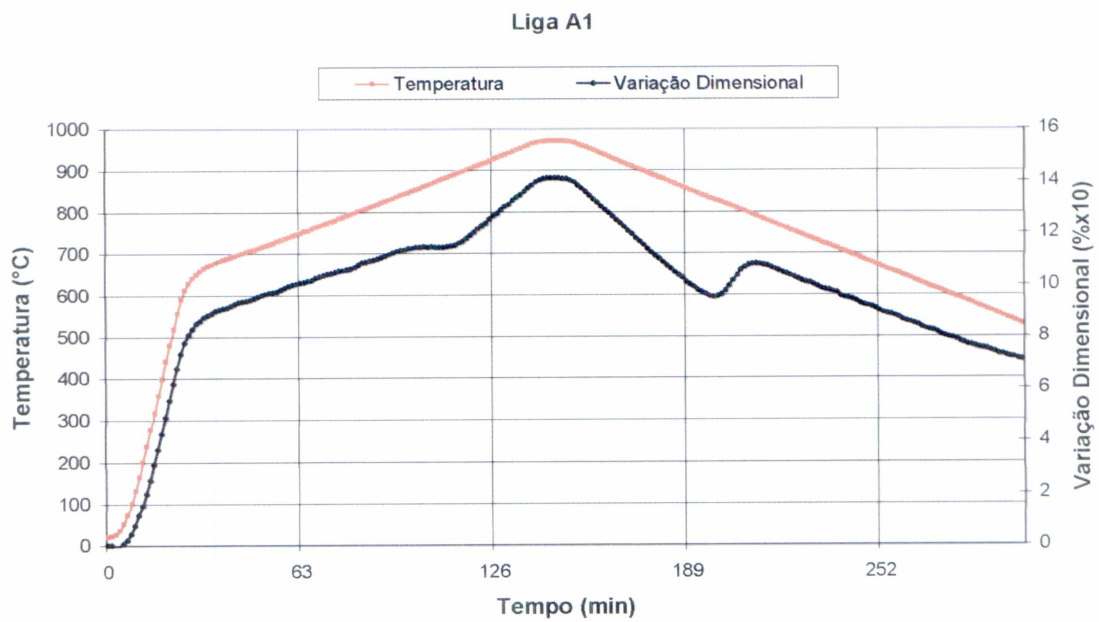
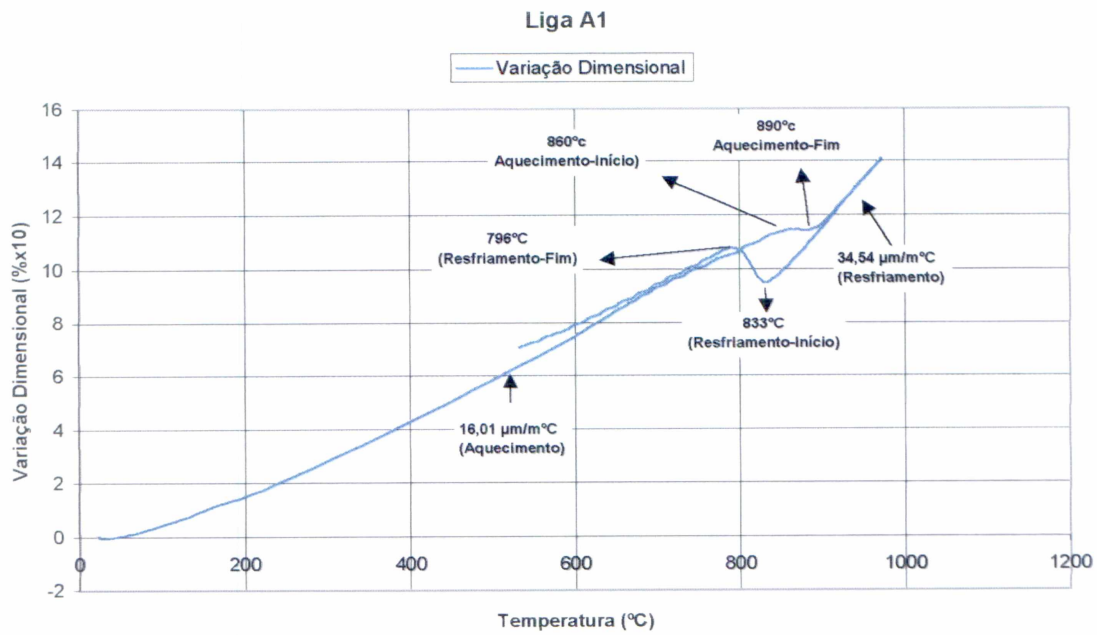


Figura 38. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga A1.

Na figura 38 apresenta-se a variação dimensional com a temperatura durante o aquecimento e resfriamento (figura de cima) e a evolução da variação dimensional e da temperatura com o tempo (figura de baixo).

Os resultados das curvas dilatométricas para todas as amostras, na etapa de resfriamento, estão ilustrados nas figuras 39 e 40.

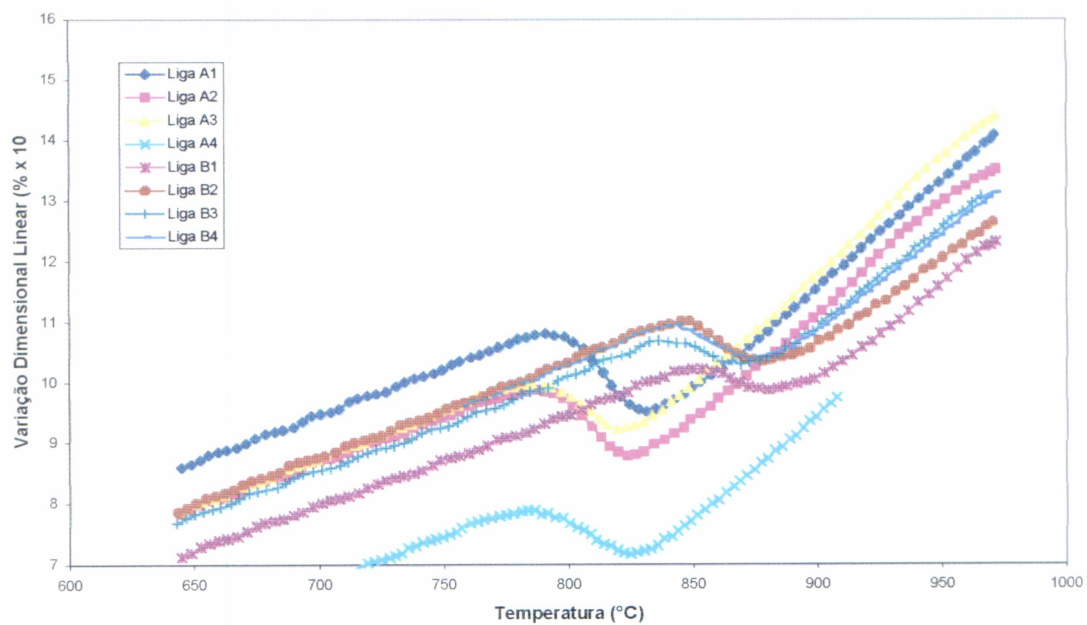


Figura 39. Curvas dilatométricas obtidas no resfriamento de ferros fundidos com diferentes composições químicas.

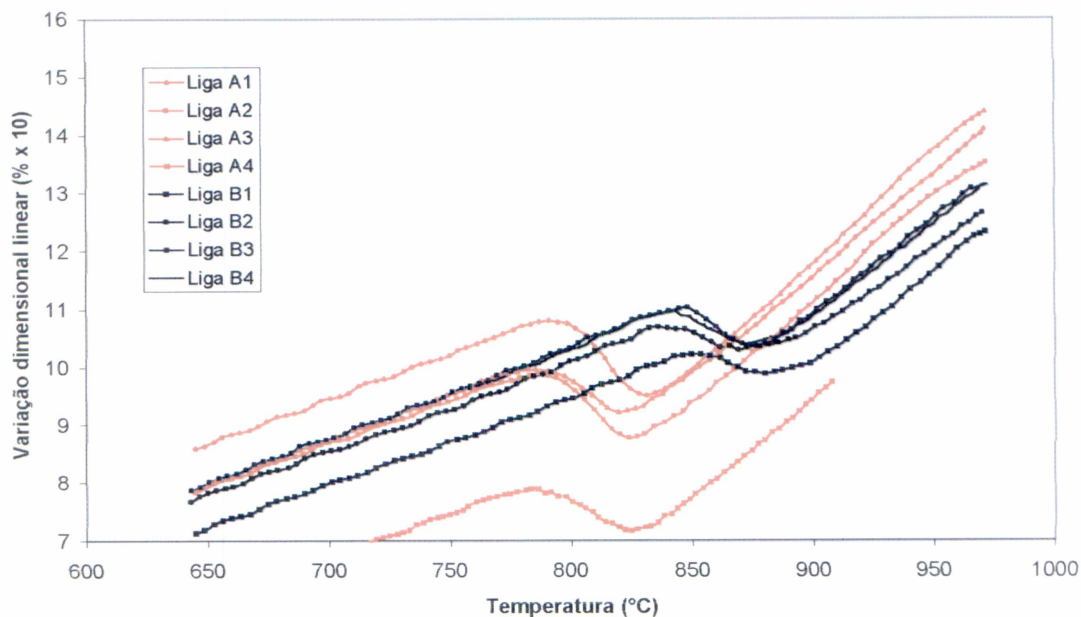


Figura 40. Curvas dilatométricas obtidas no resfriamento de ferros fundidos com diferentes composições químicas, porém agrupadas por teor de silício.

Os principais parâmetros obtidos do ensaio (temperaturas de início e final de transformação no aquecimento e no resfriamento e coeficiente de expansão térmica linear nos campos ferrítico e austenítico, ilustrados na figura 38 para apenas uma liga) estão apresentados na tabela XX para cada uma das ligas da série.

Os resultados da análise dilatométrica, a partir dos quais se obteve os dados da tabela abaixo, encontram-se no APÊNDICE I.

Tabela XX. Síntese dos resultados obtidos para os ensaios dilatométricos.

Liga	Temperatura de Transformação (Início/fim)⁽¹⁾ (°C)	Temperatura de Transformação (Início/fim)⁽²⁾ (°C)	Coef. de expansão térmica linear⁽¹⁾ ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)	Coef. de expansão térmica linear⁽²⁾ ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)
A1	860 / 894	833/796	16,01	34,54
A2	869	829/789	14,40	35,78
A3	865	830/793	15,10	37,85
A4	873	835/788	15,80	36,49
B1	901 / 939	896/852	17,18	30,75
B2	898 / 928	888/848	15,68	28,56
B3	900 / 930	876/835	17,39	32,37
B4	895 / 927	876/839	16,30	31,61

⁽¹⁾ Medido no aquecimento e em baixa temperatura (campo ferrítico);

⁽²⁾ Medido no resfriamento e em alta temperatura (campo austenítico);

As temperaturas de início e final de transformação se mostraram mais nítidas no resfriamento. Não foi possível distinguir, para as ligas A2, A3 e A4, o início e o fim da temperatura de transformação durante o aquecimento.

A figura 41 apresenta a relação entre a temperatura de austenitização e o teor de molibdênio para as ligas das séries A e B medidas no resfriamento.

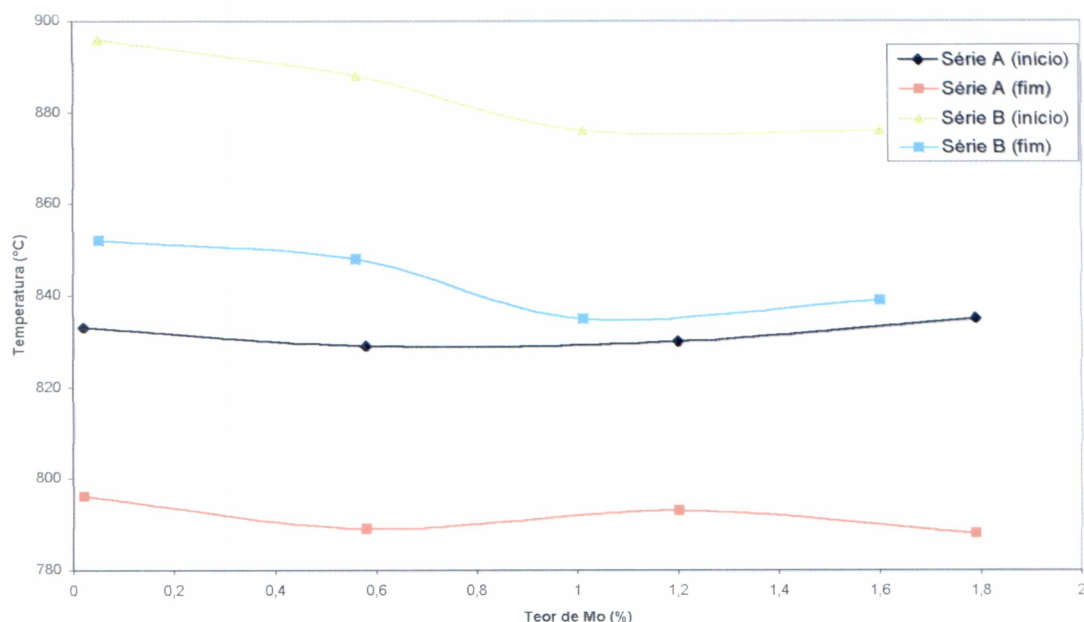


Figura 41. Relação entre a temperatura de austenitização e o teor de molibdênio.

Na figura 41, constata-se que o teor de Mo não apresentou influência significativa na temperatura de austenitização.

O Mo encontra-se formando carboneto, sendo que apenas uma pequena parcela está dissolvida na ferrita, resultando daí sua pouca (ou nenhuma) influência na temperatura de transformação de ferrita em austenita.

Note-se que a variação de silício entre as séries propicia maior alteração na temperatura de transformação e que quanto maior o teor de silício (serie B), mais elevadas são as temperaturas de início e final de transformação.

Tal aspecto esta melhor ilustrado na figura 42.

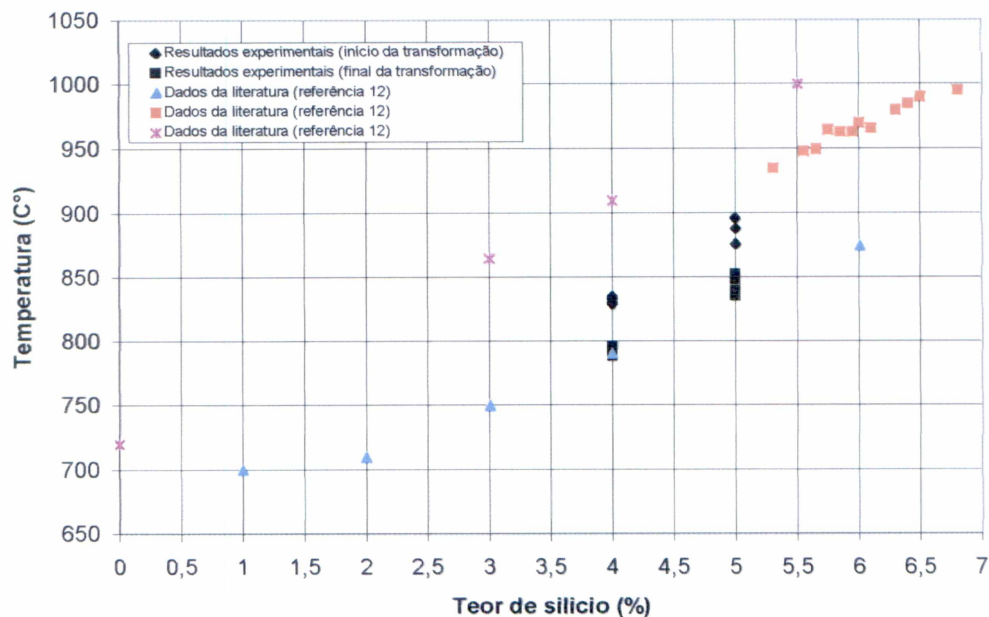


Figura 42. Influência do teor de silício na temperatura de transformação. Resultados bibliográficos⁽¹²⁾ e experimentais.

Observa-se que os resultados de temperatura de transformação, obtidos nos ensaios dilatométricos, encontram-se coerentes com os valores disponíveis na literatura.

4.3.2. Coeficiente de expansão térmica linear

Os dados do coeficiente de expansão térmica linear de cada amostra, da tabela XX, estão apresentados na figura 43.

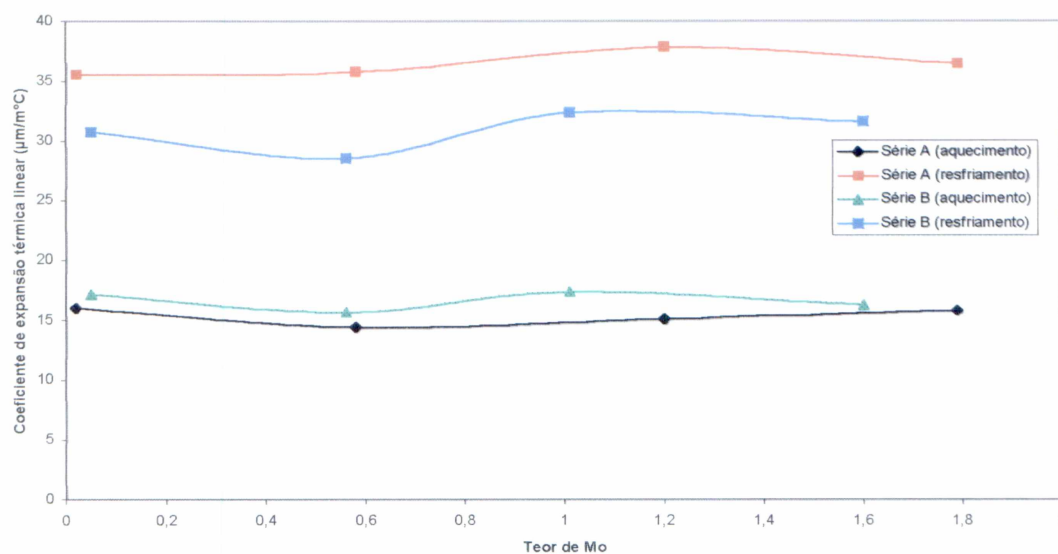


Figura 43. Relação entre o teor de molibdênio e o coeficiente de expansão térmica linear para as ligas da série A e B.

Constata-se que em geral, os valores do coeficiente de expansão térmica linear em baixa temperatura (matriz ferrítica, abaixo de 800°C) são significativamente inferiores aos valores do coeficiente em alta temperatura (matriz austenítica, acima de 850°C). Estes resultados estão de acordo com o esperado, pois o fator de empacotamento da austenita é maior que na ferrita.

Da diferença entre os coeficientes de expansão térmica linear da ferrita e da austenita, resultam a indução de elevadas tensões durante a transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$.

Também se constata que o Mo não tem efeito significativo nos coeficientes de dilatação, por se encontrar dissolvido em pequenas quantidades tanto na ferrita (quando em baixa temperatura) quanto na austenita (quando em alta temperatura).

Por outro lado, observa-se que a variação de 0,8 % de Si entre as séries teve efeito mais significativo no coeficiente de expansão térmica linear da austenita (serie A e B em alta temperatura) do que na ferrita (série A e B em baixa temperatura).

O mesmo efeito está ilustrado na figura 44. Consta-se que o aumento do teor de Si tende a reduzir o coeficiente de expansão térmica linear da austenita. Aparentemente não há uma tendência sistemática (ou esta não é significativa) quanto ao silício reduzir o coeficiente de dilatação da ferrita.

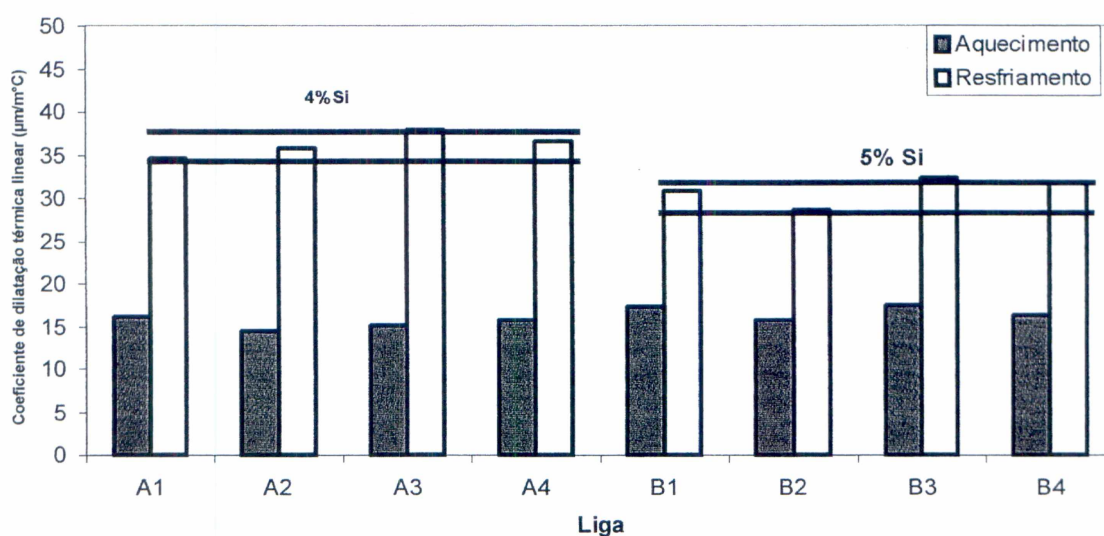


Figura 44. Coeficiente de dilatação térmica linear para as amostras ensaiadas.

Observa-se através da análise dos valores da figura 44 que os valores de dilatação são da mesma ordem de grandeza aos listados na literatura (figura 04 da revisão da literatura).

Do exposto resulta que o Mo não afeta significativamente tanto a estabilidade (temperaturas de transformação) quanto o coeficiente de dilatação

das fases e que o Si tem efeito significativo na estabilização da ferrita e no coeficiente de expansão térmico linear da austenita, mas efeito pouco significativo no coeficiente de expansão térmico linear da ferrita.

A introdução de Si, portanto, traz os benefícios de estabilizar a ferrita (fase de menor coeficiente de dilatação) possibilitando maiores temperaturas de trabalho e menor nível de tensão de origem térmica.

4.4. Propriedades Mecânicas Estáticas em Temperatura Ambiente

4.4.1. Dureza

Os resultados do ensaio de microdureza realizados na matriz metálica estão mostrados na figura 45.

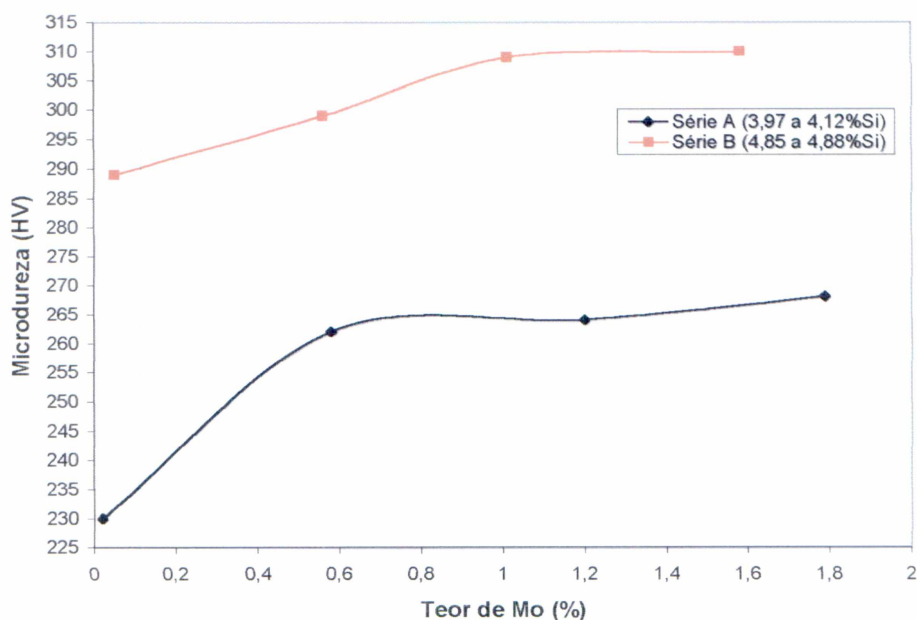


Figura 45. Valores de microdureza Vickers realizados na matriz metálica dos corpos de prova das séries A e B.

A dureza da ferrita aumenta com teores crescentes de molibdênio. Este fato sugere que parte do molibdênio está presente na ferrita, endurecendo-a por solução sólida. O restante do molibdênio está combinado com o carbono formando carboneto de molibdênio.

Observa-se que a dureza da ferrita na série B é maior que a da série A para todas as ligas, evidenciando o efeito de endurecimento por solução sólida provocado pelo maior teor de silício da série B.

Também se constata que a variação de cerca de 0,8% do teor de Si (entre as séries) tem efeito mais significativo no aumento da microdureza do que uma mesma variação do teor de Mo, pois apenas parte do Mo está dissolvido na ferrita.

Note-se que há um decréscimo na taxa de aumento da dureza da ferrita para teores de molibdênio acima de cerca de 0,6% nas ligas da série A e 1 % nas ligas da série B, sugerindo novamente um efeito de saturação do endurecimento pelo molibdênio decorrente do limite de solubilidade.

Na figura 46 podem ser observados os valores de dureza para as séries A e B.

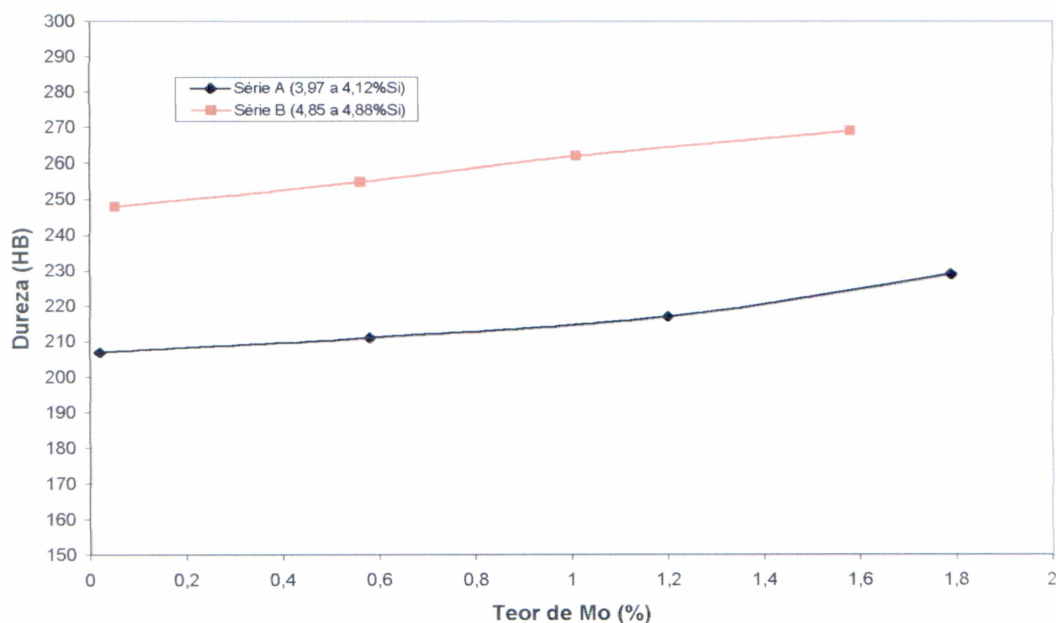


Figura 46. Resultados de dureza dos corpos de prova das séries A e B.

A figura 46 ilustra que o aumento do teor de molibdênio e silício (entre as séries) elevaram a dureza para todas as ligas.

Constata-se que o aumento de dureza resultante do aumento do teor de Mo é inferior aquele resultante do aumento do teor de Si entre as séries (aumento de cerca de 0,8 % Si).

O aumento da dureza devido ao teor de Mo é resultado do aumento da dureza da ferrita (figura 45) e do aumento da quantidade de carbonetos de Mo e perlita (figuras 36 e 37).

Os fenômenos anteriormente identificados de saturação não se refletiram na macrodureza.

A figura 47 apresenta os resultados da dureza e da microdureza da ferrita em uma mesma escala numérica para que se possa comparar as taxas de aumento de dureza e microdureza com o teor de Mo.

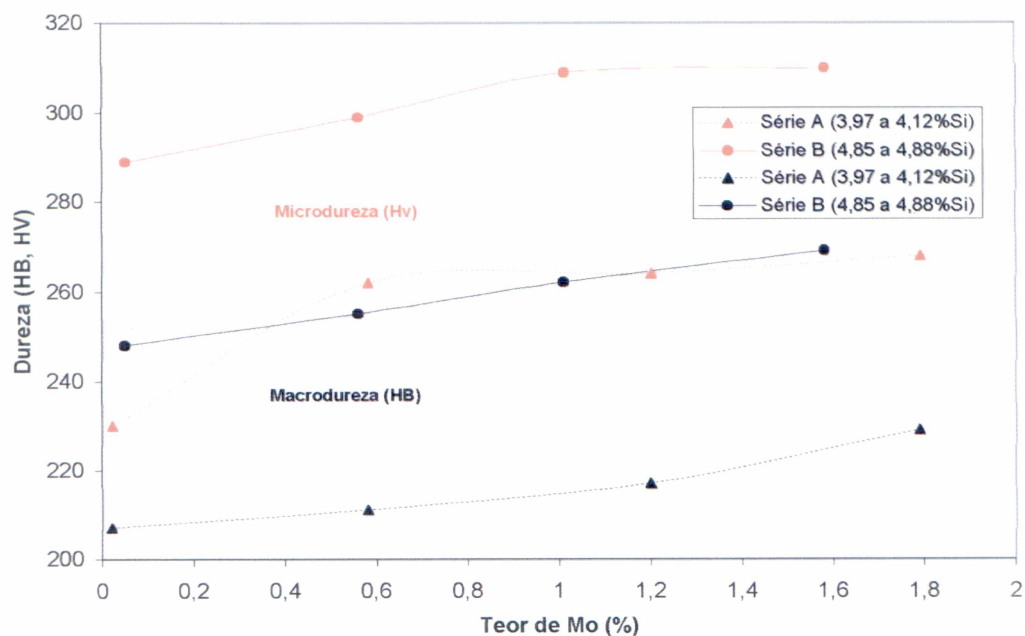


Figura 47. Resultados de dureza e microdureza das ligas das séries A e B.

Constata-se que as inclinações das curvas de dureza e microdureza são similares (exceto para o acréscimo inicial de microdureza da serie A).

4.4.2. Resistência mecânica em temperatura ambiente

Na figura 48 podem ser observados os valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para as ligas das séries A e B.

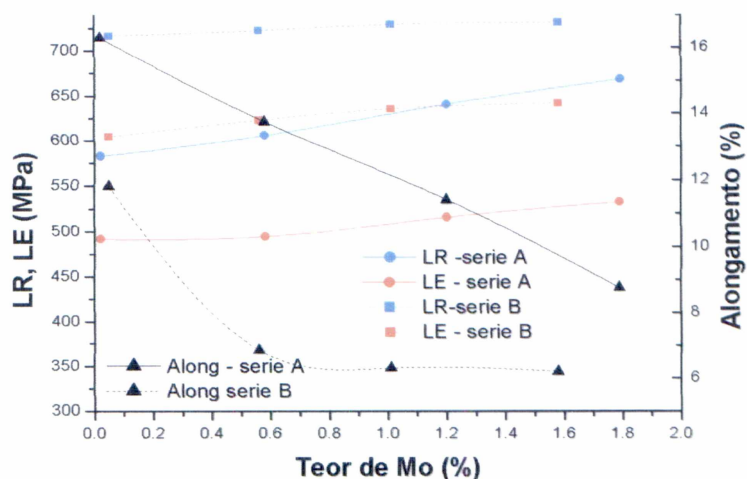


Figura 48. Resultados de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para os corpos de prova das séries A e B.

Observa-se que os valores de limite de resistência a tração e limite de escoamento aumentam (embora moderadamente) e os valores de alongamento diminuem com o aumento do teor de molibdênio para ambas as séries.

Este comportamento se deve a maior quantidade de carbonetos de molibdênio e perlita em contorno de célula e ao endurecimento da ferrita por solução sólida causada pelo molibdênio.

A série B apresenta valores de limite de resistência a tração e limite de escoamento maiores e alongamento menor que os da série A para todos os teores de molibdênio. Este comportamento se deve ao maior teor de silício da série B, gerando maior endurecimento por solução sólida da ferrita.

As ligas da série A apresentam valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento, dureza e alongamento em acordo com as especificações de propriedades mecânicas normalmente utilizadas para este tipo de material

(conforme tabela XI da revisão da literatura). Observa-se que a liga A4 apresenta valores de alongamento no mínimo da faixa especificada.

As ligas B2, B3 e B4 apresentam valores de alongamento abaixo do especificado e dureza acima do especificado por norma para este tipo de material. A liga B1, sem molibdênio, é a única desta serie que atendeu os quesitos de propriedades mecânicas, apresentando dureza próxima ao limite superior da especificação.

Todavia, há algumas especificações que, além das propriedades exigem teores mínimos de Si e Mo. Neste caso, nenhuma liga da série B satisfaria ao critério de teor mínimo de molibdênio.

4.5. Propriedades Mecânicas Estáticas em 650°C

Na figura 49 podem ser observados os valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para as séries A e B em ensaios realizados a 650°C.

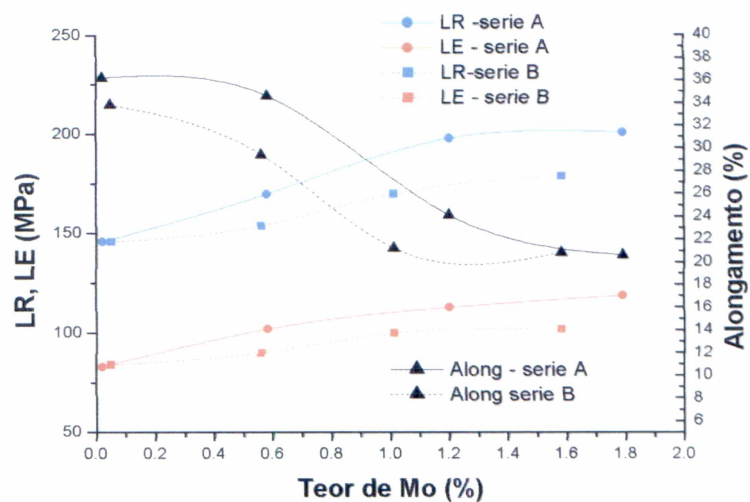


Figura 49. Resultados de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para os corpos de prova da série A e B para ensaios realizados a 650°C.

As ligas de ambas as séries apresentaram, a quente, limite de resistência a tração (LR) e limite de escoamento (LE) crescentes e alongamento decrescente com o teor de molibdênio, tal como o constatado em temperatura ambiente. Estes resultados indicam que o molibdênio possui influência nas propriedades de tração a temperatura ambiente e a 650°C.

As ligas A2, A3 e A4 apresentaram valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento maiores que as ligas B2, B3 e B4. As ligas A1 e B1, sem molibdênio e com diferentes teores de silício, apresentaram limite de resistência a tração e limite de escoamento praticamente iguais. Este resultado indica que o silício possui maior influência nas propriedades mecânicas a temperatura ambiente que a 650°C.

Confrontando-se os resultados da temperatura ambiente com aqueles a 650°C, constata-se uma inversão de magnitude do limite de resistência a tração e limite de escoamento. Na série B (maior teor de Si), houve maior limite de resistência a tração e limite de escoamento que a série A (menor Si) na temperatura ambiente, enquanto ocorreu o oposto em alta temperatura.

A literatura também apresenta resultados similares (figura 17 da revisão da literatura), onde o acréscimo de silício não tem efeito endurecedor em temperatura elevada, embora não haja menção quanto ao fenômeno envolvido.

Possivelmente o aumento do teor de silício propicie ocorrência de recristalização durante o ensaio de tração, resultando em menores valores de limite de resistência e limite de escoamento, tal como o observado nos resultados do ensaio a quente. Mesmo assim, tal justificativa é incompleta pois não explicaria o menor alongamento a quente da serie de maior silício.

Para as séries A e B observou-se que os valores de limite de resistência a tração e limite de escoamento permaneceram praticamente inalterados para teores de molibdênio acima de 1,0-1,2%.

4.6. Análise Fractográfica

4.6.1. Fractografias dos ensaios de tração em temperatura ambiente

As figuras de 50 a 53 apresentam a análise da fratura dos corpos de prova de tração dos ensaios realizados a temperatura ambiente para as ligas A1, A4, B1 e B4.

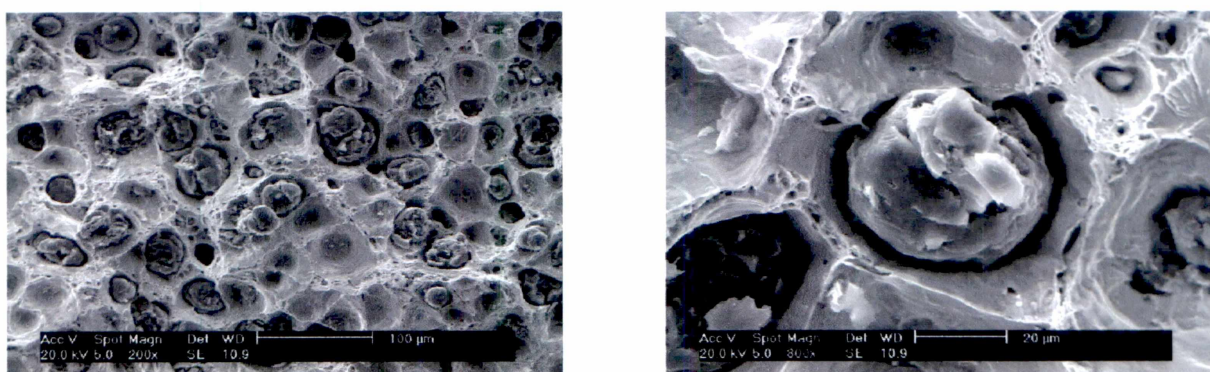


Figura 50. Fractografias da liga A1 sob distintas ampliações. Temperatura ambiente. Observa-se a presença de decoesão grafita/matriz, presença de alvéolos e clivagem.

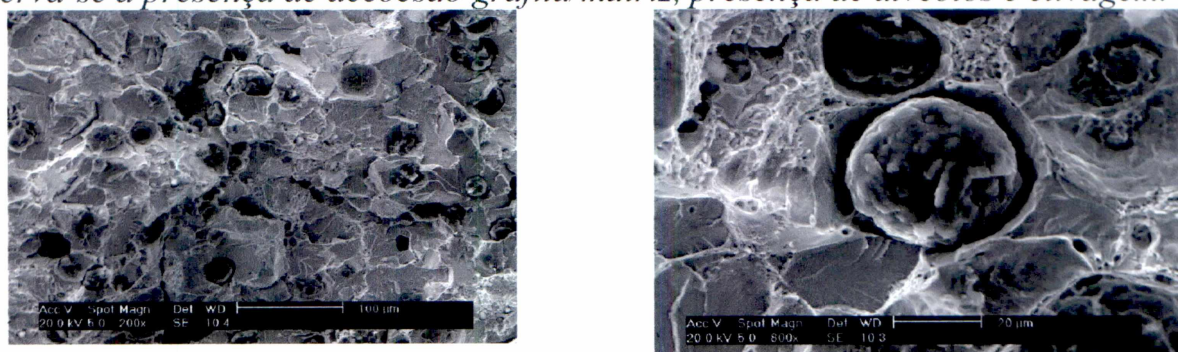


Figura 51. Fractografias da liga A4 sob distintas ampliações. Temperatura ambiente. Nesta figura observa-se a decoesão da grafita/matriz, alvéolos e predominância de clivagem.

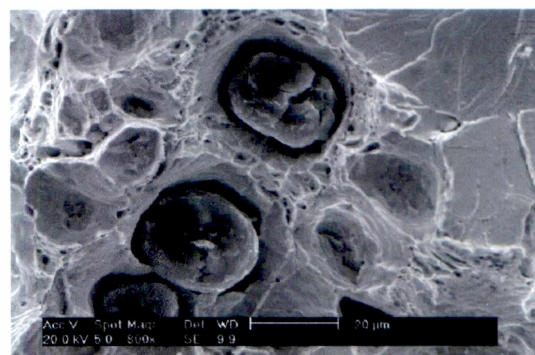
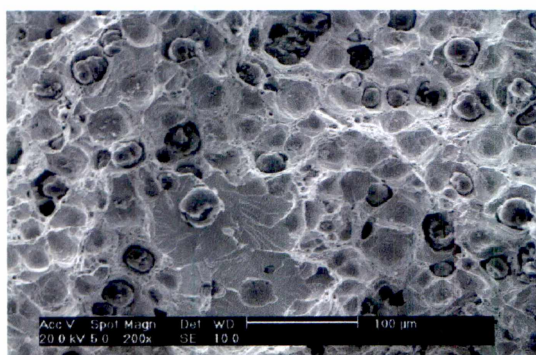


Figura 52. Fractografias da liga B1 sob distintas ampliações. Temperatura ambiente. Observa-se a presença de decoesão grafita/matriz, presença de alvéolos e clivagem.

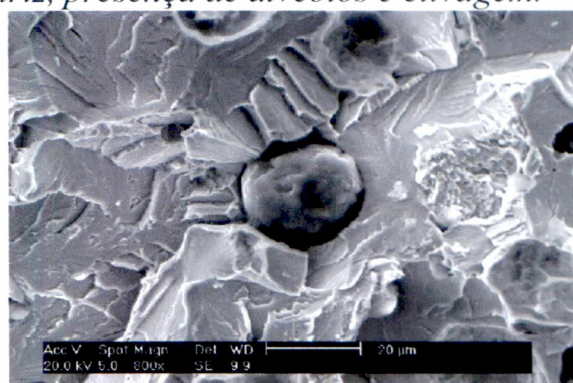
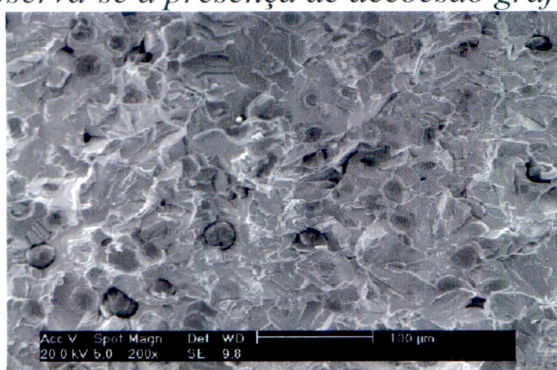


Figura 53. Fractografias da liga B4 sob distintas ampliações. Temperatura ambiente. Nota-se a decoesão da grafita/matriz e a predominância de clivagem.

4.6.2 Fractografias dos ensaios de tração realizados a 650°C.

As figuras de 54 a 55 apresentam a análise da fratura dos corpos de prova de tração dos ensaios realizados a 650°C para as ligas A1 e A4.

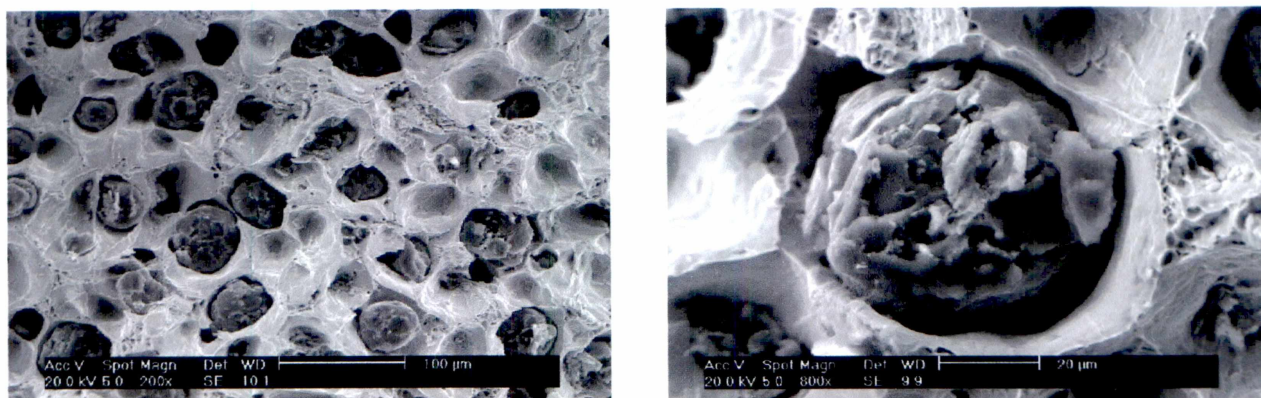


Figura 54. Fractografias da liga Al sob distintas ampliações. Ensaio a 650°C. Presença de decoesão grafita/matriz, alvéolos em contorno de célula e lábios de microruptura.

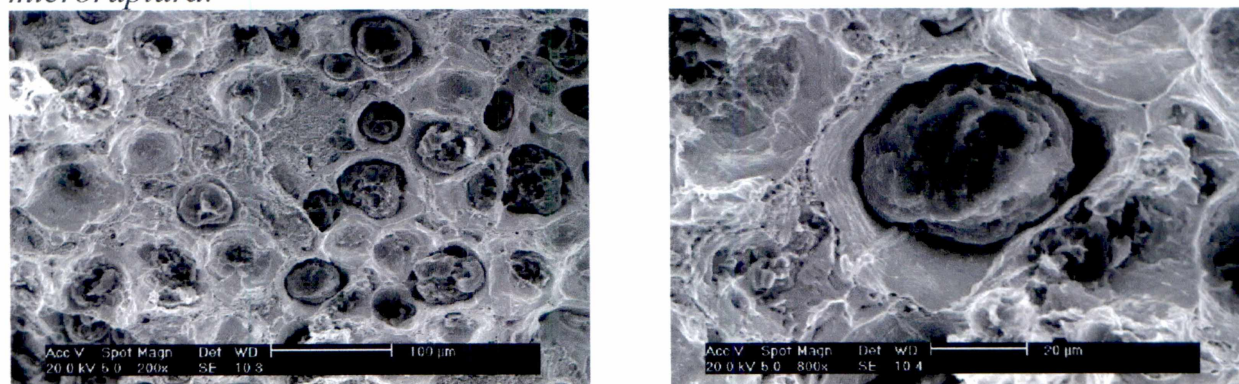


Figura 55. Fractografias da liga A4 sob distintas ampliações. Ensaio a 650°C. Presença de decoesão grafita/matriz e alvéolos em contorno de célula.

As figuras de 56 a 57 apresentam a análise da fratura dos corpos de prova de tração dos ensaios realizados a 650°C para as ligas B1 e B4.

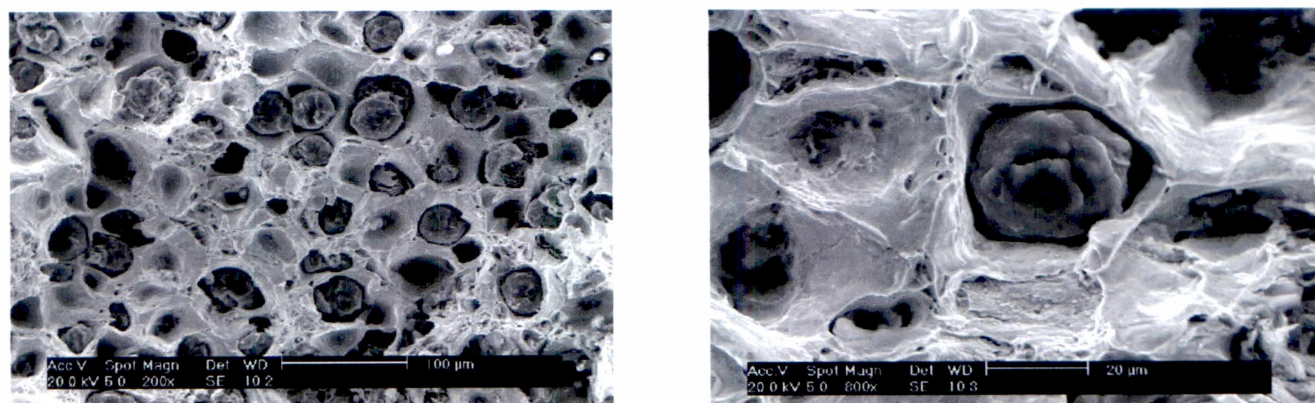


Figura 56. Fractografias da liga B1 sob distintas ampliações. Ensaio a 650°C. Observa-se a decoesão da grafita/matriz e a presença de alvéolos.

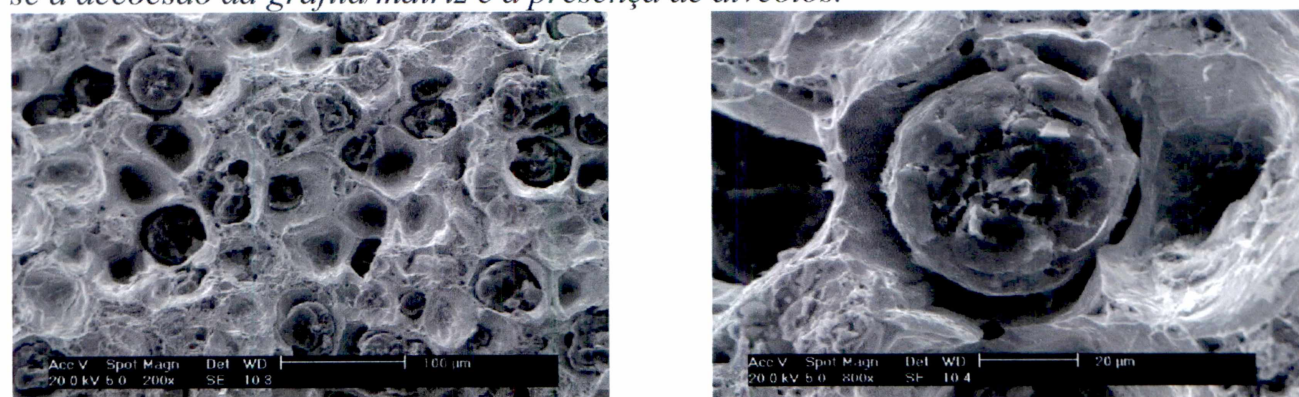


Figura 57. Fractografias da liga B4 sob distintas ampliações. Ensaio a 650°C. Observa-se a decoesão da grafita/matriz e a presença de alvéolos.

4.6.3. Síntese das análises fractográficas.

O mecanismo de nucleação da fratura ocorre por decoesão da interface grafita/matriz em todas as amostras, ensaiadas em temperatura ambiente ou em alta temperatura.

Também ocorre, em maior ou menor grau, decoesão da interface carbonetos/matriz situados em contorno de célula. As ligas A1 e B1, sem adição de molibdênio, não apresentaram tal comportamento.

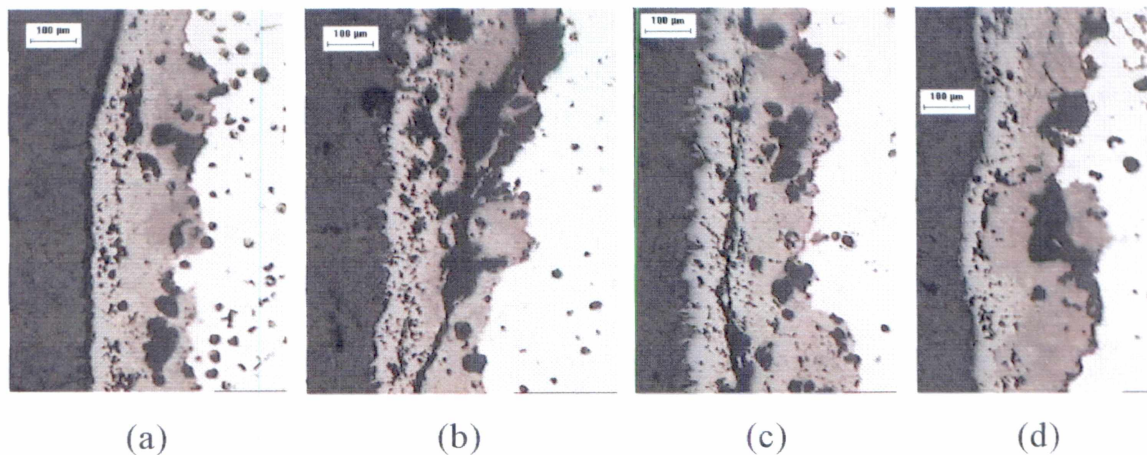
As ligas da série B, maior teor de silício, apresentaram aumento da fratura da matriz por clivagem. Tal comportamento também foi observado para teores crescentes de molibdênio (liga A2 para A4 e liga B2 para B4). O aumento de elementos dissolvidos na matriz (silício e molibdênio) resultaram em um aumento de fratura da matriz por clivagem.

O aumento de partículas de segunda fase nos contornos de célula (maior teor de carbonetos de molibdênio) resultou em maior quantidade de locais para decoesão na interface carbonetos/matriz, gerando maior quantidade de alvéolos, embora aumentando a fragilidade da liga.

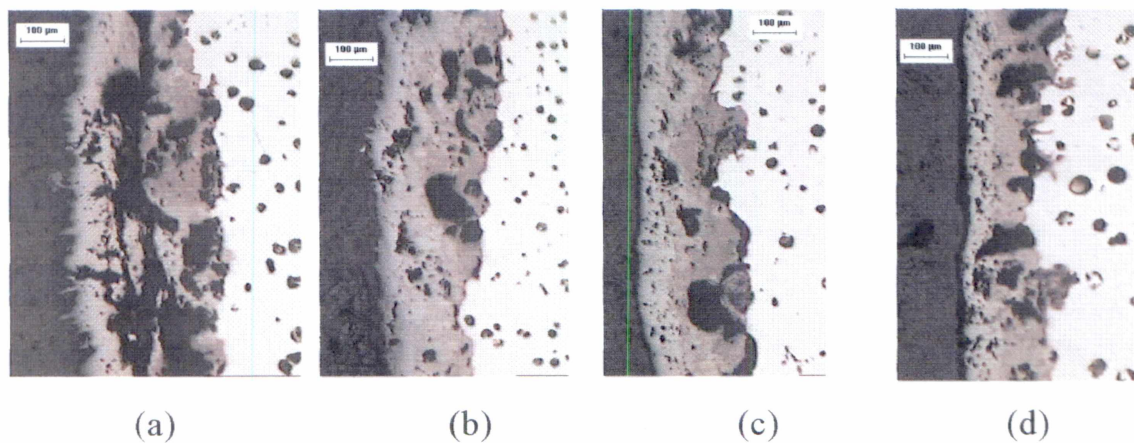
4.7. Resistência à oxidação a 650°C

4.7.1. Caracterização da camada oxidada

Nas figuras 58 e 59 podem ser observados o aspecto da camada oxidada para as ligas A e B, com 4 e 5% de silício respectivamente. A figura 60 mostra a camada escura, junto ao metal base, observada somente nas ligas da série B (maior teor de silício).



(a) (b) (c) (d)
Figura 58. Aspecto da camada oxidada, após 240h a 650°C, das ligas com 4% de silício. (a) Liga A1, (b) Liga A2, (c) Liga A3 e (d) Liga A4.



(a) (b) (c) (d)
Figura 59. Aspecto da camada oxidada, após 240h a 650°C, das ligas com 5% de silício. (a) Liga B1, (b) Liga B2, (c) Liga B3 e (d) Liga B4.

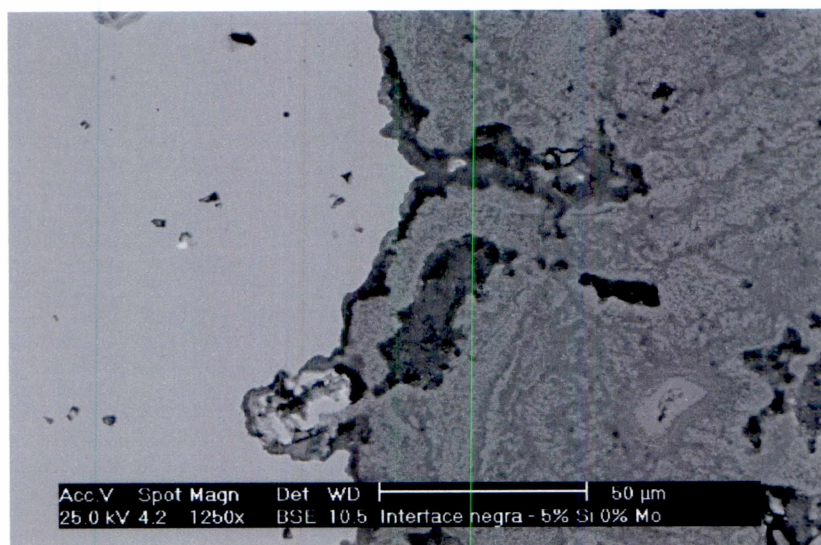


Figura 60. Camada escura observada junto ao metal base nas ligas da série B. Corpo de prova da liga B3.

A camada escura mostrada na figura 60 foi observada somente nos corpos de prova das ligas da série B (maior teor de silício). A camada escura se apresentou com espessura irregular e de forma descontínua sobre o metal base.

A tabela XXI mostra a composição química, obtida através de raio-X em microsonda, em diferentes regiões da camada oxidada.

Tabela XXI. Composição química, obtida através de raio-X, em diferentes regiões da camada oxidada de ligas que permaneceram por 240 horas a 650°C.

Liga	Região											
	Perto do metal				Centro da camada				Perto da superfície			
	%C	%Si	%O	%Fe	%C	%Si	%O	%Fe	%C	%Si	%O	%Fe
A1	0,9	4,2	7,1	87,9	0,7	0,02	5,9	93,5	0,7	0,05	6,1	93,2
A4	2,0	5,8	2,2	89,4	0,9	1,4	1,8	95,9	0,8	0,41	2,1	96,8
B1	2,0	20,4	4,5	73,1	1,0	2,6	2,5	93,7	0,7	0,31	2,4	96,6
B4	3,5	28,2	5,6	62,6	0,5	2,0	2,4	95,0	1,0	0,02	2,3	96,7

Observa-se na tabela XXI que o teor de silício da camada oxidada perto do metal base e no centro da camada é maior para as ligas da série B, que possuem um maior teor de silício. A camada escura, observada nas ligas da série B junto ao metal base, mostrou-se rica em silício.

O teor de silício e o teor de oxigênio diminuem para regiões da camada oxidada mais distantes do metal base.

Não foi detectada a presença de molibdênio em nenhuma região da camada oxidada.

4.7.2. Profundidade da camada oxidada

Os valores de medição da profundidade da camada oxidada das ligas das séries A e B estão mostradas na tabela XXII.

Tabela XXII. Profundidade da camada oxidada das ligas das séries A e B.

Tempo (h)	Profundidade da camada oxidada (mm)							
	Sem Mo		0,4-0,6%Mo		1,0-1,2%Mo		1,6-1,8%Mo	
	A1	B1	A2	B2	A3	B3	A4	B4
48	0,11	0,10	0,14	0,12	0,12	0,11	0,14	0,10
96	0,17	0,16	0,14	0,13	0,16	0,12	0,17	0,12
144	0,20	0,19	0,20	0,19	0,19	0,18	0,20	0,19
192	0,28	0,24	0,24	0,22	0,23	0,19	0,27	0,18
240	0,35	0,29	0,31	0,27	0,29	0,22	0,32	0,22

Os resultados demonstrados na tabela XXII dizem respeito a média da medição da profundidade da camada oxidada em quatro pontos dos corpos de prova.

Contrário ao relatado por alguns autores^(8,30), observa-se na tabela XXII que o molibdênio não mostrou influência na profundidade da camada oxidada.

A figura 61 mostra os resultados da profundidade da camada oxidada onde os valores foram obtidos através da média dos valores de cada liga, série A e série B, para um dado período de tempo.

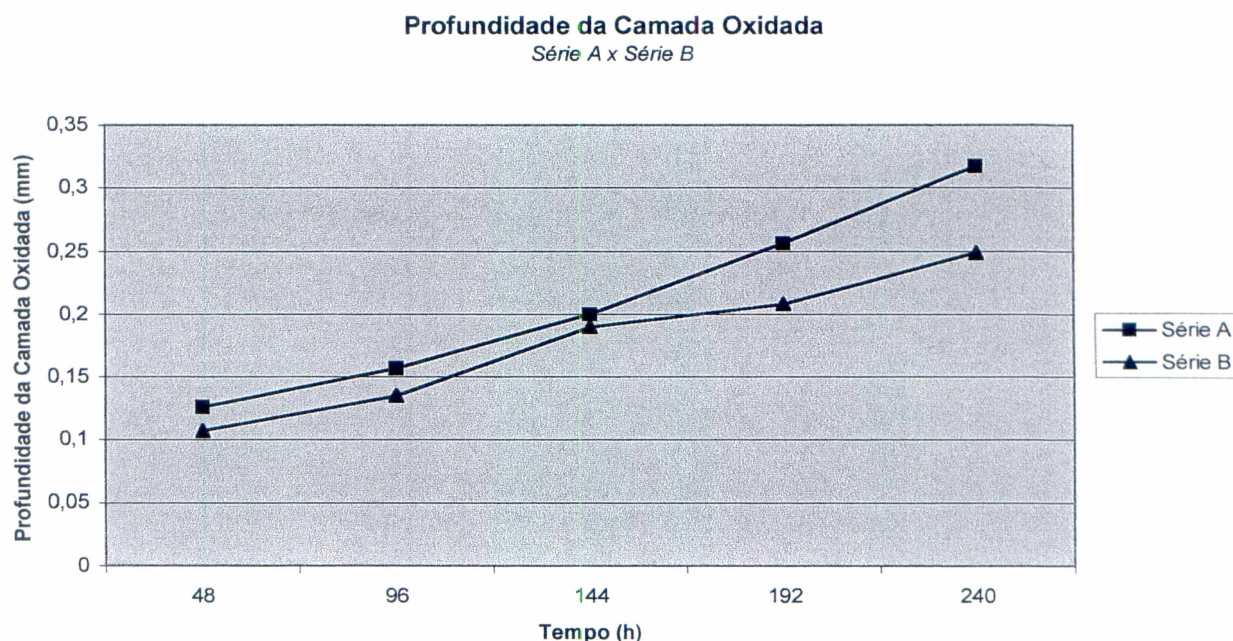


Figura 61. Valores da medição da profundidade da camada oxidada para as ligas das séries A e B.

Observa-se na figura 61 que as ligas da série A apresentaram uma maior profundidade de camada oxidada em comparação com as ligas da série B. Este fato pode estar relacionado com o maior teor de silício das ligas da série B que apresentaram uma camada preta, rica em silício, perto do metal. Segundo a literatura^(27,29), o silício, altera a composição da camada superficial passando de essencialmente óxidos de ferro para silicatos de ferro. Este fato pode gerar uma redução na cinética de difusão de átomos de oxigênio da superfície para o interior do metal e para a difusão de átomos de metal para a superfície, diminuindo as taxas de oxidação.

4.7.3. Variação de peso

As tabelas XXIII e XXIV apresentam os resultados de variação de peso obtidos no ensaio de resistência a oxidação para as séries A e B respectivamente.

Tabela XXIII. Variação de peso obtidos no ensaio de resistência a oxidação para as ligas da série A.

Tempo (horas)	Amostra	Peso antes do ensaio (g)	Peso após o ensaio (g)	Variação de peso
48	A1,1	30,7	30,71	0,01
96	A1,2	30,25	30,24	-0,01
144	A1,3	31,05	31,09	0,04
192	A1,4	30,82	30,92	0,1
240	A1,5	29,59	29,7	0,11
48	A2,1	29,52	29,52	0
96	A2,2	30,38	30,36	-0,02
144	A2,3	29,48	29,49	0,01
192	A2,4	30,35	30,35	0
240	A2,5	30,41	30,4	-0,01
48	A3,1	28,94	28,94	0
96	A3,2	31,11	31,1	-0,01
144	A3,3	29,77	29,76	-0,01
192	A3,4	31,09	31,13	0,04
240	A3,5	30,91	30,91	0
48	A4,1	30,65	30,69	0,04
96	A4,2	29,92	29,96	0,04
144	A4,3	29,96	29,96	0
192	A4,4	29,85	29,9	0,05
240	A4,5	30,46	30,49	0,03

Tabela XXIV. *Varição de peso obtidos no ensaio de resistência a oxidação para as ligas da série B.*

Tempo (horas)	Amostra	Peso antes do ensaio (g)	Peso após o ensaio (g)	Varição de peso
48	B1,1	30,52	30,5	-0,02
96	B1,2	29,81	29,81	0
144	B1,3	30,43	30,43	0
192	B1,4	30,36	30,26	-0,1
240	B1,5	29,6	29,62	0,02
48	B2,1	30,24	30,23	-0,01
96	B2,2	30,02	30	-0,02
144	B2,3	29,76	29,73	-0,03
192	B2,4	30,65	30,59	-0,06
240	B2,5	30,97	30,94	-0,03
48	B3,1	29,58	29,58	0
96	B3,2	30,23	30,2	-0,03
144	B3,3	29,8	29,75	-0,05
192	B3,4	30,25	30,17	-0,08
240	B3,5	30,77	30,72	-0,05
48	B4,1	30,81	30,81	0
96	B4,2	30,26	30,22	-0,04
144	B4,3	30,3	30,28	-0,02
192	B4,4	30,61	30,56	-0,05
240	B4,5	30,8	30,76	-0,04

Os valores de variação de peso das tabelas XXIII e XXIV indicam que ocorreram ganhos de peso, diminuição de peso e pesos que se mantiveram constantes.

Partículas que se desprenderam das amostras durante o ensaio, perda de peso proveniente da descarbonetação e tamanho dos corpos de prova podem ser alguns dos fatores que influenciaram o ensaio.

5. CONCLUSÕES

Diante dos objetivos de investigar a possibilidade de obtenção de ferros fundidos nodulares com os requisitos típicos de coletor de escape sem tratamento de ferritização e de investigar a relação entre composição química, microestrutura e propriedades, obteve-se as seguintes conclusões:

a) Quanto ao atendimento das especificações no estado bruto de fusão:

a.1) Todas as ligas atenderam aos requisitos de no mínimo 80% de nodularização e mais que 100 nódulos/mm²;

a.2) Apenas as ligas com até 5% de silício e 0,5% de molibdênio atenderam ao requisito de 10% máximo de carbonetos e perlita em contorno de célula;

a.3) As ligas com 4% de silício com até 1,1% de molibdênio e com 5% de silício sem molibdênio atenderam completamente aos requisitos de propriedades mecânicas (LRT, LE, A e dureza);

a.4) Apenas a liga com 4% de silício e 0,5% de molibdênio atendeu simultaneamente aos requisitos de composição química, microestrutura e propriedades mecânicas;

b) Quanto aos efeitos da composição química na microestrutura :

b.1) As ligas sem molibdênio apresentaram matriz completamente ferríticas;

- b.2) Teores crescentes de silício e molibdênio provocaram um endurecimento da ferrita por solução sólida;
- b.3) Teores crescentes de molibdênio resultaram em um aumento na quantidade de perlita e carbonetos de Mo e redução no número de nódulos;
- b.4) Os carbonetos formados apresentaram distinta morfologia (espinha de peixe) e a perlita apresentou-se sob forma esferoidizada, sendo que ambos se localizaram preferencialmente em contorno de célula;
- c) Quanto ao efeito da composição química no coeficiente de expansão térmica linear e temperatura de transformação:
- c.1) O molibdênio não mostrou efeito significativo na temperatura de transformação e no coeficiente de expansão térmica linear;
- c.2) O silício aumentou a temperatura de transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ e diminuiu o coeficiente de expansão térmica linear da austenita. O silício não apresentou efeito significativo no coeficiente de expansão térmica linear da ferrita;
- c.3) O coeficiente de expansão térmica linear em baixas temperaturas (matriz ferrítica) é inferior aos valores do coeficiente de expansão térmica linear em altas temperaturas (matriz austenítica), devido ao maior fator de empacotamento da austenita;

d) Quanto aos efeitos da composição química nas propriedades mecânicas estáticas a temperatura ambiente e a 650°C:

d.1) As ligas com maior teor de silício e molibdênio apresentaram maior dureza, LRT e LE e menor alongamento em temperatura ambiente. Este fato deve-se ao endurecimento da ferrita por solução sólida causada pelo silício e pelo endurecimento por solução sólida, formação de carbonetos e perlita causada pelo molibdênio;

d.2) As ligas com diferentes teores de silício e sem molibdênio, para os ensaios realizados a 650°C, apresentaram resultados de LRT, LE e A semelhantes;

d.3) Todas as ligas, para os ensaios realizados a 650°C, apresentaram um aumento no LRT e LE e diminuição no alongamento para teores crescentes de molibdênio;

d.4) Nos ensaios realizados a 650°C observou-se que as ligas com menor teor de silício e adições de molibdênio apresentaram maior LRT e LE, comportamento oposto ao observado nos ensaios a temperatura ambiente;

e) Quanto ao efeito da composição química na resistência à oxidação:

e.1) O molibdênio não mostrou influência significativa na resistência a oxidação;

e.2) As ligas com 5% de silício apresentaram menor profundidade de camada oxidada;

e.3) O método da avaliação a resistência a oxidação através da variação do peso não se mostrou eficaz;

6. SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

1. Repetir o ensaio de oxidação com corpos de prova com dimensões maiores.
2. Avaliar a resistência a fadiga térmica e a fluência dos ferros fundidos nodulares ferríticos com alto silício ligados ao molibdênio no estado bruto de fusão visando estabelecer qual dos dois fenômenos é preponderante no ciclo térmico de um coletor e delinear qual a melhor estratégia microestrutural a ser desenvolvida para este componente.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] Indústria automobilística estimula investimentos em desenvolvimento de materiais. **Metalurgia & Materiais**, p. 374-385, ago. 1997.

[2] TORKINGTON, D.L. Ductile iron for Elevated Temperature Service. **Foundry M&T**, p. 24-30, July, 1983.

[3] FENTON, J. **Handbook of Vehicle Design Analysis**. SAE, 1999.

[4] BLAIR, G.P. **Design and Simulation of Four-Stroke Engines**. SAE, 1999.

[5] ROHRIG, K. Recentes Desenvolvimentos Tecnológicos em Ligas de Ferro para a indústria Automobilística. **Seminário ABIFA**, 1979.

[6] GUNDLACH, R.B. Elevated Temperature Properties of Alloyed Gray Irons for Diesel Engine Components. **AFS Transactions**, v. 86, p. 55-64, 1978.

[7] **Automotive Handbook**. Robert Bosch GmbH, 4. ed.1996.

[8] FAIRHURST, W.; ROHRIG, K. High Silicon Nodular Irons. **Foundry Trade Journal**, v. 146, p. 657-681, Mar. 1979.

[9] GUNDLACH, R.P.; WEBER, G.; SANTANAM, C.; THOMA, T. Thermal Fatigue Resistance of Silicon-Molybdenum Ductile Irons. **World Symposium on Ductile Iron**, Oct. 1998.

[10] ALVES, H.J.B.; MANTEL, M. Aços Inoxidáveis Ferríticos para Sistema de Exaustão de Automóveis. **Metalurgia e Materiais**, p. 56-57, jan/fev, 2001.

[11] WEBER, G.; FAUBERT, G.; ROTHWELL, M.; TAGG, A.; WIRTH, D.J. High Si-Mo Ductile Iron: Views from users and producers. **Modern Casting**, p. 48-51, Mar. 1998.

[12] SCHUYTEN, J. Heat Resisting Nodular Iron. **Casting Engineering**, p. 17-23, 1978.

[13] PARK, Y.J.; GUNDLACH, R.B.; THOMAS, R.G.; JANOWAK, J.F. Thermal Fatigue Resistance of Gray and Compacted Graphite Irons. **AFS Transactions**, v. 93, p. 415-422, 1985.

[14] GUNDLACH, R.B. The effects of Alloying Elements on the Elevated Temperature Properties of Gray Irons. **AFS Transactions**, v. 91, p. 389-422, 1983.

[15] NOGUCHI, T.; MUROGA, T.; MINOYA, K. e NAYUKI, H. Thermal deformation Characteristics of Low Thermal Expansion Cast Irons with Various Graphite Shapes. **AFS Transactions**, p. 287-293 1990.

[16] GUNDLACH, R.B. Thermal Fatigue Resistance of Alloyed Gray Irons for Diesel Engine Components. **AFS Transactions**, v. 87, p. 551-560, 1979.

[17] COSTA E SILVA, A. L.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. Eletrometal, 1988, p 24.

[18] **Metals Handbook – Desk Edition**. ASM, 1985, p 1.51.

[19] DAWSON, S. Propriedades Mecânicas e Físicas do ferro Fundido de Grafita Compacta (CGI) sob Temperaturas Elevadas. **SinterCast**, fev. 1994.

[20] ASKELAND, D. R. **The science and engineering of materials**. Ed. Chapman & Hall, 1990.

[21] THELNING, K. E. **Steel and it's heat treatment**. Butterworths, 1984.

[22] PALMER, K.B.; ROBSON, K. The effect of 0,5% per cent molybdenum on the creep properties of ferritic nodular graphite cast irons at 400°C and 450°C – a progress report. **BCIRA Journal**, v. 27, 1979.

[23] GUNDLACH, R.B. e WHELAN, E.P. Critical Temperatures in Ferritic Ductile Irons. **AFS Transactions**, p. 713-718, 1992..

[24] **Cast irons**. ASM International, Sept. 1996.

[25] ROEHRIG, K. Thermal Fatigue of Gray and Ductile Irons. **AFS Transactions**, v. 86, p. 75-88, 1978.

[26] BECKERT, E.A.; GUEDES, L.C. Ferros Fundidos com 4% de Silício. **Seminário ABM**, 1989.

[27] BECHET, S.; ROHRIG, K.. Fundiciones Ferríticas de Grafito Esferoidal Resistentes a Temperaturas Elevadas. **Colada**, v. 11, p. 195-205, 1978.

[28] FALLON, M. The high silicon and silicon-molybdenum ductile irons. **BCIRA Technology**, Report Number 9321, p. 10-12, Nov. 1993.

[29] OTT, S. M. **Fadiga térmica em ferros fundidos vermiculares**. 1999. Dissertação de Mestrado – Faculdade de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

[30] **Ductile Iron Data for Design Engineers**. Sorelmetal, 1990.

[31] MAITLAND, R.J. e HUGHES, I.C.H. Influence of Silicon Content on the growth and Scaling Resistance of Cast Iron with Nodular Graphite. **BCIRA Journal**, p. 203-223, 1958.

[32] GUNDLACH, R.B. Selecting materials for high temp exhaust manifold applications. **Modern Castings**, p. 49, Jan. 1990.

[33] DURAN, P.V.; BECKERT E.A.; MAIA, J.P.F. Ferros Fundidos Nodulares com Alto Teor de Silício. **Centro de Pesquisa e Desenvolvimento Fundação Tupy S.A.**, DT-489/85, 1985.

[34] HERTZBERG, R. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. John Wiley & Sons, 1996, ed. 4.

[35] COURTNEY, T.H. **Mechanical behavior of materials**. McGraw Hill, 1990.

[36] FULLER, A.G.; SANTOS A.B. de S. Propriedades Físicas e mecânicas de ferros Fundidos com Grafita Compacta – Parte 1. **Revista Metalurgia e Materiais**, p. 136-140, mar. 1997.

[37] REYNOLDS, C.F.; TAYLOR, H.F. Mechanical Properties of Spherulitic Graphite Cast Iron. **Transactions AFS**, v. 60, p. 687-713, 1952.

[38] TURNBULL, G.K.; WALLACE, J.F. Molybdenum Effect on Gray Iron Elevated Temperature Properties. **AFS Transactions**, v. 67, p. 35-46, 1959.

[39] PALMER, K.P. The mechanical and physical properties of engineering grades of cast iron up to 500°C. **BCIRA Journal**, Nov. 1987.

[40] DILEWIJNS, J.A. Properties of nodular iron at temperatures up to 500°C with emphasis on impact strength. **AFS**, June 1973.

[41] **Cast irons for applications requiring heat resistance.** BCIRA, Broadsheet 275, 1988.

[42] ROHRIG, K. Heat resistance spheroidal graphite irons with 4%Si and 1 to 3%Mo. **Giesserei**, v. 61, p. 197-202, 1974.

[43] TIMMERBIEL, H. Spheroidal graphite iron for applications involving mechanical, thermal and corrosive loading. **Giesserei**, p. 1-16, 1955.

[44] **Nodular cast iron.** Broschüre der Fachgemeinschaft, 1968.

[45] REIFFERSCHIED, K. Improvement of the creep rupture strength of spheroidal graphite iron. **Giesserei-Praxis**, p. 291-294, 1978.

[46] BEVAN, J.E. Room and elevated temperature properties of ductile irons containing 0 to 2,5% Molybdenum. **Climax Molybdenum Co. – Report ISJ-606**, 1971.

[47] DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica.** Editora Guanabara, 1981.

[48] FULLER, A.G.; SANTOS, A.B. de S. Propriedades Físicas e Mecânicas de Ferros fundidos com grafita Compacta – Parte 2. **Revista Metalurgia & Materiais**, p. 201-206, abr. 1997.

[49] PARK, Y.J.; GUNDLACH, R.B.; JANOWAK, J.F. Effects of Molybdenum on Thermal Fatigue Resistance of Ductile and Compacted Graphite Irons **AFS Transactions**, p. 267-272, 1982.

[50] CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1982, ed. 5.

[51] **Metals Handbook – Casting**. ASM, v. 15, 1988.

[52] **Metals Handbook – Mechanical testing**. ASM, v. 8, 1985.

[53] SPONSELLER, D.L.; SCHOLZ, W.G.; RUNDLE, D.F. Development of Low-Alloy Ductile Irons for Service at 1200-1500°F. **AFS Transactions**, v. 76, p. 353-368, 1968.

8. APÊNDICE

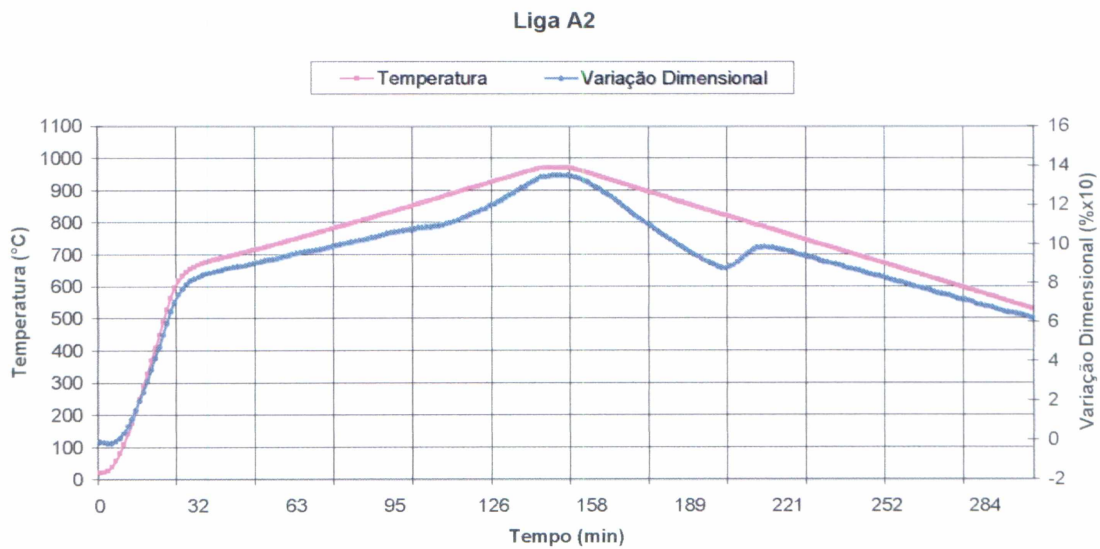
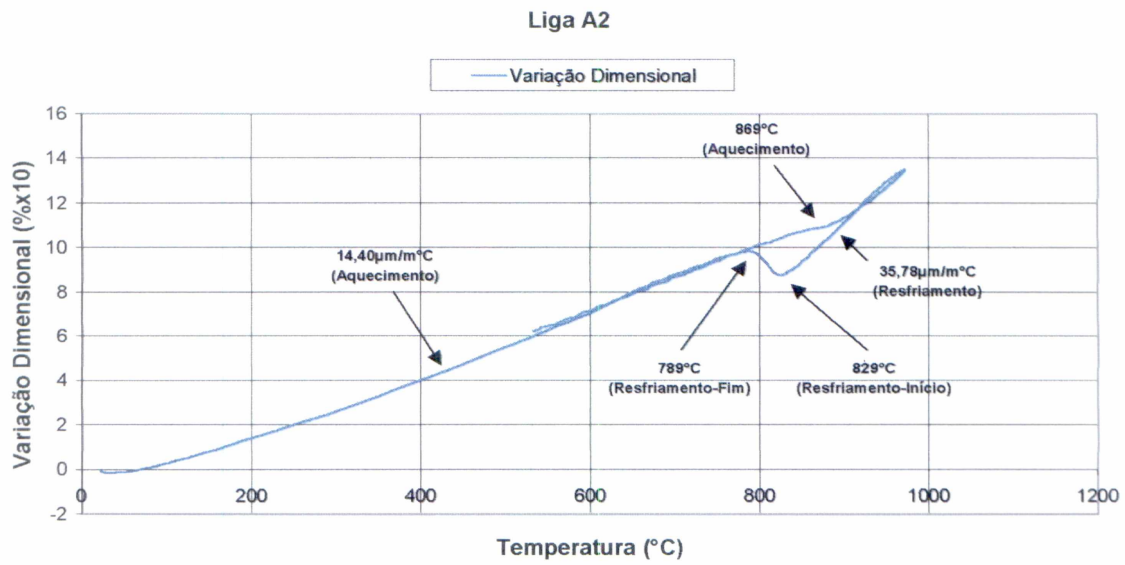


Figura 62. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga A2.

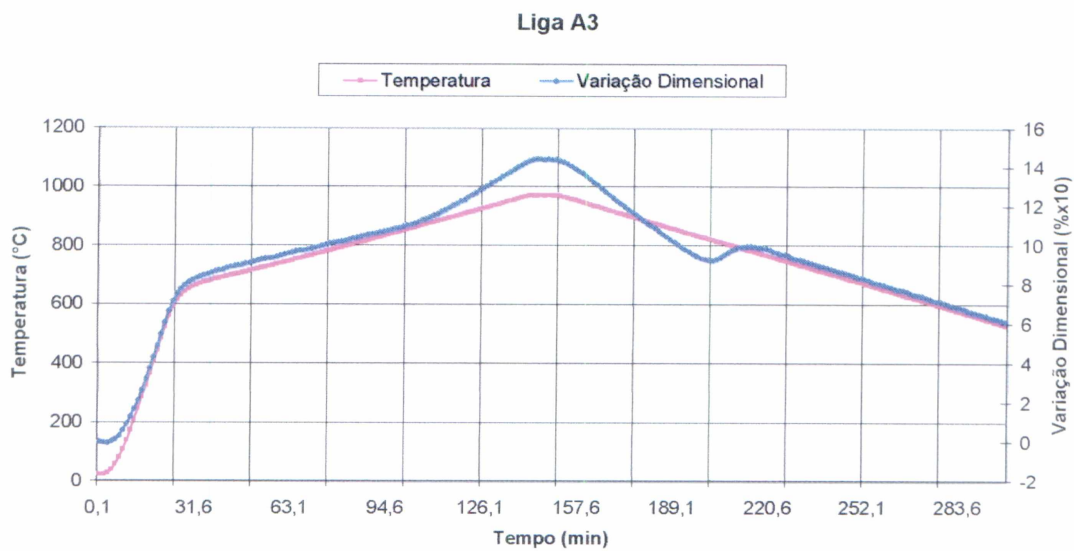
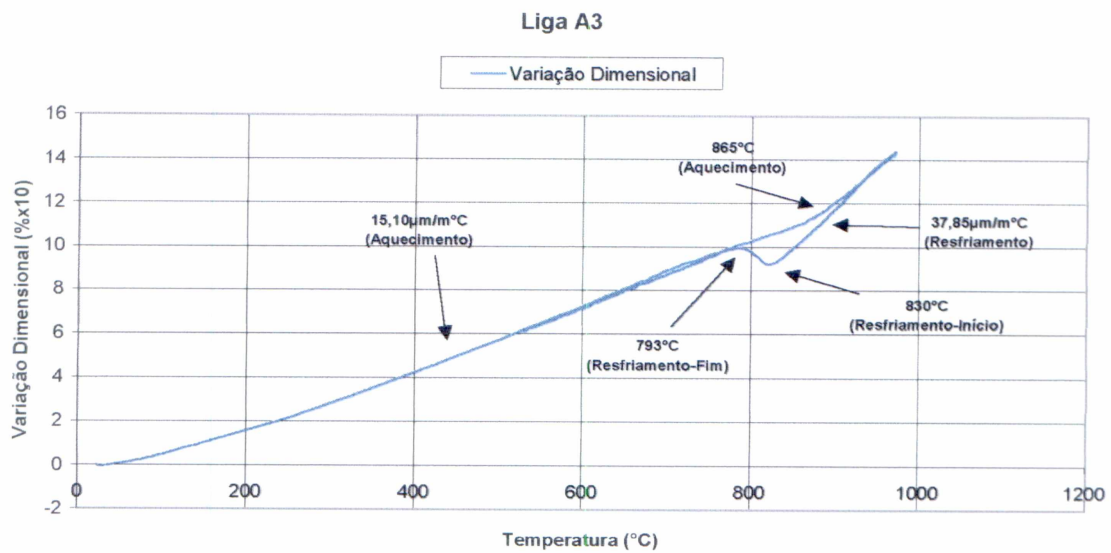


Figura 63. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga A3.

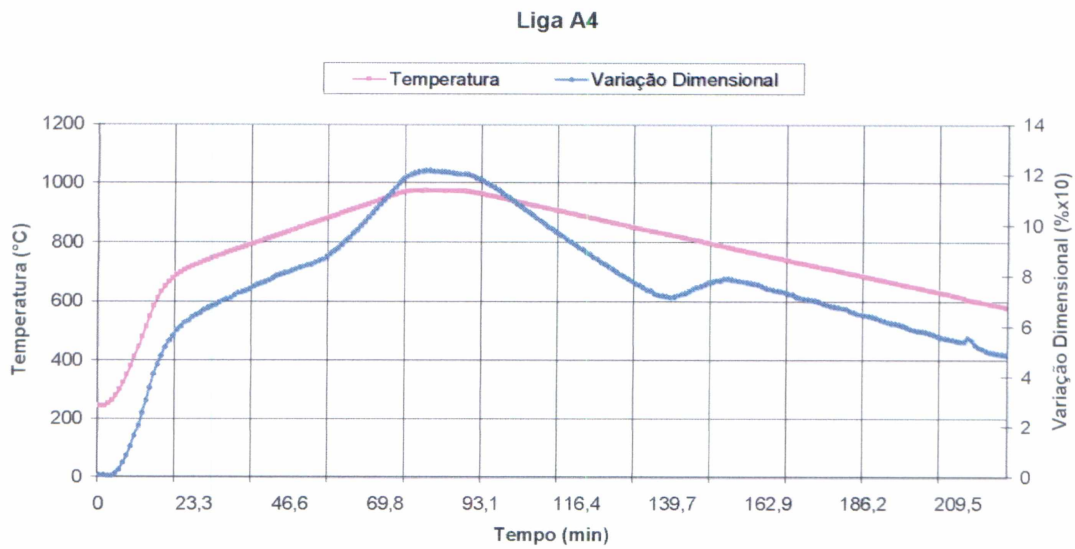
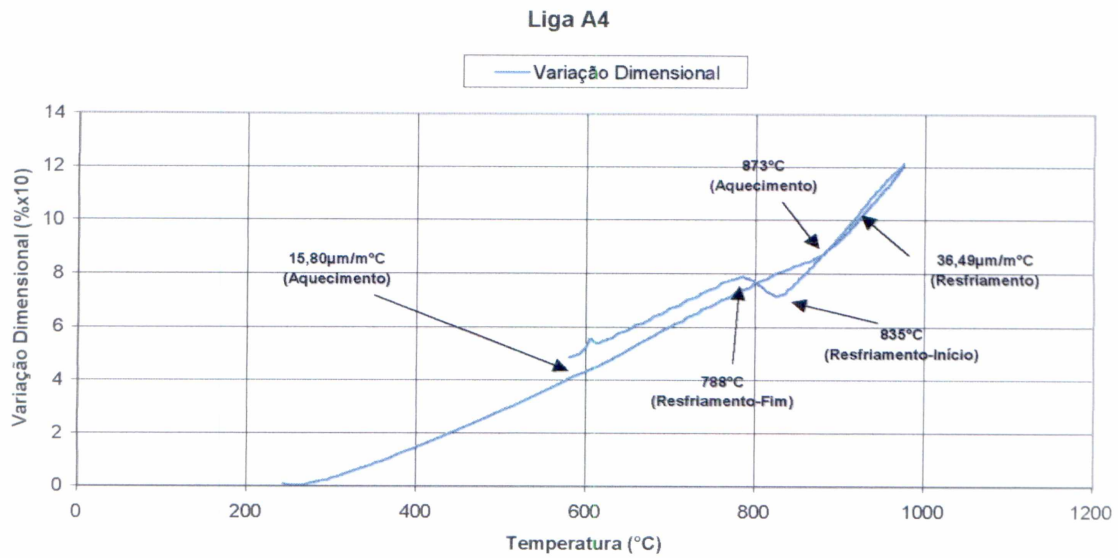


Figura 64. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga A4.

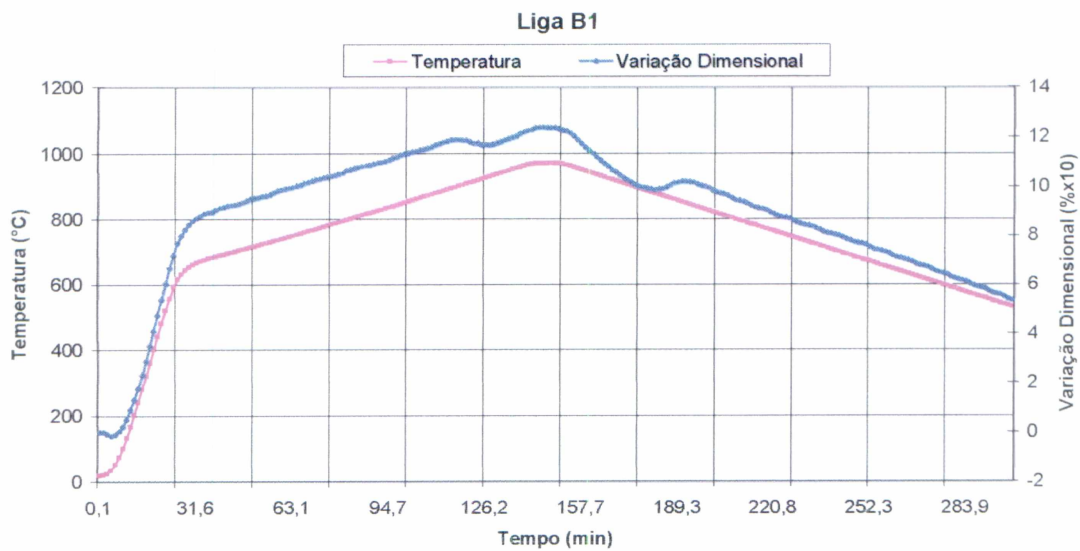
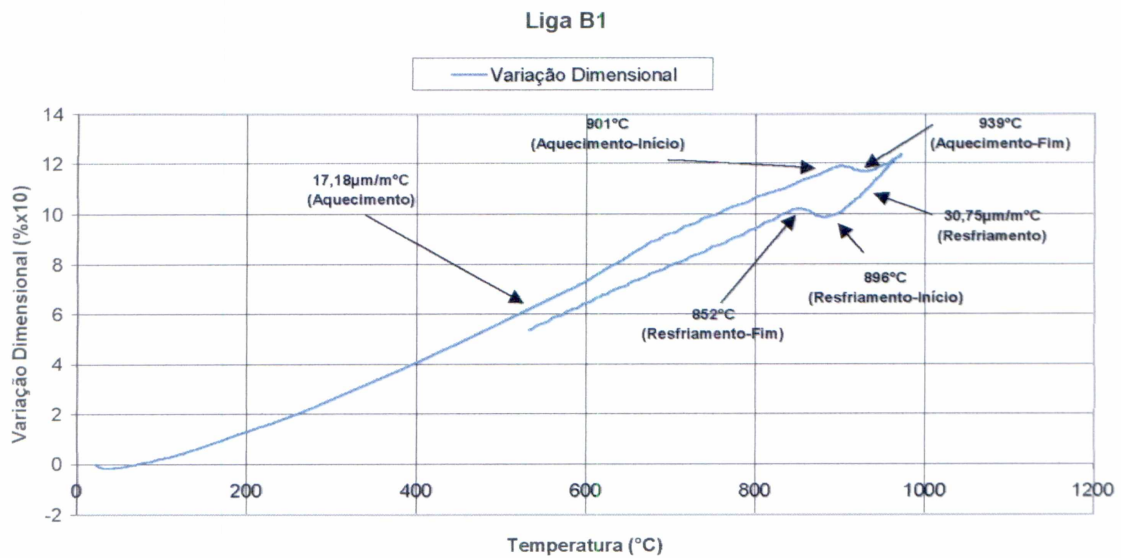


Figura 65. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga B1.

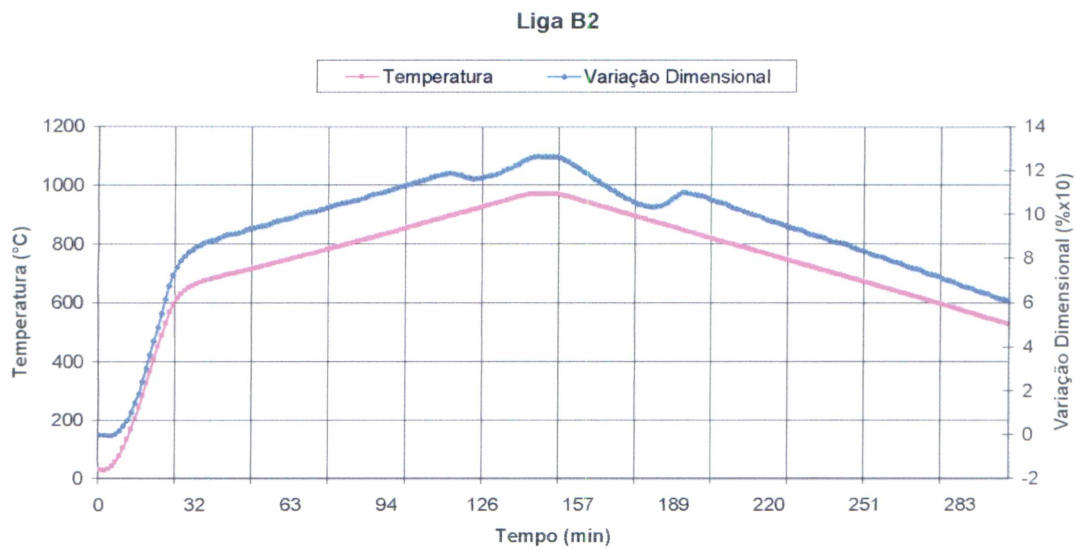
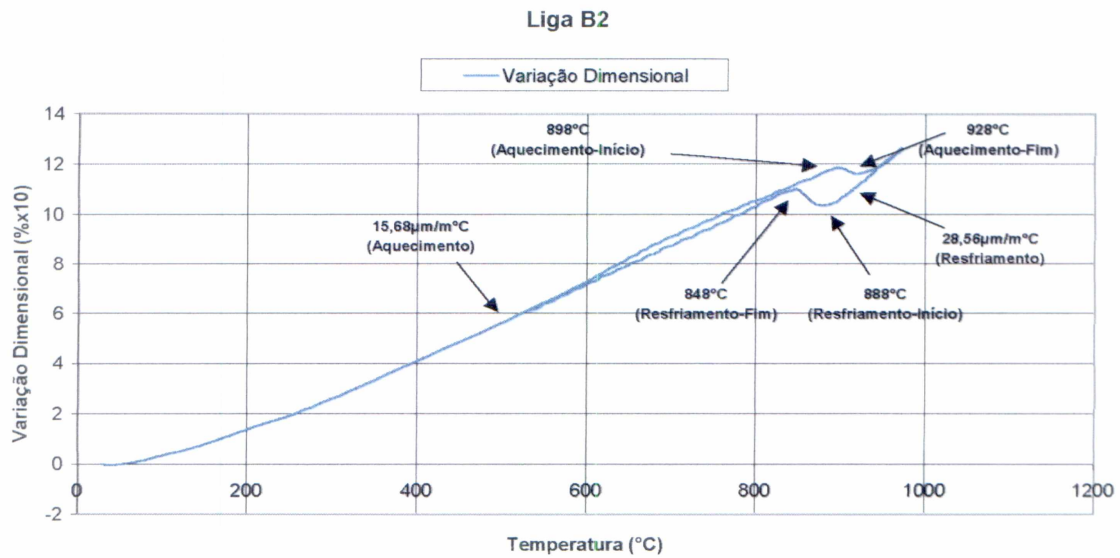


Figura 66. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga B2.

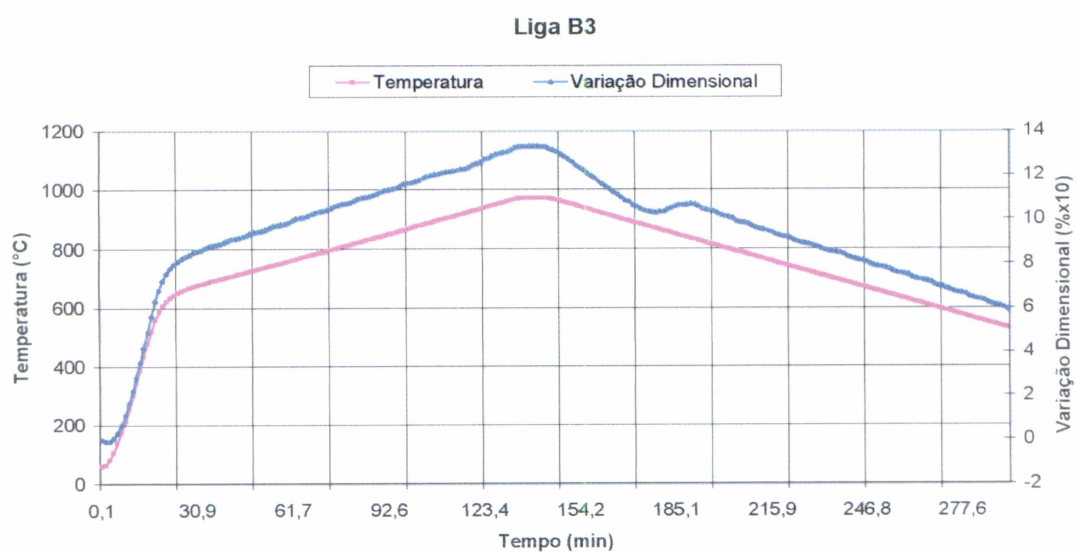
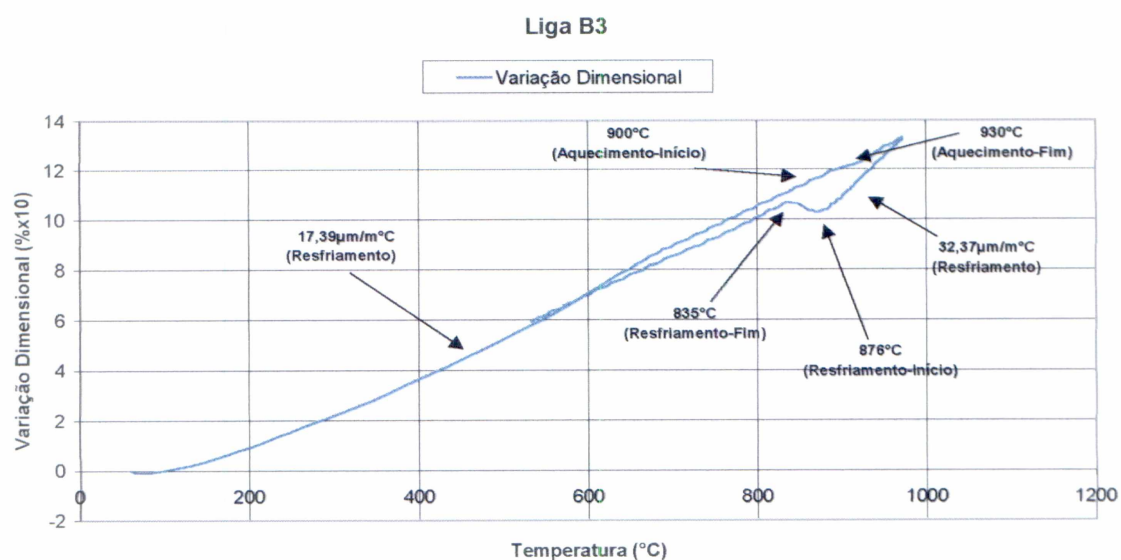


Figura 67. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga B3.

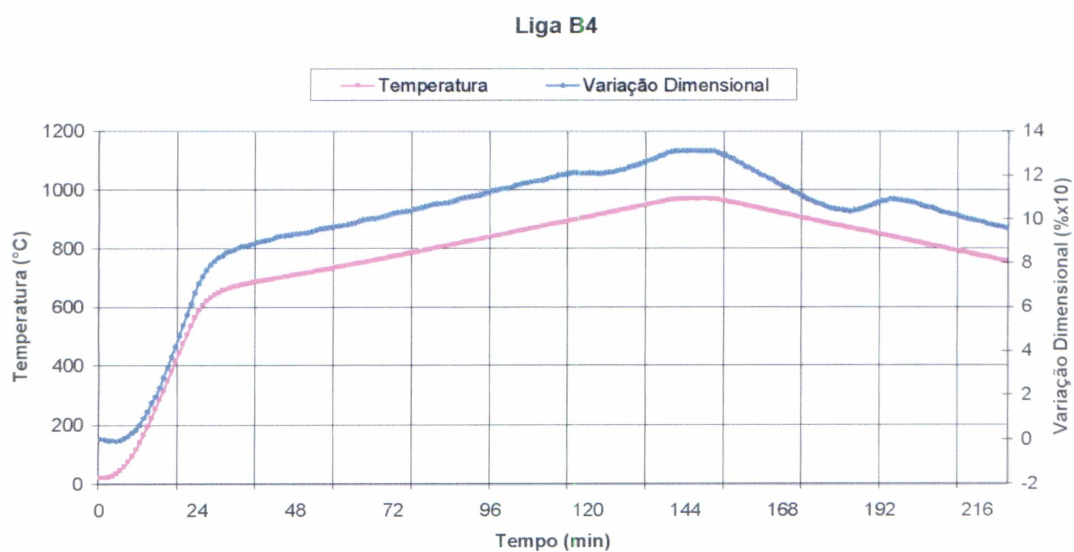
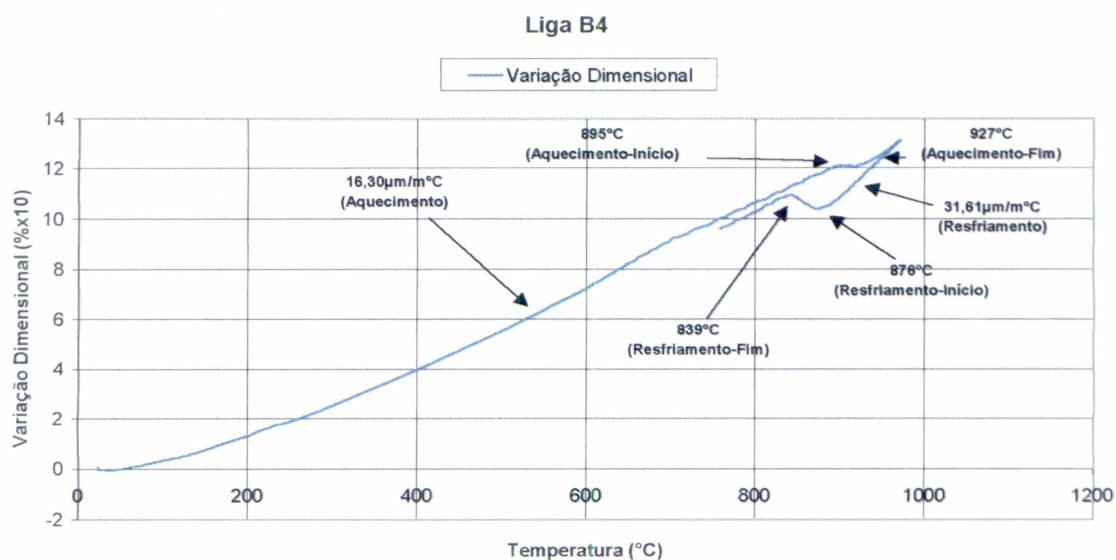


Figura 68. Resultado do ensaio dilatométrico para a liga B4.