

AMIR RIVAROLI JUNIOR

**INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS PARÂMETROS DE
PROCESSO DE FUNDIÇÃO DE FERROS FUNDIDOS ESPECIAIS**

Guaratinguetá

2014

AMIR RIVAROLI JUNIOR

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS PARÂMETROS DE
PROCESSO DE FUNDIÇÃO DE FERROS FUNDIDOS ESPECIAIS

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, para a
obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla.
Co Orientadora: Profa. Dra. Cristina Ares Elisei.

Guaratinguetá

2014

R61
8i

Rivaroli Junior, Amir

Influência dos elementos de liga nos parâmetros de processo de fundição de ferros fundidos especiais./ Amir Rivaroli Junior – Guaratinguetá, 2014.

124 f : il.

Bibliografia: f. 120-124

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014.

Orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla

Coorientadora: Prof^{fa} Dr^a Cristina Ares Elisei

1. Ferro fundido 2. Análise térmica I. Título

CDU 669.13(043)

AMIR RIVAROLI JUNIOR

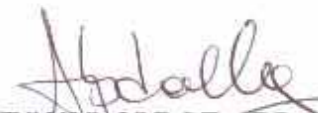
**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
UNESP/EEG


Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
UNESP/FEG


Prof. Dr. OLIVÉRIO MOREIRA DE MACEDO SILVA
IAE/DCTA

Agosto de 2014

DADOS CURRICULARES

AMIR RIVAROLI JUNIOR

NASCIMENTO	14.01.1966 – SÃO PAULO / SP
FILIAÇÃO	Amir Rivaroli Odethe Alves Rivaroli
1997/1998	Curso Técnico em Metalurgia na Escola Senai Nadir Dias de Figueiredo de Osasco/SP.
1990/1995	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica na UNITAU - Universidade de Taubaté.
2007/2009	Curso de Especialização em Pós Graduação em Tecnologia de Fundição no IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo.

Dedico este trabalho, a minha família que soube compreender a importância do curso na minha carreira profissional e a Deus, ambos me deram forças nos momentos difíceis quando por várias vezes pensei em desistir dessa luta.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus e a todas as pessoas que me ajudaram na elaboração deste trabalho, na preparação das amostras e na obtenção dos resultados.

À minha família que me apoiou em todos os momentos, nesta jornada difícil.

À minha esposa *Cláudia M. S. Rivaroli*, que sempre me incentivou e soube compreender este momento importante na minha vida.

Ao professor *Dr. Antonio Jorge Abdalla*, agradeço ao seu auxílio e compreensão, que para mim, foi essencial para a conclusão deste trabalho, além de principalmente sua amizade.

À Professora *Dra. Cristina Ares Elisei*, que me apoiou e me incentivou na realização deste trabalho.

Ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP pelo apoio na realização deste trabalho de mestrado.

À empresa Gerdau S/A – Unidade de Aços Especiais de Pindamonhangaba que forneceu material e acreditou na realização deste respectivo trabalho.

“O único lugar onde o sucesso vem antes do trabalho
é no dicionário.”

Albert Einstein

“A dúvida é o princípio da sabedoria.”

Aristóteles

RESUMO

Rivaroli, A. J. Influência dos elementos de liga nos parâmetros de processo de fundição de ferros fundidos especiais. 2014. 124f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

Os ferros fundidos especiais podem oferecer boas propriedades mecânicas e tecnológicas para uma ampla gama de aplicações. A morfologia da grafita e a condição da estrutura metalúrgica do material tem efeito direto nas propriedades mecânicas. Foram estudadas as influências dos elementos de liga e inoculação sobre o resultado de dureza de seis ligas, divididas em três classes distintas, duas ligas em ferro fundido nodular, quatro ligas em ferro fundido do tipo Ni-HARD, sendo duas normais e duas microligadas. Foi utilizado como técnica auxiliar, os resultados de análise térmica antes da solidificação e verificado a correlação dos elementos com o auxílio de software estatístico. Verificou-se que os elementos químicos analisados e a inoculação nas ligas estudadas, tiveram influência nos valores de dureza. Na maioria dos grupos ocorreu recalescência, com exceção para o grupo de Ni-HARD microligado ao vanádio.

PALAVRAS-CHAVE: Ferros fundidos especiais, dureza, recalescência, análise térmica.

ABSTRACT

Rivaroli, A. J. Influence of alloying elements on the casting process of special cast iron. 2014. 124f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

The special cast irons can offer good mechanical and technological properties for a wide range of applications. The graphite morphology and the condition of the metallurgical structure of the material has direct effect on the mechanical properties. Were studied the influence of alloying elements and inoculation on the result of hardness of six leagues, divided into three distinct classes, two leagues in nodular cast iron, four cast-iron alloys of type Ni-Hard, being two normal and two microalloyed. It was used as an auxiliary technique, the results of thermal analysis before solidification and verified the correlation of elements with the aid of statistical software. It was found that the chemical elements analyzed and inoculation studied leagues, had influence on hardness values. In most groups occurred recalescence, except for the Ni-Hard Group microalloyed to vanadium.

KEYWORDS: Special cast iron, hardness, recalescence, thermal analysis.

LISTA DE FIGURAS

1. Diagrama de equilíbrio Fe-C e Fe-Fe ₃ C, representando zonas de transformações...	24
2. Microestrutura típica de um ferro fundido branco no estado bruto de fundição.....	26
3. Microestrutura típica de um ferro fundido maleável de núcleo branco.....	28
4. Tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos.....	30
5. Aspectos de veios de grafita observados em MEV após ataque.....	30
6. Curva típica de resfriamento de ferros fundidos cinzentos.....	31
7. Aspectos de nódulos de grafita observados em MEV.....	33
8. Microestruturas típicas de um ferro fundido nodular bruto de fundição.....	34
9. Microestrutura típica de ferro fundido vermicular ligado ao Si e Mo.....	36
10. Microestruturas de ferros fundidos ligados.....	37
11. Microestruturas de ferros fundidos ligados.....	37
12. Curvas típicas de resfriamentos de ferros fundidos.....	41
13. Efeito do tempo sobre a nodulização no ferro fundido nodular.....	47
14. Exemplo de regiões da prova de coquilha.....	49
15. Fotos de fraturas de ferro fundido cinzento.....	49
16. Principais técnicas de análises térmicas existentes.....	51
17. Curvas de resfriamento e diagrama de fases para as ligas A e B.....	52
18. Curva de resfriamento para um ferro fundido com 3,2 % C.....	53
19. Curva de resfriamento e taxa de resfriamento obtido por Análise Térmica Diferencial liga: Fe 1,01 % C; 0,25 % Si; 0,46 % Mn.....	54
20. Sistema Fe-C Estável com adição de Si.....	55
21. Cadinho utilizado para controle de análise térmica.....	57
22. Parâmetros de curva de resfriamento de uma curva de análise térmica.....	58
23. Influência dos fatores (a) composição química, (b) taxa de resfriamento, (c) nodulização e (d) inoculação.....	59
24. Curvas com tipo de grafita lamelar.....	60
25. Exemplo de Espectrômetro de Raio X.....	61
26. Exemplo de retirada de amostra para análise térmica.....	64

27. Curva de análise térmica obtida durante fundição de peça.....	65
28. Aparelho Equotip utilizado para medição de dureza Equotip.....	67
29. Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo I.....	71
30. Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo II.....	71
31. Dureza em função do grau de inoculação – Grupo I.....	75
32. Dureza em função do grau de inoculação – Grupo II.....	75
33. Dureza na escala Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo I.....	76
34. Dureza Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo II.....	76
35. Dureza na escala Vickers em função da Recalescência – Grupo I.....	77
36. Dureza na escala Vickers em função da Recalescência – Grupo II.....	77
37. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Cromo – Grupo I.....	78
38. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Cromo – Grupo II.....	78
39. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Silício – Grupo I.....	79
40. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Silício – Grupo II.....	79
41. Recalescência em função da porcentagem da Inoculação – Grupo I.....	80
42. Recalescência em função da porcentagem da Inoculação – Grupo II.....	80
43. Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo I.....	81
44. Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo II.....	81
45. Recalescência em função da porcentagem de Cromo – Grupo I.....	82
46. Recalescência em função da porcentagem de Cromo – Grupo II.....	82
47. Microestrutura comparativa de peças do Grupo I.....	83
48. Microestrutura comparativa de peças do Grupo II.....	84
49. Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo III.....	87
50. Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo IV.	88
51. Dureza na escala Vickers em função do grau de inoculação – Grupo III.....	91
52. Dureza na escala Vickers em função do grau de inoculação – Grupo IV.....	92
53. Dureza na escala Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo III.....	92

54. Dureza na escala Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo IV.....	93
55. Dureza na escala Vickers em função da Recalescência – Grupo III.....	93
56. Dureza na escala Vickers em função da Recalescência – Grupo IV.....	94
57. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Cromo – Grupo III.....	94
58. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Cromo – Grupo IV.....	95
59. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Silício – Grupo III.....	95
60. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Silício – Grupo IV.....	96
61. Recalescência em função da porcentagem da Inoculação – Grupo III.....	96
62. Recalescência em função da porcentagem da Inoculação – Grupo IV.....	97
63. Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo III.....	97
64. Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo IV.....	98
65. Recalescência em função da porcentagem de Cromo – Grupo III.....	98
66. Recalescência em função da porcentagem de Cromo – Grupo IV.....	99
67. Microestrutura comparativa de peças do grupo III.....	100
68. Microestrutura comparativa de peças do grupo IV.....	100
69. Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo V.....	103
70. Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo VI.	104
71. Dureza na escala Vickers em função do grau de inoculação – Grupo V.....	106
72. Dureza na escala Vickers em função do grau de inoculação – Grupo VI.....	107
73. Dureza na escala Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo V.....	107
74. Dureza na escala Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo VI.....	108
75. Dureza na escala Vickers em função da Recalescência – Grupo V.....	108
76. Dureza na escala Vickers em função da Recalescência – Grupo VI.....	109
77. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Cromo – Grupo V.....	109
78. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Cromo – Grupo VI.....	110
79. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Silício – Grupo V.....	110
80. Dureza na escala Vickers em função da porcentagem de Silício – Grupo VI.....	111
81. Recalescência em função da porcentagem da Inoculação – Grupo V.....	111
82. Recalescência em função da porcentagem da Inoculação – Grupo VI.....	112

83. Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo V.....	112
84. Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo VI.....	113
85. Recalescência em função da porcentagem de Cromo – Grupo V.....	113
86. Recalescência em função da porcentagem de Cromo – Grupo VI.....	114
87. Recalescência em função da porcentagem de Vanádio – Grupo V.....	114
88. Recalescência em função da porcentagem de Vanádio – Grupo VI.....	115
89. Microestrutura comparativa de peças do grupo V.....	116
90. Microestrutura comparativa de peças do grupo VI.....	116

Lista de Quadros

1. Efeitos dos principais elementos químicos nos ferros fundidos cinzentos.....43
2. Efeitos dos principais elementos químicos nos ferros fundidos nodulares.....45

LISTA DE TABELAS

1. Composição química típica de ferro fundido branco com alto teor de cromo.....	25
2. Composição química típica de ferro fundido cinzento.....	28
3. Composição química típica de ferro fundido nodular.....	34
4. Variação de composição química entre as ligas do grupo I e II.....	62
5. Variação de composição química entre as ligas do grupo III e IV.....	63
6. Variação de composição química entre as ligas do grupo V e VI.....	63
7. Valores médios de análise química, inoculação e dureza dos grupos I e II.....	69
8. Média das análises das 12 amostras do grupo I e das 12 amostras do grupo II.....	73
9. Fatores de correlação R-Sq utilizados.....	74
10. Valores médios de análise química, inoculação e dureza dos grupos III e IV.....	86
11. Média das análises das 12 amostras do grupo III e das 9 amostras do grupo IV....	90
12. Valores médios de análise química, inoculação e dureza - grupos V e VI.....	102
13. Média das análises das 12 amostras do grupo V e 12 amostras do grupo VI.....	105

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ICTA – International Confederation for Thermal Analysis.

IUPAC – International Union of Pure and Applied Chemistry.

ASTM – American Society for Testing and Materials.

DTA – Análise Térmica Diferencial

DSC – Calorimetria Diferencial de Varredura

CE – Carbono Equivalente

TTT – Temperatura Tempo Transformação

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

DIN – Deutsches Institut für Normung

CONAF – Congresso Nacional de Fundação

IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo

LISTA DE SÍMBOLOS

Não teve a necessidade de se introduzir símbolos, foi deixado este tópico para se manter a formatação do trabalho.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS.....	i
RESUMO.....	iii
ABSTRACT.....	iv
LISTA DE FIGURAS.....	v
LISTA DE QUADROS.....	ix
LISTA DE TABELAS.....	x
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	xi
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xii
SUMÁRIO.....	xiii
CAPÍTULO 1 – Introdução.....	21
1.1 Objetivos.....	22
1.2 Justificativa.....	22
CAPÍTULO 2 – Revisão bibliográfica.....	23
2.1. Classificação dos ferros fundidos.....	23
2.1.1. Introdução.....	23
2.1.2. Características importantes.....	23
2.1.3. Ferro Fundido Branco.....	25
2.1.4. Ferro Fundido Mesclado.....	27
2.1.5. Ferro Fundido Cinzento.....	28
2.1.6. Ferro Fundido Nodular.....	31
2.1.7. Ferro Fundido Vermicular.....	35
2.1.8. Ferros Fundidos Especiais.....	36
2.2. Processos de fabricação dos ferros fundidos.....	38
2.2.1. Controle do processo de inoculação.....	40
2.3 Seleção e efeitos gerais dos principais elementos de liga.....	41
2.3.1. Elementos químicos utilizados na composição química de ferros fundidos.....	42
2.3.2. Efeitos dos elementos químicos principais nos ferros fundidos.....	43
2.3.3. Efeitos dos elementos químicos nos ferros fundidos cinzentos e nodulares.....	43

2.3.4. Considerações finais sobre os elementos químicos nos ferros fundidos cinzentos e nodulares.....	46
2.4. Defeitos característicos de processo de fundição de ferros fundidos.....	46
2.5. Método para controle dos processos de fundição.....	48
2.5.1. Análise de fratura de amostra do banho líquido dos ferros fundidos.....	48
2.5.2. Introdução às técnicas de Análise Térmica.....	50
2.5.3. Técnicas de Análise Térmica utilizada na construção de diagramas binários de fase.....	51
2.5.4. Vantagens da utilização da análise térmica.....	57
2.5.5. Fatores que afetam as curvas de análise térmica.....	58
CAPÍTULO 3 – Materiais e Métodos	61
3.1. Grupos de ligas estudadas.....	61
3.2. Levantamento e análise das curvas de análise térmica.....	63
3.3. Análise das composições médias de cada grupo através do Thermocalc.....	66
3.4. Medidas de dureza nas peças elaboradas por grupos de trabalho.....	66
3.5. Análises comparativas de dureza das amostras por grupo de resultados encontrados de análise térmica.....	67
3.6. Inoculações utilizadas nos grupos de peças fundidas.....	68
3.7. Preparações metalográficas e caracterização de amostra correspondente de cada grupo estudado.....	68
CAPÍTULO 4 – Resultados e discussões.....	69
4.1. Resultados e discussões dos grupos I e grupo II.....	69
4.1.1. Resultados de composição, inoculação e dureza, grupos I e II.....	69
4.1.2. Resultados de análise térmica, grupos I e II.....	70
4.1.3. Resultados dos valores encontrados de dureza, carbono equivalente e inoculação dos grupos I e II.....	74
4.1.4. Micrografia de amostras de peças elaboradas de acordo com os grupos I e II...83	
4.1.5. Discussões e interações dos resultados encontrados nos grupos I e II.....	84
4.2. Resultados e discussões do grupo III e grupo IV.....	85

4.2.1. Resultados de composição química, inoculação e dureza, grupos III e IV.....	85
4.2.2. Resultados de análise térmica, grupos III e IV.....	87
4.2.3. Resultados comparativos dos valores encontrados de dureza, carbono equivalente e inoculação dos grupos III e IV.....	91
4.2.4. Micrografia de amostras de peças elaboradas de acordo com os grupos III e IV.....	99
4.2.5. Discussões e interações dos resultados encontrados nos grupos III e IV.....	101
4.3. Resultados e discussões dos grupos V e grupo VI.....	102
4.3.1. Resultados de composição, inoculação e dureza, grupos V e VI.....	102
4.3.2. Resultados de análise térmica, grupos V e VI.....	103
4.3.3. Resultados dos valores encontrados de dureza, carbono equivalente e inoculação dos grupos V e VI.....	106
4.3.4. Micrografia de amostras de peças elaboradas de acordo com os grupos V e VI.....	115
4.3.5. Discussões e interações dos resultados encontrados nos grupos V e VI.....	117
CAPÍTULO 5 – Conclusões.....	118
CAPÍTULO 6 – Referências Bibliográficas.....	120

CAPÍTULO 1 – Introdução

Os ferros fundidos especiais podem oferecer boas propriedades mecânicas e tecnológicas para uma ampla gama de aplicações. Cada vez mais, ao se projetar equipamentos ou peças, a estrutura e a condição base do metal têm de ser estudados de maneira mais eficaz. A morfologia da grafita e a condição da estrutura metalúrgica do material tem efeito direto nas propriedades mecânicas desses materiais. Para assegurar um nível constante de propriedades mecânicas e microestrutura, as condições de elaboração precisam ser entendidas claramente.

A forma e tamanho da grafita e a distribuição é influenciada por diferentes variáveis metalúrgicas: composição química da carga, elementos de liga, potencial de nucleação e velocidade de resfriamento em diferentes seções do fundido. A dispersão dessas variáveis influenciará diretamente na microestrutura e nas propriedades dos ferros fundidos especiais.

As propriedades dos ferros fundidos dependem diretamente das taxas de resfriamento ao qual o metal é submetido durante a sua fundição, taxas elevadas podem levar a uma formação excessiva de carbonetos, taxas baixas podem levar a uma formação excessiva de grafita, em ambos os casos, pode ser prejudicial à qualidade dos materiais fundidos.

O processo de solidificação dos ferros fundidos é acompanhado de alterações nas curvas de resfriamento durante o início e final do processo, a liberação de calor latente durante o processo indica variações nas porções de fases formadas. Para determinar o entendimento das fases formadas, técnicas foram desenvolvidas, desde análise da fratura com utilização de provas de coquilhas em cunhas vazadas em moldes de areia, onde a experiência do fundidor era fundamental para compreensão da análise da fratura, até a utilização de técnicas de análise térmica, onde o controle de processo do metal líquido é realizado através da derivação da curva de resfriamento em relação ao tempo (análise térmica diferencial), que amplia o fenômeno, e permite uma maior precisão nas medidas das temperaturas de transformação.

Com a ampliação do estudo das técnicas de análise térmica pode-se rapidamente calcular o Carbono Equivalente (CE) e os teores aproximados de carbono e silício das ligas elaboradas, bem como corrigir pequenas variações de temperatura, composição química e eficiência da inoculação antes do metal ter sido fundido.

1.1 Objetivos

Este trabalho tem o objetivo de estudar a influência dos elementos de liga nos processos de fundição de ferros fundidos especiais com diferentes composições químicas.

1.2 Justificativa

Ajudar a entender as dificuldades de elaboração de ligas especiais de ferros fundidos, bem como determinar a influência dos elementos de liga nos processos de fundição.

CAPÍTULO 2 – Revisão bibliográfica

2.1 - Classificações dos ferros fundidos

2.1.1 – Introdução

Os Ferros Fundidos são ligas do sistema Fe-C-Si contendo teores de carbono acima de 2 %. Sua microestrutura pode apresentar parte do carbono sob a forma de grafita ou de cementita (Fe_3C). Em ambas as formas, os ferros fundidos apresentam ductilidade insuficiente para operações de conformação mecânica. Deste modo, os componentes fabricados em ferros fundidos só podem ser obtidos pelos processos de fundição. Outra característica relevante nos ferros fundidos é a sua relativa facilidade de fusão quando comparado aos aços com baixo teor de carbono. (MOREIRA *et al*, 2007).

Os ferros fundidos caracterizam-se por apresentarem reação eutética durante sua solidificação. Tipos de ferro fundido: branco, cinzento, maleável, mesclado, nodular e vermicular (GARCIA, 2001).

2.1.2 Características importantes:

Os ferros fundidos no estado bruto de fundição têm suas propriedades mecânicas definidas pela microestrutura, mais precisamente, pela forma em que o carbono encontra-se combinado:

- na forma de grafita apresenta dureza baixa, baixa resistência mecânica e boa usinabilidade;

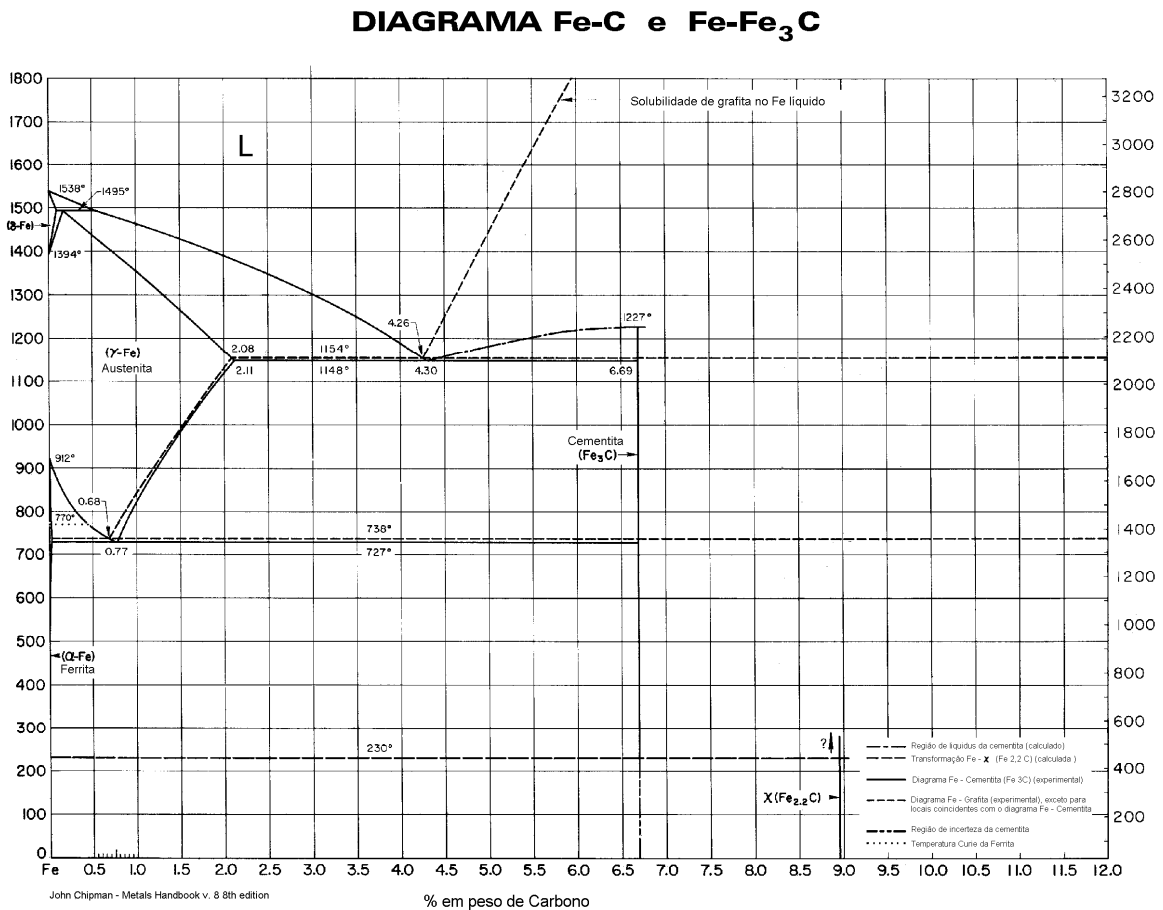
- na forma de cementita, apresenta dureza elevada, alta resistência mecânica e ao desgaste e baixa tenacidade.

- tratando-se de ligas Fe-C-Si, o estudo da solidificação dos ferros fundidos é fundamentado no diagrama ternário Fe-C-Si. Entretanto, para teores de até 3 % de Si, os cortes pseudobinários do diagrama Fe-C-Si é muito similar ao diagrama Fe-C. De fato, ocorre uma diminuição da quantidade de C do ponto eutético e uma pequena alteração das temperaturas que representam o equilíbrio. Assim a solidificação dos ferros fundidos contendo grafita pode ser estudada com o diagrama estável Fe-C considerando-se ao invés de carbono, uma grandeza

denominada carbono equivalente (CE). O carbono equivalente (CE) considera os efeitos do Si e P sobre o ponto eutético do diagrama Fe-C.

A porcentagem de carbono correspondente ao eutético do diagrama estável é de 4,26%. Entretanto, emprega-se uma aproximação, considerando como eutético aqueles que possuem CE = 4,3%. O estudo da solidificação dos ferros fundidos sem grafita (ferros fundidos brancos) é realizado com o auxílio do diagrama metaestável Fe-Fe₃C e a dos ferros fundidos contendo grafita com o diagrama estável Fe-C (SOUZA SANTOS *et al*, 1991). A Figura 1 demonstra o diagrama Fe-C e Fe-Fe₃C.

Figura 1 – Diagrama de equilíbrio Fe-C e Fe-Fe₃C, representando as zonas de transformações.



Fonte: (SOUZA SANTOS *et al*, 1991).

2.1.3 Ferro Fundido Branco

São ligas do sistema Fe-C-Si, contendo baixos teores de Si e que apresentam o carbono quase que inteiramente na forma de Fe_3C , formando um constituinte com a austenita, denominado ledeburita. Apresenta elevada dureza, ductilidade nula e fratura de coloração clara. Ligas de ferro fundido branco com alto teor de cromo são extensivamente utilizados em aplicações onde a resistência ao desgaste por abrasão é requerida, exemplo processamento de minerais e bombas lamas abrasivas (KARANTZAILS *et al*, 2009).

A microestrutura em que todo o carbono está na forma de cementita (Fe_3C), mostrando uma superfície de fratura clara. Suas propriedades, devido a altas quantidades de cementita, são a elevada dureza e resistência ao desgaste (SILVA, 2007).

A composição química típica com os principais elementos de liga de ferro fundido branco de alto teor de cromo é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química típica de ferro fundido branco com alto teor de cromo.

Elementos principais	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
% peso (intervalo)	1,80	0,50	0,25	0,06	0,06	11,0	0,50	0,50
	3,60	1,90	0,80	0,20	0,20	28,0	1,50	3,50

Fonte: Autor.

Efeito dos elementos de liga principais:

Mn - estabiliza a cementita;

Ni – endurecimento por solução sólida e desloca a curva TTT para a direita;

Cr, Mo – formadores de carbonetos que aumentam a resistência ao desgaste;

Propriedades típicas como: elevada dureza, baixa tenacidade, elevada resistência ao desgaste, baixa usinabilidade.

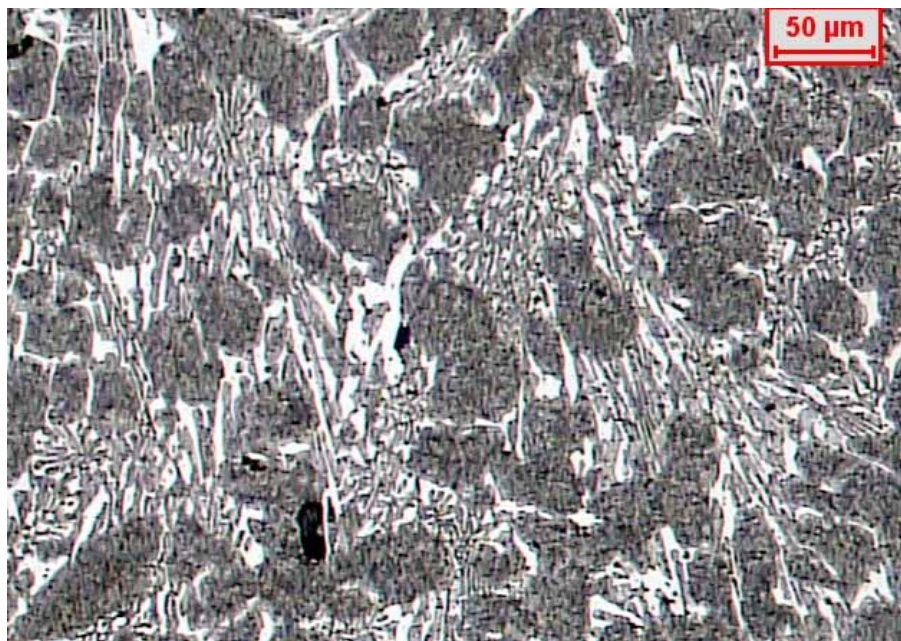
O efeito dos elementos de liga adicional em ferros com teor de Cr tem sido muito estudado. Normalmente, adições de liga, tais como molibdênio, manganês, níquel e cobre são utilizados para aumentar a temperabilidade e para evitar formação de perlita nas seções mais espessas de peças fundidas. Ligas com os elementos vanádio, molibdênio e tungstênio foram desenvolvidos para aplicações especiais como cilindros de trabalho de laminação a quente. Excesso de elementos de liga também deve ser evitado, uma vez que aumenta o processo de desestabilização e os níveis de austenita retida, resultando em baixa resistência à abrasão (WIENGMOON, 2005).

Aplicações típicas dos ferros fundidos brancos:

- equipamentos de manuseio de terra, mineração e moagem;
- rodas de vagões;
- revestimentos e bolas de moinho;

A Figura 2 representa uma microestrutura típica de um ferro fundido branco com alto teor de cromo.

Figura 2 – Microestrutura típica de um ferro fundido branco com alto teor de cromo no estado normalizado + revenido. Matriz composta por martensita revenida mais carbonetos primários do tipo M_7C_3 . Ataque nital a 2%.



Fonte: Autor

2.1.4 Ferro Fundido Mesclado

Ferros fundidos mesclados (maleáveis) é uma classe de ferros fundidos com propriedades mecânicas e resistência que são intermediárias entre os ferros fundidos cinzentos e ou ferros fundidos nodulares. O ferro fundido mesclado é primeiramente convertido em ferro branco, com todo o carbono como carboneto, ao contrário dos ferros fundidos cinzentos e nodulares, posteriormente submetido a um tratamento térmico, chamado de maleabilização, onde a cementita se decompõe em grafita e austenita e adquire maleabilidade e propriedades metalúrgicas exigidas. A microestrutura fornece propriedades que a tornam ideal para aplicações onde a dureza e usinabilidade são necessários para componentes que necessitam ter alguma ductilidade ou ser maleável para que eles possam ser dobrados ou fixados sem rachaduras. A liga se torna mais tenaz, características que, aliadas a bons níveis de resistência à tração, dureza, resistência à fadiga, resistência ao desgaste e usinabilidade, permite importantes aplicações industriais (SILVA, 2007).

O teor de silício mais baixo dá aos ferros maleáveis melhores propriedades de tenacidade de fratura em ambientes de baixa temperatura do que o ferro nodular. Os ferros fundidos mesclados possuem uma temperatura de transformação frágil menor do que muitas outras ligas de ferro fundido.

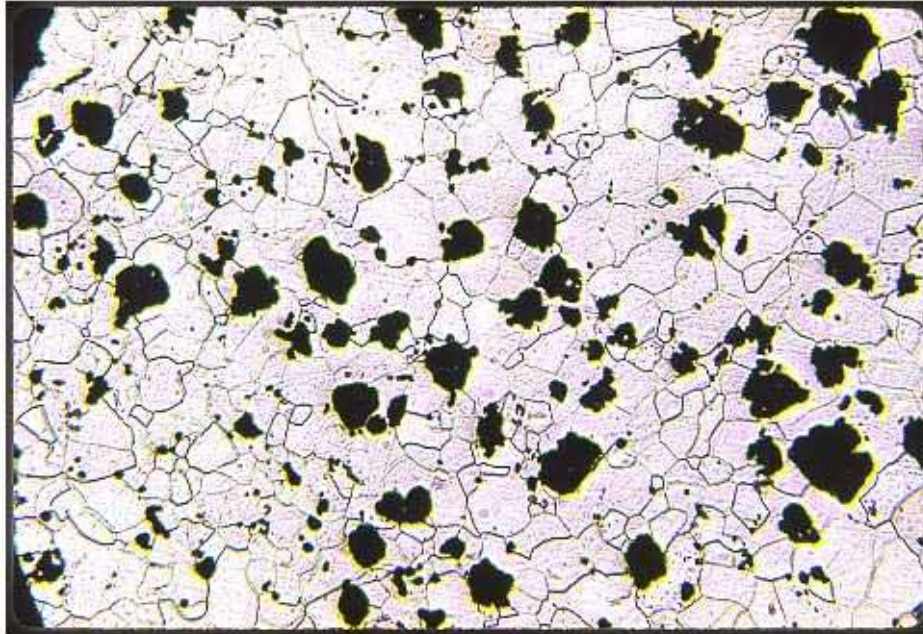
Existem dois tipos de ferro maleável, núcleo branco e núcleo preto. Ambos são produzidos pelo recozimento em uma atmosfera controlada para produzir estas microestruturas (FOUNDRY TRADE JOURNAL, 2012).

Aplicações típicas dos ferros fundidos maleáveis:

- conexões para tubulações hidráulicas;
- conexões para linhas de transmissão elétrica;
- caixas de direção e de diferencial;

A Figura 3 representa uma microestrutura típica de um ferro fundido mesclado.

Figura 3 – Microestrutura típica de um ferro fundido maleável de núcleo branco. Após aquecimento prolongado até 930°C durante um período de vários dias, a cementita se decompõe em austenita mais grafite. Aumento 100x.



Fonte: (LANGFORD, 1966).

2.1.5 Ferro Fundido Cinzento

Liga Fe-C-Si que apresenta uma parcela relativamente grande do carbono na forma livre (grafita em veios formando um esqueleto contínuo). A fratura apresenta coloração escura.

A composição química típica com os principais elementos de liga de ferro fundido cinzento é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2 – Composição química típica de ferro fundido cinzento.

Elementos principais	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Cu (%)
% peso (intervalo)	3,20	1,50	0,30	0,06	0,06	0,00	0,00	0,00
	3,70	2,10	0,80	0,20	0,20	1,00	1,50	1,50

Fonte: Autor.

As características principais dos ferros fundidos cinzentos são: boa resistência mecânica, alta capacidade de amortecer vibrações, excelente usinabilidade, ductilidade nula e tenacidade superior aos ferros fundidos brancos e fácil fusão, além de apresentar temperaturas de fusão relativamente baixas, a solidificação dos ferros fundidos cinzentos apresenta uma expansão de volume devido à precipitação da grafita. Esta expansão pode superar a contração do líquido, minimizando a quantidade e o volume de massalotes para a alimentação das peças fundidas. De fato, peças de geometria complexa podem ser obtidas com projetos de alimentação simples (SOUZA SANTOS *et al*, 1991).

Apresentam microestruturas totalmente com carbono na forma livre, grafita, em morfologias de lamelas e carbono na forma combinada, cementita (Fe_3C). Sua superfície de fratura apresenta coloração cinza escuro, de onde vem o seu nome (SILVA, 2007).

Aplicações típicas dos ferros fundidos cinzentos:

- base de máquinas;
- bloco de motores;
- tambores de freios;

Nos Ferros fundidos cinzentos a velocidade de resfriamento durante a solidificação varia com a espessura das peças moldadas. Em elevadas velocidades de resfriamento (que ocorrem normalmente em seções finas ou nas áreas junto às paredes do molde) não há tempo para decompor a cementita, de modo que dependendo dos teores de carbono e de silício, ocorrem pouca ou nenhuma grafitização, e há tendência a formar ferro fundido branco.

A velocidade de resfriamento influi também na forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Quanto maior for essa velocidade, mais refinada será essa microestrutura (SILVA, 2007).

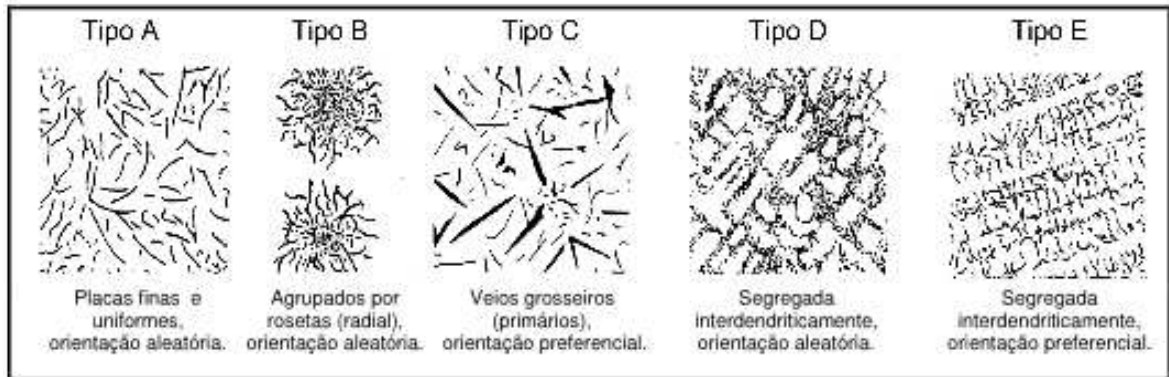
A American Society for Testing and Materials (ASTM) e a American Foundry Society (AFS) classificam o aspecto e a forma de apresentação da grafita em cinco tipos:

- A - Irregular desorientada;
- B - Em roseta;

- C - Desigual irregular;
- D - Interdendrítica desorientada;
- E – Interdendrítica orientada.

A Figura 4 demonstra os tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos.

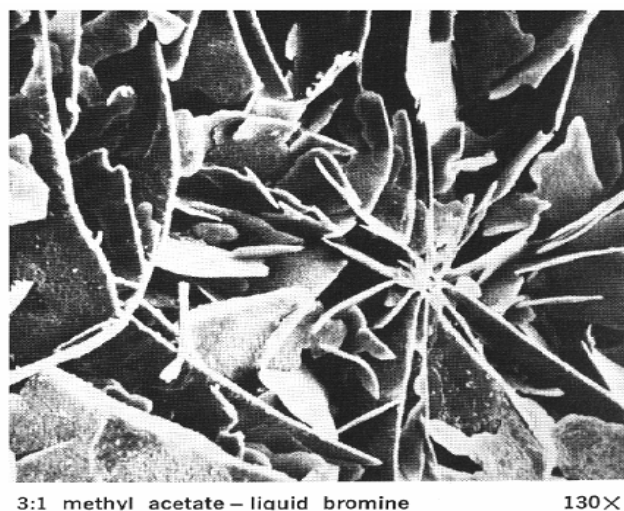
Figura 4 – Tipos de grafita em ferros fundidos cinzentos, aumento 100x.



Fonte: (ASTM A247, 2006).

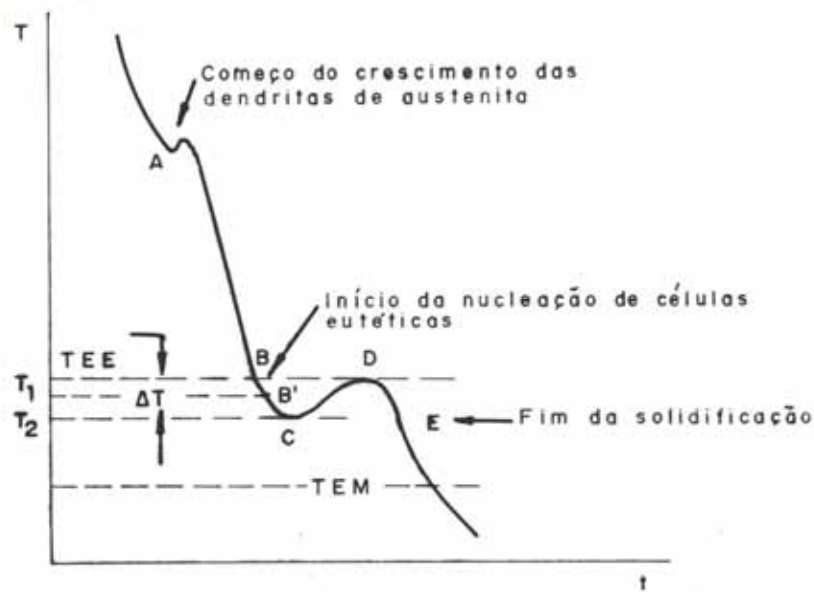
A Figura 5 mostra uma microestrutura de veios de grafita observados em MEV (microscópio eletrônico de varredura) e a Figura 6 mostra curva de resfriamento de ferro fundido cinzento.

Figura 5 – Aspectos de veios de grafita observados em MEV após ataque por tempo prolongado.



Fonte: (SOUZA SANTOS *et al.*, 1991).

Figura 6 – Curva típica de resfriamento de ferros fundidos cinzentos.



Fonte: (SOUZA SANTOS *et al*, 1991).

Segundo as normas ABNT EB-126 e DIN 1691, os ferros fundidos cinzentos são designados por FC (ABNT) ou GG (DIN), seguidos dos algarismos representativos do limite mínimo de resistência à tração em kgf/mm^2 (FC10 a FC 40). A ASTM A48 também classifica os ferros fundidos cinzentos de acordo com a resistência mecânica. Os números 20 a 60 correspondem aos limites de resistência a tração em ksi (1000 lb/pol²) sendo:

- classe 20 - $14,0 \text{ kgf/mm}^2$ (140MPa);
- classe 25 - $17,5 \text{ kgf/mm}^2$ (175 MPa);
- classe 30 - $21,0 \text{ kgf/mm}^2$ (210 MPa);
- classe 35 - $24,5 \text{ kgf/mm}^2$ (245 MPa);
- classe 40 - $28,9 \text{ kgf/mm}^2$ (270 MPa);
- classe 50 - $35,0 \text{ kgf/mm}^2$ (340 MPa);
- classe 60 - $42,0 \text{ kgf/mm}^2$ (410 MPa);

2.1.6 Ferro Fundido Nodular

Na década de 30, um ferro fundido com grafita totalmente esferoidal foi apresentado como curiosidade num congresso de fundição em Dusseldorf na Alemanha. De qualquer forma, a partir da década de 30, muitos países começaram a se interessar pelo estudo dos ferros fundidos nodulares devido à sua boa resistência e ductilidade.

Mais ou menos simultaneamente, concluíram que as seguintes condições eram importantes para obter-se ferro fundido com grafita esferoidal:

- carbono equivalente eutético ou hipereutético;
- porcentagem de enxofre menor que 0,008 %;
- velocidade de solidificação relativamente alta;
- porcentagem relativamente alta de silício.

E na Inglaterra no final da década de 30 descobriu-se que a adição de cério no ferro fundido produzia grafita esferoidal. Mais tarde, a partir de 1942, descobriu-se nos Estados Unidos que a adição de magnésio produzia o mesmo efeito e foi desenvolvido um processo que não fazia restrições ao carbono equivalente.

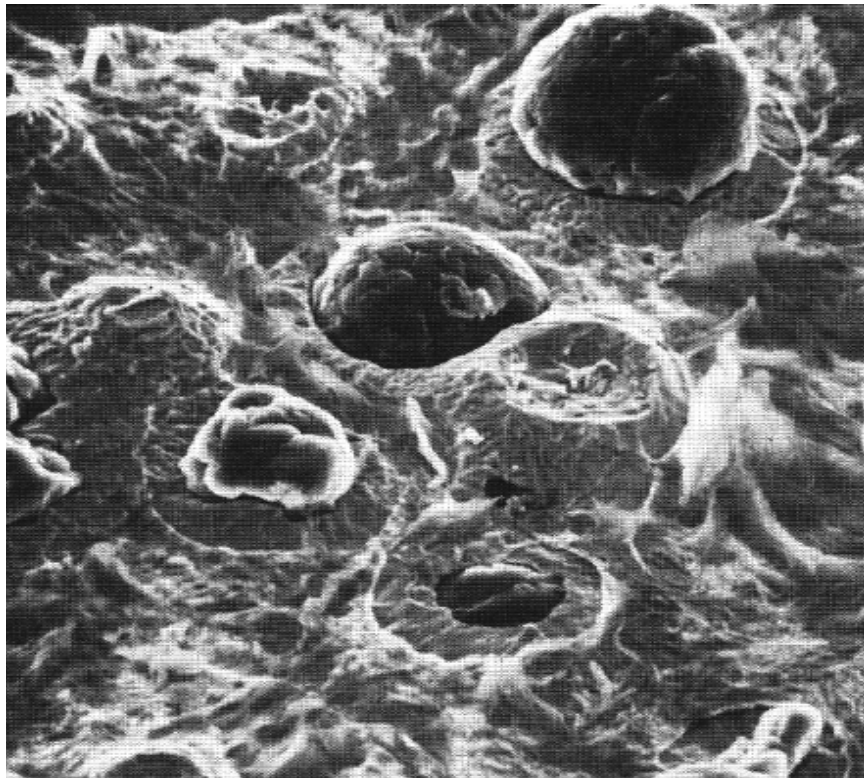
A partir da década de 50 pesquisas mostraram que outros elementos como cálcio, sódio, escândio, ítrio, potássio, berílio e algumas terras raras poderiam ajudar na obtenção do ferro nodular, mas pouco deles são utilizados comercialmente (Camargo Barros, 1986).

Para obter-se grafita esferoidal controla-se a composição química, nomeadamente o teor de elementos nodularizantes, como acontece com o magnésio e elementos que contrariam a formação de nódulos, como o caso do enxofre. Este elemento é importante porque se o seu teor for elevado, a grafita tem tendência a crescer na forma de lamelas (REIS, 2010).

Para teores acima de 0,020 % enxofre, o processo de nodulização da grafita é afetado e teores acima de 0,5 % fósforo provocam forte fragilização da microestrutura. O ferro nodular tem características como: excelente ductilidade (de até 20% em componentes recozidos), tenacidade superior aos ferros fundidos brancos e cinzentos, limite de escoamento mais alto que os demais ferros fundidos e

aços comuns, melhor resistência ao impacto e a fadiga que os ferros fundidos cinzentos, baixa capacidade de absorver vibrações e sua usinabilidade e a resistência ao desgaste dependem, basicamente, da microestrutura da matriz (SOUZA SANTOS *et al*, 1991). A Figura 7 mostra uma microestrutura típica de Ferro Fundido Nodular observado em MEV com ataque profundo.

Figura 7 – Aspectos de nódulos de grafita observados em MEV após ataque por tempo prolongado.



Fonte: (SOUZA SANTOS *et al*, 1991).

A microestrutura em que a maior parte do carbono está na forma de grafita esferoidal, teve crescimento rápido na sua utilização devido poder substituir consideravelmente peças forjadas, peças de aço fundido e de ferro fundido cinzento.

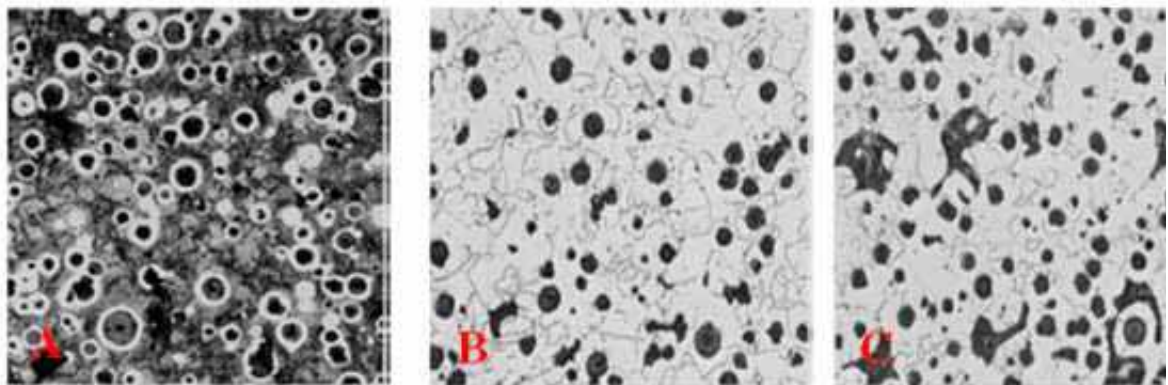
Um ponto não muito favorável a sua larga utilização é que os ferros fundidos nodulares não podem ser tão facilmente soldados como no aço carbono, porém pode ser largamente empregado nas peças fundidas para máquinas e equipamentos (MORRISON, 2000).

A forma e a distribuição da grafita influenciam bastante a resistência mecânica e

no caso de ocorrer um aumento da densidade de nódulos de grafite por ter um aumento do inoculante, a resistência mecânica aumenta quando se compara com outra liga com o mesmo carbono equivalente. A diminuição da nodularidade, também influencia as propriedades relacionadas com a resistência mecânica e a ductilidade do material, de preferência a nodularidade dos ferros fundidos nodulares não deve ser menor que 80 % (REIS, 2010).

A Figura 8 apresenta três micrografias representativas de microestruturas de um ferro nodular.

Figura 8 – Microestruturas típicas de um ferro fundido nodular bruto de fundição: A) Matrix perlítica; B) Matrix ferrítica C) Matrix mista de ferrita + perlita.



Fonte: (REIS, 2010).

A composição química típica com os principais elementos de liga de ferro fundido nodular é apresentada na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química típica de ferro fundido nodular.

Elementos principais	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Cu (%)	Mg (%)
% peso	3,20	1,80	0,30	0,06	0,06	0,00	0,00	0,00	0,035
(intervalo)	4,10	3,00	0,80	0,20	0,20	1,00	1,50	1,50	0,070

Fonte: Autor.

Aplicações típicas dos ferros fundidos nodulares:

- cilindros de laminação;
- virabrequim de carros leves;
- engrenagem de compressor

2.1.7 Ferro Fundido Vermicular

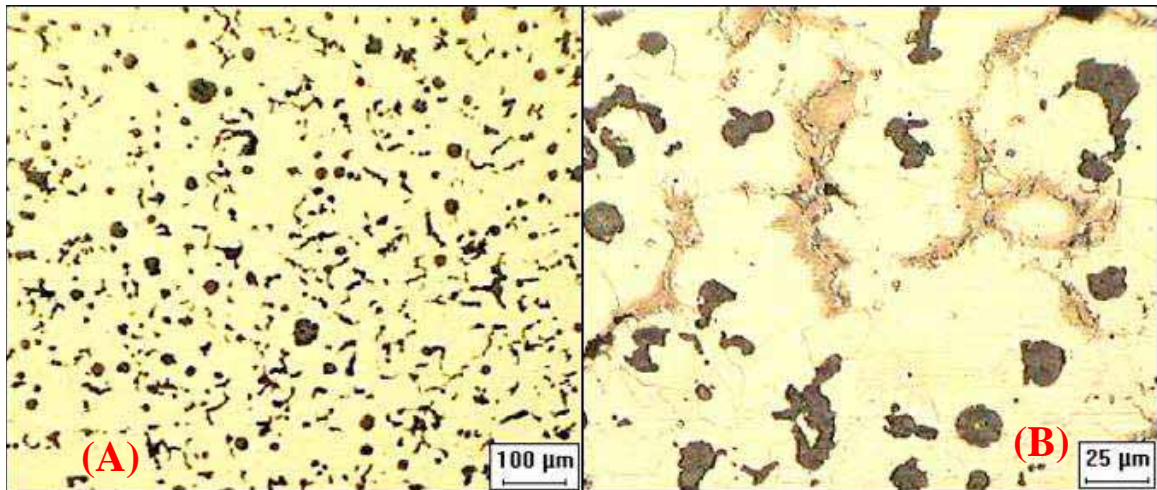
O ferro fundido vermicular apresenta grafita em forma de vermes ou de particulares vermiculares, essas partículas são alongadas e orientadas aleatoriamente como no ferro cinzento, porém é mais curta e grossa, de bordas arredondadas, o que confere propriedades mecânicas e térmicas intermediárias entre o ferro fundido cinzento (alta condutividade térmica, baixa resistência e alongamento) e o ferro fundido nodular (baixa condutividade térmica, alta resistência e alto alongamento), compromisso este muito favorável para solicitações de fadiga térmica (DORÉ *et al*, 2007).

Adicionalmente, o ferro fundido vermicular pode receber elementos de liga, sendo usual o uso de Mo e de altos teores de Si, objetivando melhorar as propriedades a quente. O seu uso em coletores de escapamento já é consagrado, normalmente ligado com Si e Mo, mencionando-se também o seu potencial em discos e tambores de freio.

Existem ainda desenvolvimentos para a utilização de ferros fundidos vermiculares em blocos e cabeçotes de motores, tendo-se em mente a maior resistência do vermicular quando comparado com o cinzento, ainda com a possibilidade de redução de peso (GUESSER *et al*, 1997).

A Figura 9 apresenta uma microestrutura típica de um ferro fundido vermicular ligado.

Figura 9 – Microestrutura típica de ferro fundido vermicular ligado ao Si (A) e Mo (B). Grafita em forma de vermes, com algumas partículas nodulares. Carbonetos intercelulares de Mo, associados à perlita. Matriz predominantemente ferrítica.



Fonte: (GUESSER *et al*, 1997).

Aplicações típicas dos ferros fundidos vermiculares:

- blocos de motores especiais;
- coletor de escapamento;
- cabeçotes de motores;

2.1.8 Ferros Fundidos Especiais

A tecnologia de ferros fundidos tem recebido, continuamente, importantes desenvolvimentos, tanto em processos de fabricação como em materiais. Estes desenvolvimentos, resultantes de necessidades nas áreas de aplicação ou ainda de redução de custos, trazem como consequência a atualização tecnológica de um material de longa tradição de uso na indústria automobilística.

Os ferros fundidos nodulares bainíticos, obtidos por tratamento térmico de austêmpera, representam as classes de ferros fundidos com as melhores combinações de valores de resistência e alongamento, sendo utilizados para aplicações envolvendo impacto e desgaste (suporte de mola de caminhão, componentes de transporte em mineração de carvão) ou ainda resistência à fadiga e desgaste (engrenagens).

Para aplicações envolvendo desgaste, os ferros fundidos apresentam diferentes opções, cada qual adequada a um conjunto de condições. Neste sentido, Nb e de Ti foram adicionados objetivando conferir características específicas a componentes de ferro fundido (Figuras 10 e 11). Assim, por exemplo, adições de Nb em camisas de cilindro de ferro fundido cinzento e em anéis de ferro fundido nodular resultam em aumento significativo da resistência ao desgaste, característica crítica neste tipo de componente. (GUESSER *et al*, 1997).

Figuras 10 e 11 – Microestruturas de ferros fundidos ligados.

Figura 10 - Ferro fundido cinzento ligado ao titânio. Grafita em veios, partículas de carbonitreto de titânio, matriz perlítica

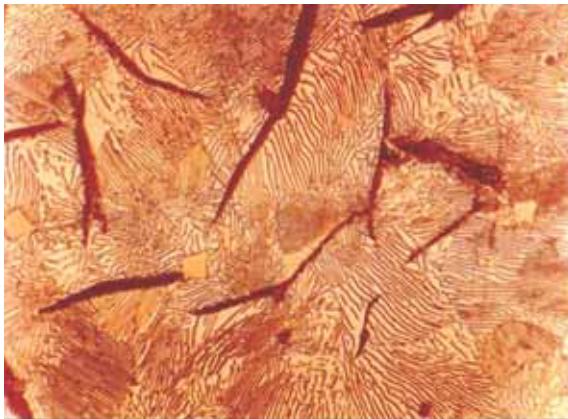
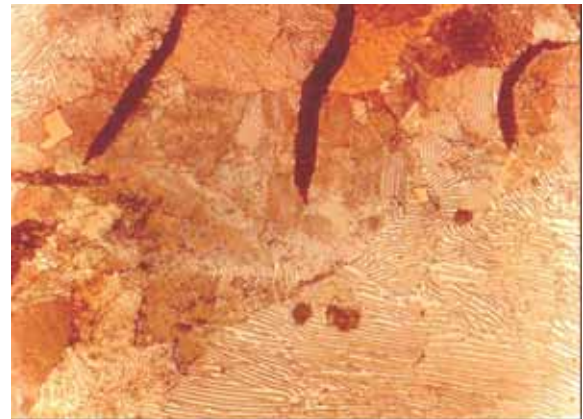


Figura 11 - Ferro fundido cinzento resistente ao desgaste, ligado ao Nb e P, grafita em veios, mais partículas de carbonetos de nióbio, matriz perlítica



Fonte: (GUESSER *et al*, 1997).

Dentre os ferros fundidos especiais que utilizam níquel como liga em suas especificações destaca-se os Ni – *Hards*. Estes ferros fundidos são amplamente utilizados em aplicações que exijam grande resistência ao desgaste. Esses aplicativos incluem britagem e moagem de minérios, misturando concreto, pulverização de carvão e rolamento metais (DOAN *et al*, 2004).

Ni-Hard é o nome genérico para uma família de ferros fundidos brancos ligados com níquel e cromo para dar alta dureza e excelente resistência à abrasão (www.nickelinstitute.org).

Existem dois grupos distintos de Ni-*Hard*:

- Ni *Hard* I e Ni *Hard* II com nominalmente 3,3% C, 4% Ni e 2% Cr;
- Ni *Hard* IV com nominalmente 3% C, 9 % Cr, 5% Ni e 2% Si.

2.2 - Processos de fabricação dos Ferros Fundidos

Uma das etapas mais importantes no processo de fabricação dos ferros fundidos é a produção econômica de ferro líquido e seu tratamento para vazamento no molde. Isso envolve a manutenção da composição e controle da temperatura do líquido durante a fusão e a manutenção da correta composição para o ferro especificado, correto potencial de grafitização e estado de inoculação e esferoidização (para ferros fundidos compactos e nodulares) para garantir estrutura desejada e propriedades necessárias (ELLIOT, 1988).

A análise química especificada é atingida através da composição adequada da carga do forno e do controle do processo de fusão. A matriz metálica é decorrente dessa composição química atingida e das consequências das condições nucleantes do banho na quantidade e distribuição da grafita, considerando um determinado tipo de ferro fundido, uma dada geometria da peça e um dado conjunto de condições de esfriamento das peças. Relativamente às propriedades mecânicas, dependem essencialmente da matriz metálica obtida, da quantidade, morfologia e distribuição das células eutéticas, da existência de defeitos e, ocasionalmente, do nível de tensões residuais (CASTELLO BRANCO *et al*, 1984).

Nos processos de fabricação dos ferros fundidos em geral sua carga é composta por ferro gusa, sucata de aço, retornos de fundidos, cavacos de usinagem e ferro liga. Entre as variáveis está o tipo de equipamento utilizado para a fusão do metal, que podem variar conforme a qualidade e o volume de produção. Como exemplos de equipamentos temos:

- Fornos de Cubilo - Fundição de Ferro;
- Fornos Elétricos a Arco - Fundição de Ferro e Aço;
- Fornos Elétricos por Resistência - Fundição de toda classe de metais;
- Fornos Elétricos por Indução - Fundição de Ferro, Aço e das Ligas Leves.

A carga é preparada com a finalidade de se obter um ferro fundido com determinada composição química contendo teores variáveis de elementos químicos necessários à obtenção da liga desejada. Conforme a especificação do material a carga irá consistir da mistura e balanceamento dos materiais necessários ao processo de fabricação. Pode-se denominar carga base os materiais adicionados ao forno no início de uma corrida ou recarga de forno com pé de banho líquido, e ou adições processadas com a finalidade de corrigir teores de elementos na ocorrência de perda durante a fusão ou para incorporar elementos de liga ao banho. O tempo de elaboração dos ferros fundidos é de suma importância para a qualidade. Em geral uma carga em forno de indução partindo do início da fusão até o momento de vazamento pode demorar entre 1 hora e 40 minutos a 2 horas e 20 minutos, podendo este tempo ser alterado conforme a capacidade e potência do equipamento, sendo um fator importante de controle, porque o metal em elevados tempos de elaboração sob agitação ou em elevadas temperaturas irá decompor os elementos químicos em forma de óxidos que evaporam desnucleando o banho (RODRIGUES, 2011).

A solidificação é em essência um processo de nucleação e crescimento. Assim, as variáveis de processo poderão influenciar a nucleação ou crescimento, ou ambos simultaneamente. As três variáveis de processo que permitem ação operacional sobre elas, a saber: composição química, velocidade de esfriamento (extração de calor) e tratamentos do banho, que estão relacionados com a tendência nucleante do banho metálico, todas as variáveis, ou seja, velocidade de crescimento, super-resfriamento, número de nódulos e temperatura de solidificação são dependentes destas principais variáveis (SOUZA SANTOS *et al*, 1991).

As variações da composição química dos ferros fundidos influenciam o processo de solidificação tanto sob o ponto de vista termodinâmico, quanto cinético. Com relação à termodinâmica, já houve oportunidade de verificar que os elementos de liga alteram as condições de equilíbrio, isto é, as linhas do diagrama de equilíbrio, no que se refere a temperaturas e composições. Verifica-se ainda que os elementos de liga possam influenciar tanto a velocidade de nucleação como a de crescimento, modificando, portanto, o comportamento cinético (SOUZA SANTOS *et al*, 1991).

2.2.1 – Controle do processo de inoculação

Todos os ferros fundidos comerciais requerem um ponto de nucleação para início da nucleação da grafita durante a solidificação, com peculiaridades específicas para cada material. A potência de nucleação pode ser aumentada por inoculação tais como: cálcio, estrôncio, terras raras, bário, entre outros (RIPOSAN *et al*).

A inoculação consiste na adição ao banho metálico, de compostos grafitizantes geralmente ricos em silício, momentos antes do vazamento. A inoculação provoca um aumento do número de células eutéticas e uma diminuição do super-resfriamento necessário à solidificação, reduzindo a velocidade de crescimento das células. Assim, este processo tem o efeito de aumentar o poder nucleante do metal líquido, minimizando para uma dada velocidade de extração de calor, a tendência à formação de ferro fundido branco, sistema meta – estável composto de austenita + carbonetos (ALBERTIN, 2010).

Inoculação é o meio de controlar estruturas e propriedades de ferro fundido e aumentar o número de sites de nucleação durante a solidificação. O inoculante irá fornecer locais adequados para nucleação da grafita durante o resfriamento subsequente. Tradicionalmente, os inoculantes são baseados em grafite, liga de ferro-silício ou liga cálcio silício. Hoje quase que exclusivamente os inoculantes são ligas de ferro silício como base contendo pequenas quantidades de elementos ativos como Al, Ba, Ca, Sr, Zr e Terras Raras (ELKEM, 2012).

O inoculante mais comum utilizado para ferros fundidos é a liga ferro-silício, contendo por volta de 75 % de silício. Este deve ter pequenas quantidades de alumínio e cálcio. Para ser plenamente eficaz deve conter aproximadamente de 1,5 a 2,0 % de alumínio e 0,3 a 1,0 % de cálcio.

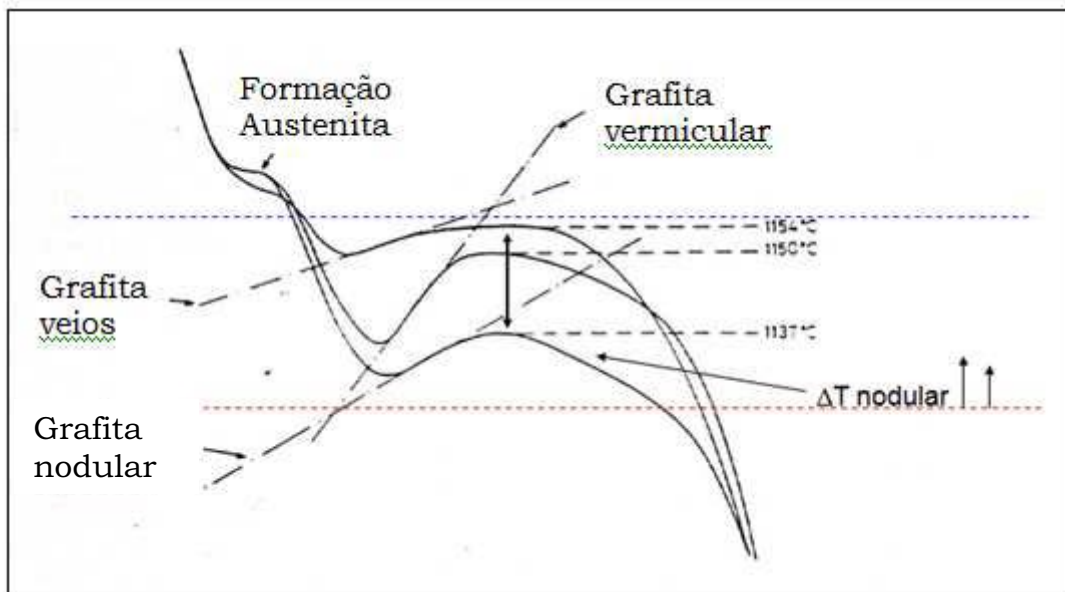
Para obtenção de certas ligas, como o ferro nodular, maiores quantidades de inoculantes são necessários para evitar a formação de carbonetos, que prejudicam as propriedades mecânicas destes materiais, isto acontece porque estas ligas tem maior dificuldade para nucleação e maior tendência a super-resfriamentos (MAAROF, 2006).

O superaquecimento consiste no aquecimento do metal líquido e posterior manutenção a uma dada temperatura, afetando a nucleação dos ferros fundidos. O

banho metálico possui muitos núcleos de solidificação que não são estáveis. Esses núcleos podem ser destruídos ou ter tamanho diminuído através do superaquecimento. A destruição dos núcleos é processada com o objetivo de se homogeneizar o banho, tornando o ferro fundido menos susceptível aos efeitos do uso de diferentes matérias primas. Evidentemente é necessário promover depois deste tratamento a inoculação de compostos grafitizantes, quando então ocorre a restituição dos núcleos necessários para que a solidificação se verifique segundo o sistema estável austenita – grafita (ALBERTIN, 2010).

A Figura 12 representa curvas típicas de solidificação dos ferros fundidos.

Figura 12 – Curvas típicas de resfriamentos de ferros fundidos cinzentos, vermiculares e ferros fundidos nodulares. Os ferros fundidos nodulares apresentam super-resfriamentos muito maiores do que os cinzentos, por isso sua tendência à formação de carbonetos (cementita) é muito maior.



Fonte: ALBERTIN, 2010

2.3 - Seleção e efeitos gerais dos principais elementos de liga

Os elementos de liga afetam de várias maneiras a microestrutura, em todos os estágios, desde o metal líquido até a temperatura ambiente. A solubilidade do carbono no ferro líquido aumenta ou diminui conforme a ação dos elementos de liga, sendo a composição eutética deslocada para teores de carbono menores ou maiores. O efeito mais notável dos elementos de liga é a sua influência sobre a tendência ao coquilhamento do ferro, podendo-se classificá-los a grosso modo, como elementos grafitizantes e formadores de carbonetos.

A qualidade do ferro fundido produzido é normalmente avaliada com base em propriedades mecânicas resultantes de ensaio de tração, determinadas em corpos-de-prova cujo processo de obtenção e características é estabelecido em Normas Técnicas (CASTELLO BRANCO, 1985).

As especificações dos usuários das peças incluem, muitas vezes, além dessas propriedades, requisitos de dureza, matriz metálica, composição química e esporadicamente, valores mínimos de resistência ao impacto ou à fadiga. Estes requisitos estão ligados ao processo de solidificação das peças em serviço.

A análise química especificada é obtida pela composição adequada da carga do forno e do controle do processo de fusão. A matriz metálica é decorrente dessa composição química atingida e das consequências das condições do banho na quantidade e distribuição da grafita, considerando um determinado tipo de ferro fundido, uma dada geometria de peça e um dado conjunto de condições de esfriamento das peças. As propriedades mecânicas dependem essencialmente da matriz metálica obtida, da quantidade, morfologia e distribuição da grafita presente na microestrutura, do tamanho e distribuição das células eutéticas. (CASTELLO BRANCO, 1985).

2.3.1 – Elementos químicos utilizados na composição química de ferros fundidos

Costuma-se definir como composição química base os elementos que normalmente estão presentes nos ferros fundidos, quais sejam: C, Si, Mn, S, P, Cr, Ni, Mo e Mg entre outros. Também é constantemente avaliada a presença dos

elementos residuais, pois tais elementos apesar de estar em pequenas quantidades podem ter uma influência significativa na qualidade do produto final.

Convém salientar que os elementos químicos não influenciam apenas os aspectos apontados como mais importantes para cada grupo especificadamente, mas atuam com grau de importância variável em todas as etapas de solidificação, a nucleação e o crescimento da grafita, a morfologia e a distribuição dos constituintes formados na matriz metálica. (CASTELLO BRANCO, 1985).

2.3.2 – Efeitos dos elementos químicos principais nos ferros fundidos

Entre os fatores que influenciam a solidificação dos ferros fundidos, a composição química é considerada um dos mais relevantes, inclusive por permitir controle e ação mais diretos durante a produção e exerce papel importante quanto aos seguintes aspectos:

- quantidade, morfologia e distribuição de grafita;
- presença ou ausência de carbonetos;
- estrutura de matriz metálica;
- formação de defeitos microestruturais.

2.3.3 – Efeitos dos elementos químicos nos ferros fundidos cinzentos e nodulares

Os efeitos dos principais elementos químicos nos ferros fundidos cinzentos e nodulares são demonstrados nos Quadros 1 e 2.

Quadro 1 – Efeitos dos principais elementos químicos nos ferros fundidos cinzentos.

Elemento químico	Teores típicos (%)	Principais efeitos
Carbono	2,7 a 3,8	- Teores crescentes aumentam a fluidez, a quantidade de grafita, a porcentagem de ferrita, tendência à flutuação da grafita e diminuição a tendência ao coquilhamento, aumentam a resistência ao choque térmico e condutividade térmica.

Silício	1,5 a 3,2	- Forte desoxidante e responsável pela solidificação segundo o sistema estável, endurece a ferrita por solução sólida e diminui o limite de resistência quando o Carbono equivalente aumenta com seu acréscimo.
Manganês	0,2 a 1,0	- Neutraliza o enxofre e evita a formação de sulfeto de ferro, promove a formação de carbonetos eutéticos, perlitizante que menos afeta a resistência ao impacto, sendo o de menor custo.
Enxofre	0,06 a 0,09	- Ajuda a controlar a grafitização quando nos teores indicados, pode ocasionar defeitos quando acima de 0,15%, mesmo estando neutralizado, segrega para contorno da célula, formando o sulfeto de ferro pelo manganês. É fragilizante se não neutralizado.
Fósforo	0,02 a 0,15	- Altos teores aumentam a fluidez, mas causam a fragilização intensa em virtude da formação da steadita. Fraco promovedor de grafita na solidificação e de perlita na reação eutetóide (nos teores indicados).
Cobre	Até 1,0	- Elemento de ação grafitizante e adicionado como perlitizante.
Níquel	Até 1,5	- Efeito perlitizante e estabilizador da ferrita. - Ação grafitizante, usado para contrabalancear o efeito coquilhante do cromo, do vanádio e do molibdênio e auxilia a obtenção de ferros fundidos bainíticos.
Cromo	Até 0,40	- Forte promovedor de formação e estabilização de carbonetos, efeito perlitizante e estabilizador da ferrita, segrega-se para contorno das células eutéticas.
Molibdênio	Até 0,50	- Leve tendência à formação de carbonetos, favorece a obtenção de materiais bainíticos em secções de até 40 mm após austêmpera, promove a obtenção de perlita fina, segrega-se para contorno das células, aumenta significativamente a temperabilidade.

Fonte: (CASTELLO BRANCO, 1985)

Quadro 2 – Efeitos dos principais elementos químicos nos ferros fundidos nodulares.

Elemento químico	Teores típicos (%)	Principais efeitos
Carbono	3,4 a 3,9	- Teores crescentes aumentam a fluidez, a quantidade de grafita, a porcentagem de ferrita, tendência à flutuação da grafita e diminuição a tendência ao coquilhamento, aumentam o número de nódulos e a porcentagem de ferrita;
Silício	2,0 a 2,9	- Forte desoxidante e responsável pela solidificação segundo o sistema estável, endurece a ferrita por solução sólida e diminui o limite de resistência quando o Ceq. aumenta com seu acréscimo;
Manganês	0,2 a 0,8	- Neutraliza o enxofre e evita a formação de sulfeto de ferro, promove a formação de carbonetos eutéticos, perlitizante que menos afeta a resistência ao impacto.
Enxofre	0,02 máx.	- Reage preferencialmente com o magnésio e ou terras raras. - Limita a produção nodular, se presente em teores acima dos indicados.
Fósforo	0,10 máx.	- Altos teores aumentam a fluidez, mas causam a fragilização intensa em virtude da formação da steadita. Fraco promovedor de grafita na solidificação e de perlita na reação eutetóide (nos teores indicados).
Cobre	Até 1,0	- Elemento de ação grafitizante e adicionado como perlitizante.
Níquel	Até 1,0	- Efeito perlitizante e estabilizador da ferrita. - Ação grafitizante, usado para contrabalancear o efeito coquilhante do cromo, do vanádio e do molibdênio e auxilia a obtenção de ferros fundidos bainíticos.
Cromo	Até 0,30	- Forte promovedor de formação e estabilização de carbonetos, efeito perlitizante e estabilizador da ferrita, segrega-se para contorno das células eutéticas.
Molibdênio	Até 0,70	- Leve tendência a formação de carbonetos, favorece a obtenção de materiais bainíticos em secções de até 40 mm após austêmpera, promove a obtenção de perlita fina significativamente a temperabilidade.
Magnésio	0,02 a 0,07	- Promove a formação de grafita nodular; - Diminui os teores de enxofre e oxigênio do metal base, durante o processo de nodulização.

Fonte: (CASTELLO BRANCO, 1985)

2.3.4 – Considerações finais sobre os elementos químicos nos ferros fundidos cinzentos e nodulares

A sucata de aço e os retornos de fundição são os materiais de carga mais importante para a fabricação de ferros fundidos. A indústria vem desenvolvendo aços cada vez mais resistentes e com isso a maioria dos elementos de liga dos novos aços desenvolvidos consiste em formadores de carbonetos e perlita, que podem ser formados mesmo com pequenos teores de liga.

As peças fundidas com espessura de parede grossa, com longos tempos de solidificação, correm o risco de formação de carbonetos devido a segregações, os elementos que podem ter uma influência cumulativa como formadores de carbonetos são: manganês, cromo, nióbio, vanádio e boro.

2.4 – Defeitos característicos de processo de fundição de ferros fundidos

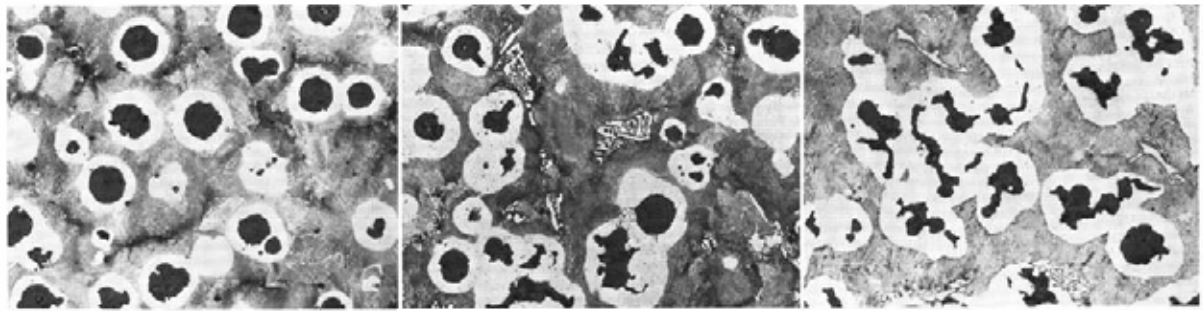
Durante a produção e elaboração de ferros fundidos muitos defeitos podem ocorrer principalmente decorrentes do processo de fusão, sucata e matéria prima mal selecionada e temperatura e vazamentos fora de controle. Os defeitos mais comuns em ferros fundidos são:

- perda do efeito do inoculante e do nodulizante;
- excesso de carbonetos na microestrutura;

Um dos defeitos típicos de ferros fundidos é a perda do efeito do inoculante e do nodulizante denominados de *fading*, o conceito de *fading* em ferros fundidos inclui a perda do magnésio bem como a perda do efeito favorável da inoculação. Estes dois termos se referem à deterioração da microestrutura ao longo de tempo de espera entre o vazamento e a fundição. A perda do residual de Magnésio contido no banho resulta em reversão da grafita em forma de nódulos para grafita em forma de veios, típicas de ferros fundidos cinzentos. (HUERTA, 2005).

Outro efeito da perda do inoculante é a perda total das propriedades requeridas do material fundido, podendo levar a uma quantidade indesejada de carbonetos durante a solidificação. (HUERTA, 2005). A Figura 13 demonstra a variação microestrutural em função do tempo após a nodulização na microestrutura da grafita.

Figura 13 – Efeito do tempo sobre a nodulização no ferro fundido nodular.



2% nital 250x
Ferro fundido nodular bruto de fundição. Antes do vazamento, o banho foi mantido a 1343°C por 1 min. Após a nodulização. A microestrutura apresenta nódulos de grafita normais envolvidos por ferrita e matriz perlítica.

2% nital 250x
Antes do vazamento, o banho foi mantido a 1343°C por 10 min. Após a nodulização. A microestrutura apresenta grafitas degeneradas provocadas pela interferência da nodulização após este tempo.

2% nital 250x
Antes do vazamento, o banho foi mantido a 1345°C por 24 min. O incremento do tempo após a nodulização diminuiu sua eficiência, provocando a degeneração da grafita e a ocorrência de cementita.

Fonte: (SOUSA SANTOS *et al*, 1991)

As altas velocidades de resfriamento das peças de ferro fundido nodular com paredes finas originam uma série de problemas metalúrgicos, como por exemplo, microporosidades, junta fria e peças fundidas incompletas, os quais podem vir a prejudicar a usinagem e as propriedades metalúrgicas dos componentes (JAVAID *et al*).

A estrutura do ferro fundido é altamente influenciada durante a solidificação pelo super-resfriamento, o qual pode ser promovido pelo superaquecimento do metal líquido, por elementos de liga ou por impurezas presentes no metal e por uma alta taxa de resfriamento. Alguns elementos presentes no metal ou impurezas, tal como Mn e Cr atuam como estabilizantes de carbonetos, outros, no entanto como Si, Ni e Cu promovem a formação de grafita. Em geral, a formação de carbonetos durante a solidificação requer uma ou mais das seguintes condições: redução da frequência de nucleação da grafita eutética, redução da taxa de crescimento das células eutéticas, uma alta taxa de resfriamento e menor separação entre as temperaturas do eutético estável e metaestável (AMSTALDEN, 1995).

O aumento do nível de enxofre de 0,023 para 0.080% em 0.057% de Mg aumenta a proporção de grafita em veios. O aumento do nível do enxofre diminui as propriedades de tração do ferro fundido nodular (BAZDAR *et al*, 2009).

Outras ocorrências de defeitos podem ocorrer durante a elaboração e fundição de ferros fundidos, porém não será retratado por não fazer parte do estudo deste trabalho.

2.5 - Métodos para controle dos processos de fundição

Para controle dos processos de fundição dos ferros fundidos existem duas ferramentas que trabalham com o metal líquido em elaboração, essas duas ferramentas de controle de processos são:

- análise da fratura;
- análise térmica;

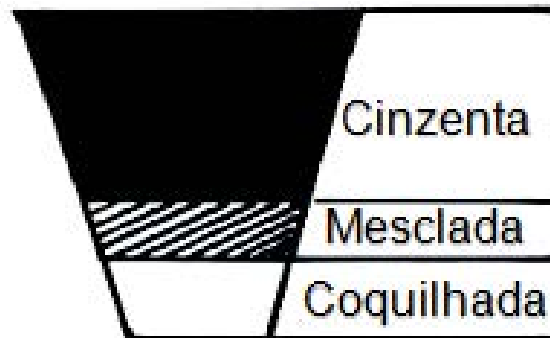
Essas ferramentas são utilizadas para verificar o potencial de coquilhamento do banho fundido antes da fundição, este controle é importante para se definir com certa precisão as condições da elaboração do metal, ligas para obtenção de ferros fundidos cinzentos e nodulares tem de apresentar alta potencial de grafitização e ligas para obtenção de ferros fundidos brancos tem de apresentar alto potencial de coquilhamento.

2.5.1 - Análise de fratura de amostra dos banhos líquidos dos ferros fundidos

A análise de fratura consiste na retirada de amostra do metal no forno com conchas específicas e fundidas em provas de coquilhas pré-elaboradas, que são cunhas de metal vazadas em um molde de areia.

São utilizadas para controle de banhos líquidos de ferros fundidos e as cunhas devem ser feitas de uma única composição química e podem ser fechadas ou abertas. Quando abertas, coloca-se uma chapa de metal na parte inferior (coquilha). Quando uma cunha é partida e sua fratura é examinada, pode-se observar o seguinte resultado mostrado na Figura 14.

Figura 14 – Exemplo de regiões da prova de coquilha.



Fonte: (CHIAVERINI, 2012).

Nota-se ainda que a fratura esquemática gerada possui regiões com diferentes colorações que são resultantes das diferentes taxas de resfriamento do metal. A Figura 15 demonstra um exemplo de fratura de um ferro fundido cinzento.

Figura 15 – fotos de fraturas de ferro fundido cinzento com baixo grau de nucleação e elevado grau de nucleação.



Fonte: (FUOCCO *et al*, 2005).

- A região escura tem contato apenas com o molde de areia e a atmosfera possuindo um resfriamento lento do metal, induz ao equilíbrio estável (grafita) e inibe a formação de carbonetos;

- A região central tem caráter intermediário (microestrutura e taxa de resfriamento) entre a cinzenta e a coquilhada;

- A região clara resfriou-se mais rapidamente, pois a interface Metal / Chapa induziu altas taxas de resfriamento (Equilíbrio Metaestável).

O método da análise de fratura para controle de processo está sujeito a inúmeros erros de amostragens e erros de interpretações, estes ocorrem por diversas irregularidades dos amostradores em parâmetros, tais como:

- temperatura do molde;
- temperatura da coquilha do fundo;
- temperatura do metal a ser vertido;
- velocidade de preenchimento do molde;
- o tipo, a granulometria e o ligante da areia do molde.

2.5.2 - Introdução às técnicas de Análise Térmica

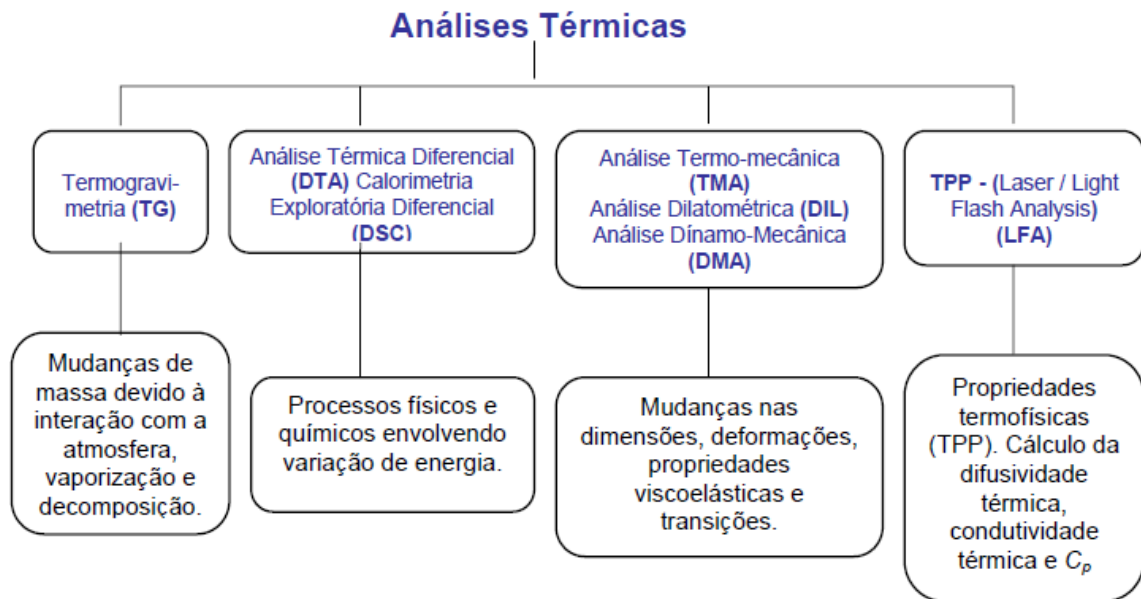
A definição de análise térmica foi originalmente proposta pelo Comitê de Nomenclatura da Confederação Internacional de Análises Térmicas (ICTA) sendo, posteriormente, adotada junto a União Internacional de Química Pura e Aplicada (IUPAC) e pela Sociedade Americana de Testes de Materiais (ASTM).

Análise Térmica é um termo que abrange um grupo de técnicas nas quais uma propriedade física ou química de uma substância, ou de seus produtos de reação, é monitorada em função do tempo ou temperatura, enquanto a temperatura da amostra, sob uma atmosfera específica, é submetida a uma programação controlada.

Entretanto, esta abrangência confere às análises térmicas certas conotações que podem levar a interpretações errôneas. Restringir a análise térmica a uma análise química ou de composição seria, por sua vez, limitá-la demasiadamente. Desta forma a análise térmica tem seu campo de atuação voltado ao estudo de: processos como catálises e corrosões, propriedades térmicas e mecânicas como expansão térmica e amolecimento, diagramas de fase e transformações (RODRIGUES, 2007).

A Figura 16 demonstra principais técnicas de análise térmicas existentes.

Figura 16 – Principais técnicas de análises térmicas existentes.



Fonte: (RODRIGUES, 2007).

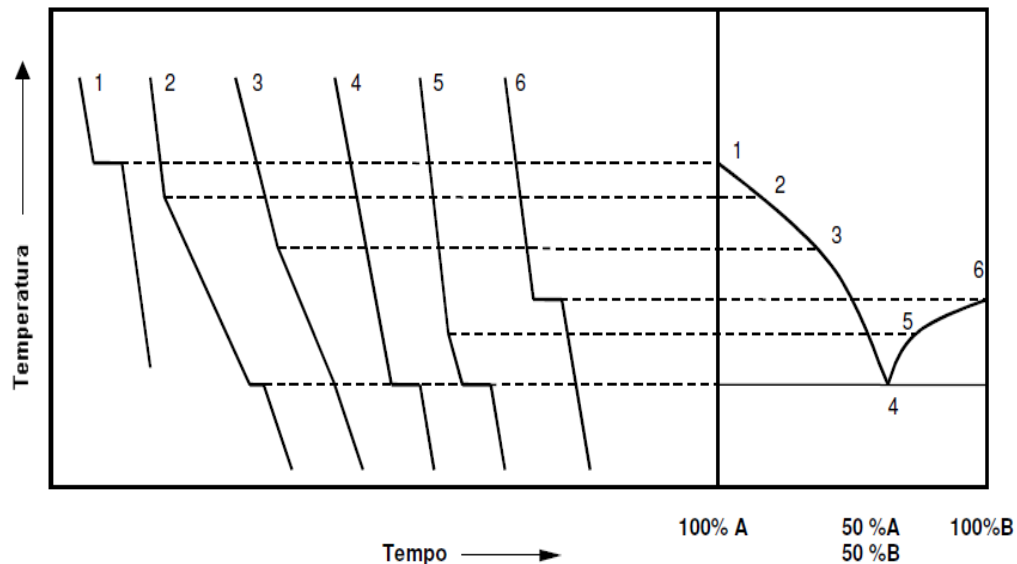
2.5.3 - Técnicas de Análise Térmica utilizadas na construção de diagramas binários de fase

A análise térmica é um método clássico para determinação dos diagramas de fase, que ao registrar a curva de solidificação (temperatura/tempo) de uma liga com composição conhecida, detecta as transformações de fases através das inflexões característica de cada curva. Análise térmica começou a ser utilizada por volta da década de 60, no século passado, no controle do processo para a produção de ferro fundido, essencialmente na previsão da composição química em carbono e em silício (REIS, 2010).

O método baseia-se em medidas de temperatura ao longo da solidificação através de termopares inseridos no metal, e com resfriamento suficientemente lento, de modo a caracterizar uma sucessão de estados de equilíbrio, ou seja, evitando-se transformações estruturais decorrentes de ativação térmica. O múltiplo registro da evolução da temperatura com o tempo, isto é, das curvas de resfriamento de múltiplas composições químicas, permite o levantamento de um mapa termodinâmico de estabilidade de fases, conforme apresentado esquematicamente

na Figura 17 para um sistema binário hipotético constituído por dois componentes A-B, (SILVA, 2007).

Figura 17 - Curvas de resfriamento e diagrama de fases para as ligas A e B.



Fonte: (SILVA, 2007).

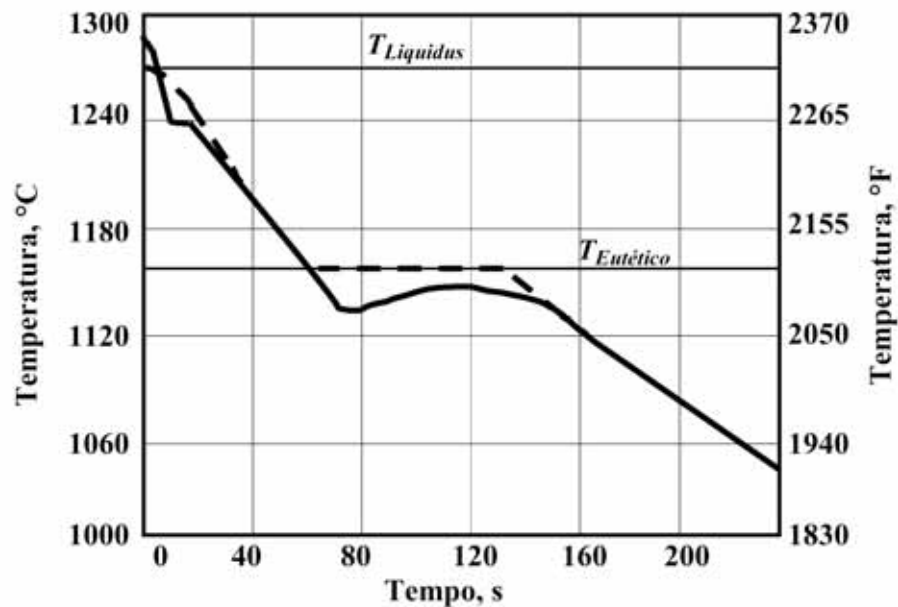
As representações idealizadas das curvas de resfriamento apresentadas na Figura 17 não são exatamente aquelas encontradas nas condições práticas de solidificação. As diferenças que podem ser observadas em condições experimentais devem-se tanto à natureza quanto às condições específicas de formação dos primeiros cristais sólidos, levam-se em conta eventuais condições práticas de resfriamento que não traduzam exatamente uma situação de equilíbrio, conforme preconizado pelos diagramas de equilíbrio de fases.

Análise térmica é um método comprovado, comumente utilizado em fundições de ferros fundidos para uma resposta rápida, controle preciso, confiável e de baixo custo na fundição. Permite determinar o carbono equivalente, grau de saturação (S_c), carbono e silício contido na maioria dos tipos de ferro elaborados (HERAUS ELETRO-NITE, 2007).

A Figura 18 apresenta um exemplo típico referente a uma curva de resfriamento de um ferro fundido com 3,2 % carbono, mostrando os inícios de formação de

austenita e do eutético para temperaturas abaixo das indicadas como temperaturas *liquidus* e eutética, respectivamente (SILVA, 2007).

Figura 18 - Curva de resfriamento para um ferro fundido com 3,2 % C. Linha tracejada: Equilíbrio; Linha cheia curva de resfriamento **normal**.



Fonte: (SILVA, 2007).

A possibilidade de se fazer avaliação (previsão) na fase quando o metal é fundido, ainda antes de ser vazado para o molde, de se determinar ou de se aproximar das propriedades mecânicas requeridas é oferecida pela técnica de Análise Térmica Diferencial - DTA (BINCZYK, 2007).

É a técnica na qual a diferença de temperatura entre uma substância e um material de referência é medida enquanto a substância e o material de referência são submetidos a uma programação controlada de temperatura. A amostra e o material de referência são submetidos à mesma programação de aquecimento monitorada pelos sensores de temperatura, geralmente termopares (RODRIGUES, 2007).

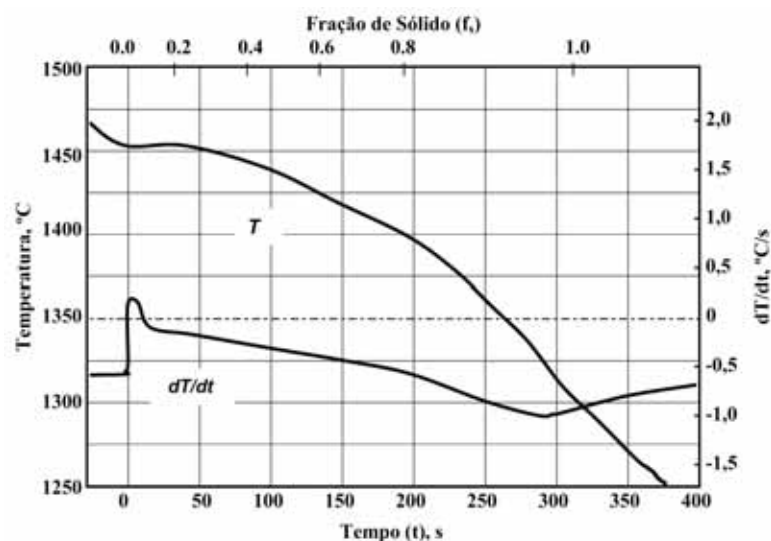
A técnica é baseada na análise teórica de diagramas de equilíbrio de fases e práticas de medições efetuadas em condições industriais, onde são estabelecidas relações entre os pontos *líquidus* e *sólidus* e o tempo de solidificação em função da composição química e propriedades mecânicas das ligas examinadas. Uma vantagem bastante singular deste método é o curto período de tempo em que os

dados necessários para a avaliação do material testado podem ser obtidos. Ainda no decurso do ciclo de produção, em um tempo não mais do que alguns minutos, pode-se verificar se o material examinado é ou não consistente com a especificação. Infelizmente, nem todos os fenômenos que ocorrem durante a cristalização da liga e solidificação pode ser registrada na curva de resfriamento (BINCZYK, 2007).

A determinação da temperatura de início e fim de solidificação é muitas vezes problemática. Para tais casos, o gráfico da derivada da temperatura com respeito ao tempo permite uma avaliação mais precisa dos processos que ocorrem durante a solidificação, à curva da derivada é mostrada em locais com mínimos e máximos e como uma derivada cruzando o valor zero (BINCZYK, 2007).

O início do processo de solidificação (linha *líquidus*) bem como o seu término (linha *solidus*) é acompanhado de mudanças de inclinação na curva de resfriamento tendo em vista o início e final do processo de liberação de calor latente, respectivamente. Para facilitar a determinação das temperaturas *líquidus* e *solidus*, utiliza-se um procedimento experimental de derivação da curva de resfriamento em relação ao tempo (análise térmica diferencial), que amplia o fenômeno, e permite uma maior precisão nas medidas das temperaturas de transformação, conforme apresentado na Figura 19, (SILVA, 2007).

Figura 19 - Curva de resfriamento e taxa de resfriamento obtido por Análise Térmica Diferencial. Liga: Fe 1,01 % C; 0,25 % Si; 0,46 % Mn.

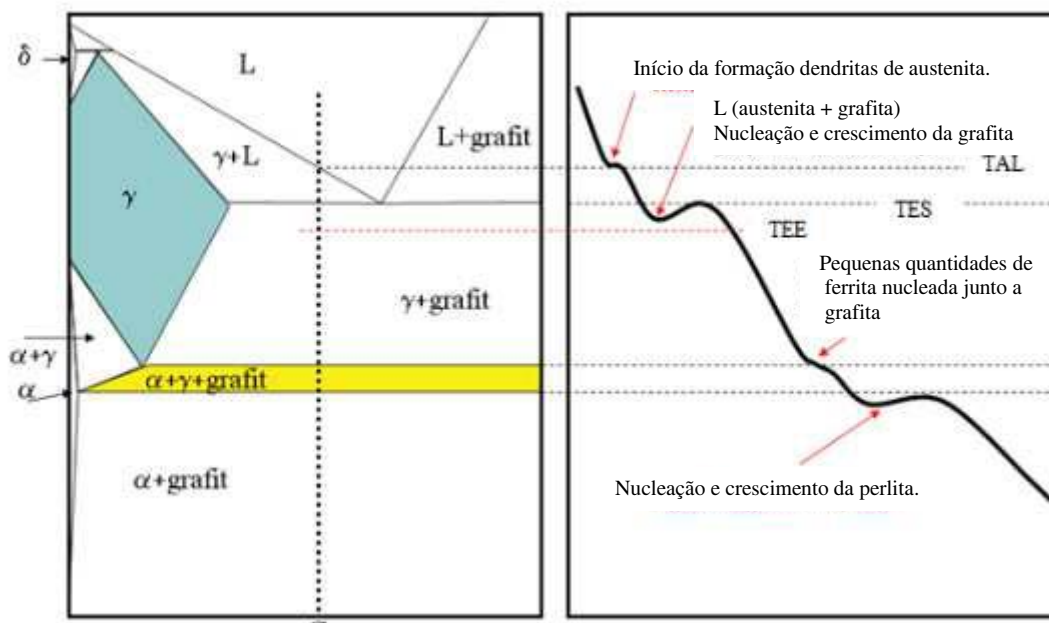


Fonte: (SILVA, 2007).

Análise térmica nestes casos baseia-se no princípio de que cada fase de transformação em uma amostra ocorra um evento térmico durante sua curva de resfriamento ou aquecimento. De fato, a curva de resfriamento é uma história da solidificação da amostra relacionada. Assim, é possível obter várias informações sobre adição do metal no molde, comparando as curvas de resfriamento de tipos diferentes de grafita (HOOSHYAR, 2011).

No comportamento de solidificação dos ferros fundidos de grafita compacta eutética e hipoeutética, por exemplo, a análise térmica é uma ferramenta importante para investigar o processo de solidificação, em que a temperatura durante o resfriamento é monitorada. Qualquer mudança no processo de solidificação provoca uma alteração na inclinação da curva. Como pode ser visto da Figura 20, a solidificação começa com formação das dendritas primárias de austenita (TL ou TAL). Com a diminuição da temperatura ao longo do tempo, as dendritas crescem e com o resfriamento é enriquecida em carbono. No ponto TES, a grafita e austenita são formadas. Finalmente a altura do ponto TEE, a reação eutética termina (HOOSHYAR, 2011).

Figura 20 – Sistema Fe-C Estável com adição de Si.



Fonte: (HOOSHYAR, 2011).

Os resultados da análise térmica na solidificação permitem também a determinação experimental de importantes variáveis térmicas que são fundamentais para correlações com a estrutura final de solidificação, podendo-se citar: tempo; local de solidificação; velocidades de deslocamento das isothermas *líquidus* e *solidus*; taxa de resfriamento à frente da isoterma *líquidus*; que são determinantes na formação da morfologia da macroestrutura e nas dimensões das redes celulares ou dendríticas da microestrutura de solidificação. Cabe também mencionar a importância da correta determinação do coeficiente transitório de transferência de calor metal/molde, principalmente para fundição em moldes metálicos ou refrigerados, tendo em vista a sua influência imediata sobre as já mencionadas variáveis térmicas de solidificação.

Na prática industrial de fundição de ferros-fundidos é também comum a utilização da análise térmica na determinação da composição química do ferro fundido, ou seja, para a determinação do denominado Carbono Equivalente (CE). Pode-se, por exemplo, utilizar uma relação linear entre a temperatura *líquidus* e o Carbono Equivalente na forma: [1]

$$CE = \%C + \frac{\%Si}{3} + \frac{\%P}{3} \quad [1]$$

É importante mencionar que os sensores utilizados na análise térmica industrial, bem como a distorção térmica que pode ocorrer na utilização de termopares, são possíveis fontes de erros na avaliação térmica e que precisam ser cuidadosamente avaliados em cada situação experimental. Outro aspecto que merece atenção, no caso da solidificação de ferros fundidos em coquilhas, refere-se à determinação de coeficientes transitórios de transferência de calor metal/molde, até hoje inexistentes na literatura. A disponibilização desses coeficientes permitiria a simulação de variáveis térmicas de solidificação dos ferros fundidos, possibilitando o aprofundamento de correlações entre essas variáveis e a estrutura final de solidificação e, conseqüentemente, com as características mecânicas finais do componente fundido, (SILVA, 2007).

Atualmente podem-se controlar inúmeros fatores dos processos de fundição, aumentando o rendimento, apenas com a ajuda da análise térmica. Permite calcular rapidamente o Carbono Equivalente e os teores de carbono e silício das ligas em condições não controladas, ou seja, pequenas variações de temperatura, composição química, eficiência da inoculação, etc. alteram a tendência do banho. Com o uso da análise térmica pode-se corrigir estas alterações.

2.5.4 - Vantagens da utilização da análise térmica

Existem várias vantagens quando da utilização de técnicas de análise térmica na elaboração do banho de metal líquido, dentre elas:

- erros, amostrais e de interpretação, praticante desprezíveis;
- controle mais eficiente nos processos metalúrgicos: composição química,
- oxidação, inoculação, nodulização e a intensidade de defeitos;
- controla ou altera a microestrutura para melhorar as propriedades mecânicas;
- pode-se prever o comportamento do banho com base nas curvas de resfriamento;
- flexibilização das cargas e otimização dos processos reduzindo os custos;

A Figura 21 mostra exemplo de tipos de cadinho utilizado no controle de análise térmica de banhos de ferros fundidos e a Figura 22 mostra exemplo de parâmetros estudados no resfriamento de uma curva típica de análise térmica.

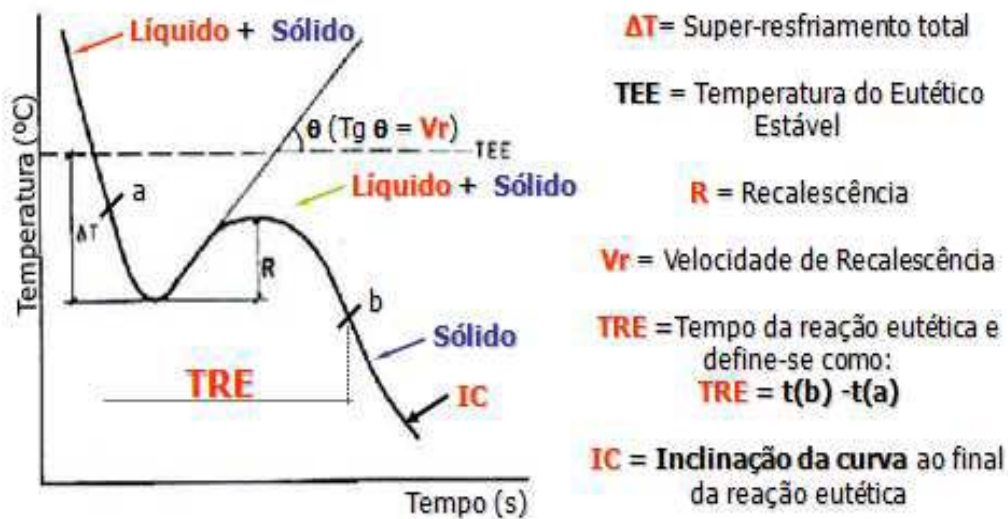
Figura 21 – Cadinho utilizado para controle de análise térmica.



a) Seção do cadinho b) Fotos do cadinho em utilização

Fonte: (FUOCCO *et al*, 2005).

Figura 22 – Parâmetros de curva de resfriamento de uma curva de análise térmica.



Fonte: (DURAN, 1985)

2.5.5- Fatores que afetam as curvas de análise térmica

As curvas de análise térmica de ferros fundidos são influenciadas por 3 fatores principais:

- tipos de carga e sequencia de carregamento influenciam devido às hereditariedades das cargas, adições de grandes quantidades de cavaco ou sucata de aço na última fase do carregamento pode levar ao material possuir maiores porcentagens de cementita na solidificação, ao contrário pode acontecer se jogarmos quantidades excessivas de ferro gusa, estas sequencias alteram a condição do banho e podem altar a composição química do banho, ou seja, alterar os teores de C, Si, P, S, Mn, etc;

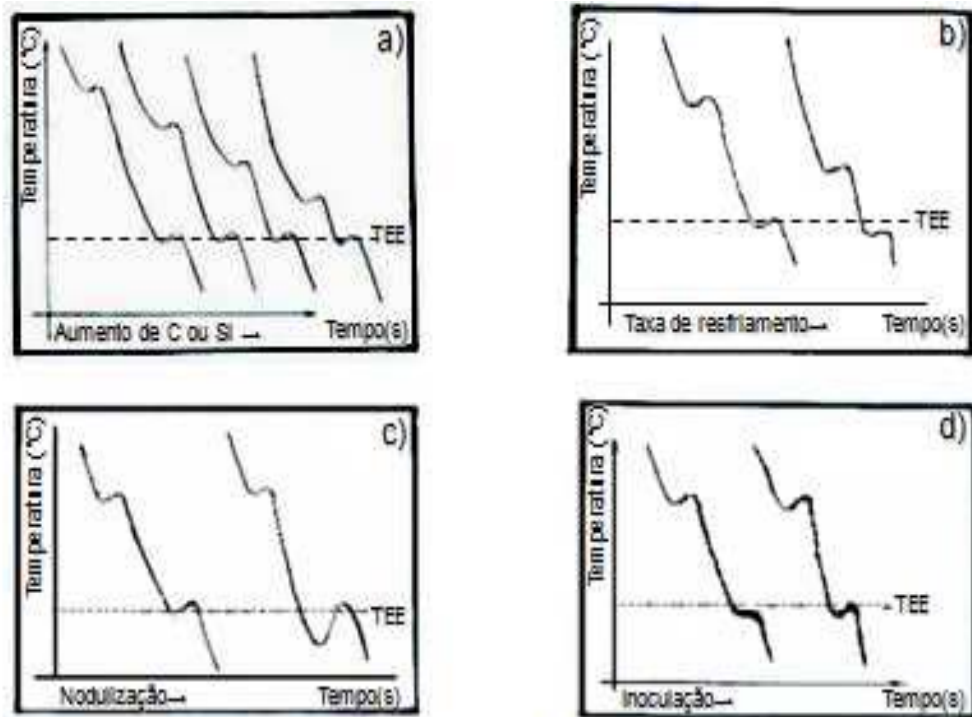
- ciclo de elaboração: o tempo de permanência do banho no forno, a temperatura do metal a ser vazado e os tipos de materiais do molde alteram a taxa de resfriamento e a condição de nucleação do banho devido destruírem núcleos de solidificação do metal e alterarem a taxa de solidificação;

- tratamento do banho: inoculação e nodulização, teores diferentes de inoculantes e nodulizantes afetam a quantidade de grafita a ser formada e a morfologia da mesma;

OBS: Os fatores acima influenciam nas variáveis tais como: velocidade de crescimento (V_c), super-resfriamento (ΔT), número de núcleos e temperatura de solidificação (T_s), variáveis estas, que revelam a tendência do banho (SOUZA SANTOS, 1991).

A Figura 23 exemplifica a influência dos fatores composição química, taxa de resfriamento, nodulização e inoculação nas curvas de resfriamento.

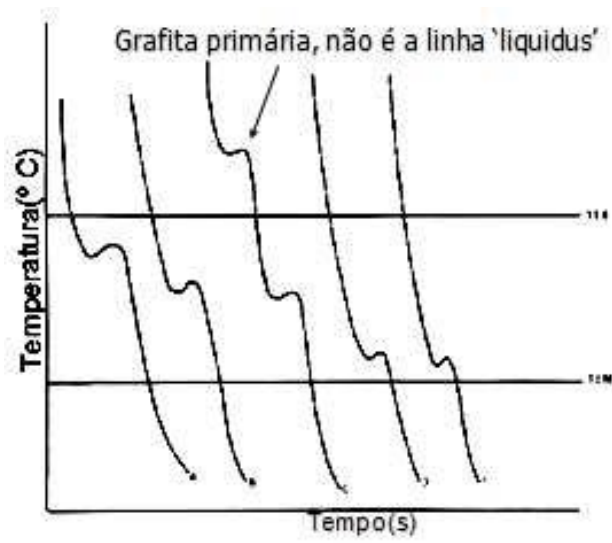
Figura 23 – Influência dos fatores (a) composição química, (b) taxa de resfriamento, (c) nodulização e (d) inoculação.



Fonte: (SOUZA SANTOS, 1991).

A Figura 24 exemplifica a influência dos tipos de grafita lamelar nas curvas de resfriamento.

Figura 24 – Curvas com tipo de grafita lamelar.



Fonte: (SOUZA SANTOS, 1991).

Capítulo 3 – Materiais e Métodos

Para o trabalho, foi estudado inicialmente a composição química de 177 peças fundidas e suas curvas de análise térmica, onde foram separados os resultados de 69 peças para o estudo, dividido de acordo com suas características de solidificação. As composições foram divididas em seis grupos de ligas de diferentes tipos de ferros fundidos especiais. Todas as ligas foram elaboradas em fornos de indução com frequência de rede do fabricante Inductotherm com capacidade entre 5 e 8 toneladas.

Todas as ligas foram analisadas em espectrômetro de raios X com o objetivo de verificar se os elementos químicos presentes na amostragem estavam de acordo com as especificações de cada material e também para definir os grupos de estudo do presente trabalho. A Figura 25 mostra um exemplo de equipamento de aparelho de espectrômetro de raios X utilizado em análise de amostras de ferros fundidos.

Figura 25 – Exemplo de Espectrômetro de Raio X.

EDX-720/800HS

Espectrômetro de Fluorescência de Raios X por Energia Dispersiva



Fonte: www.shimadzu.com.br

3.1 - Grupos de ligas estudadas

As ligas produzidas foram separadas em famílias de produtos, cada liga tem certa peculiaridade, principalmente de composição química, cálculo de carga e elemento

de liga utilizado. As famílias das seis ligas de materiais das peças fundidas foram separadas conforme demonstrado a seguir:

- duas ligas em ferros fundidos nodular especial denominada de grupo I e II, elaboradas conforme norma ASTM 80-55-06, matriz com predominância de perlita bruto de fundição, com diferenças principais na porcentagem de silício, níquel e cromo, conforme demonstrado na Tabela 4. Para o trabalho foram analisadas doze corridas do grupo I e doze corridas do grupo II individualmente, a média das corridas de cada grupo com detalhes dos elementos principais da composição química é apresentada em resultados.

Tabela 4 – Variação de composição química entre as ligas do grupo I e II.

Grupo	Carbono Equivalente	Silício	Cromo	Níquel
I	3,88 / 4,16	1,81 / 1,95	0,56 / 0,63	1,39 / 1,61
II	3,75 / 4,20	1,44 / 1,73	0,73 / 0,89	2,75 / 3,03

- duas ligas em ferros fundidos especiais do tipo Ni-Hard denominadas de grupo III e IV, elaboradas conforme norma ASTM A 532, matriz com predominância de bainita e martensita, com diferenças principais na porcentagem de silício, níquel e cromo. Os ferros fundidos do tipo Ni-Hard caracterizados, são ligas com altos teores de níquel na composição química, com porcentagem de cromo e silício controlados para se obter um mínimo de grafita na estrutura, conforme demonstrado na Tabela 5. Para o trabalho foram analisadas nove corridas do grupo III e doze corridas do grupo IV individualmente, ocorreu uma diferença na quantidade de amostras analisadas de cada grupo devido a pouca quantidade de peças a ser fundida do grupo III, a média das corridas de cada grupo com detalhes dos elementos principais da composição química é apresentada em resultados.

Tabela 5 – Variação de composição química entre as ligas do grupo III e IV.

Grupo	Carbono Equivalente	Silício	Cromo	Níquel
III	3,68 / 3,80	0,88 / 0,99	1,58 / 1,73	4,35 / 4,45
IV	3,83 / 3,92	0,77 / 0,86	1,70 / 1,84	4,47 / 4,60

- duas ligas em ferros fundidos especiais do tipo Ni-Hard denominadas de grupo V e VI, elaboradas com derivação da norma ASTM a 532, microligado com diferenças principais na porcentagem de silício, cromo e vanádio, conforme demonstrado na Tabela 6. Estes ferros fundidos apresentam teores de vanádio de até 3,0 %, o que lhes conferem mais alta resistência ao desgaste quando utilizado. Para o trabalho foram analisadas doze corridas do grupo V e doze corridas do grupo VI individualmente, a média das corridas de cada grupo com detalhes dos elementos principais da composição química é apresentada em resultados.

Tabela 6 – Variação de composição química entre as ligas do grupo V e VI.

Grupo	Carbono Equivalente	Silício	Cromo	Níquel	Nióbio	Vanádio
V	3,60 / 3,81	1,58 / 1,70	1,85 / 1,91	4,50 / 4,65	0,56 / 0,59	0,04 / 0,14
VI	3,63 / 3,77	1,76 / 1,90	1,68 / 1,78	4,44 / 4,62	0,49 / 0,54	1,40 / 1,46

3.2 - Levantamento e análise das curvas de análise térmica.

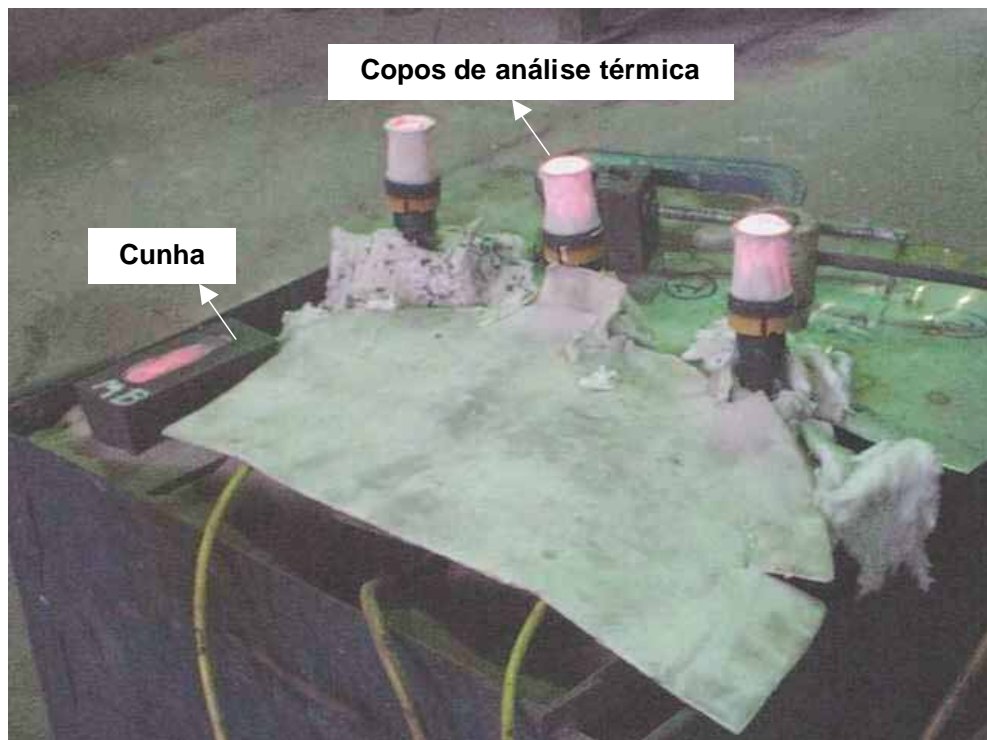
Após acompanhamento do processo de elaboração das ligas, foram estudadas todas as curvas de análise térmica de cada peça, separadas principalmente por grupo de estudo. Para o levantamento e estudo das curvas de análise térmica foi utilizado o software desenvolvido pela Lynx e Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo – IPT. O procedimento de obtenção das curvas consistiu em retiradas de amostras do metal líquido em conchas preparadas para realização desta tarefa.

Foram retiradas amostras para análise térmica em duas etapas do processo de elaboração das corridas:

- a) amostra do metal dentro do forno instante antes do vazamento para panela e inoculação.
- b) amostra do metal após vazamento para panela e após o processo de inoculação, instante antes do processo de fundição das peças.

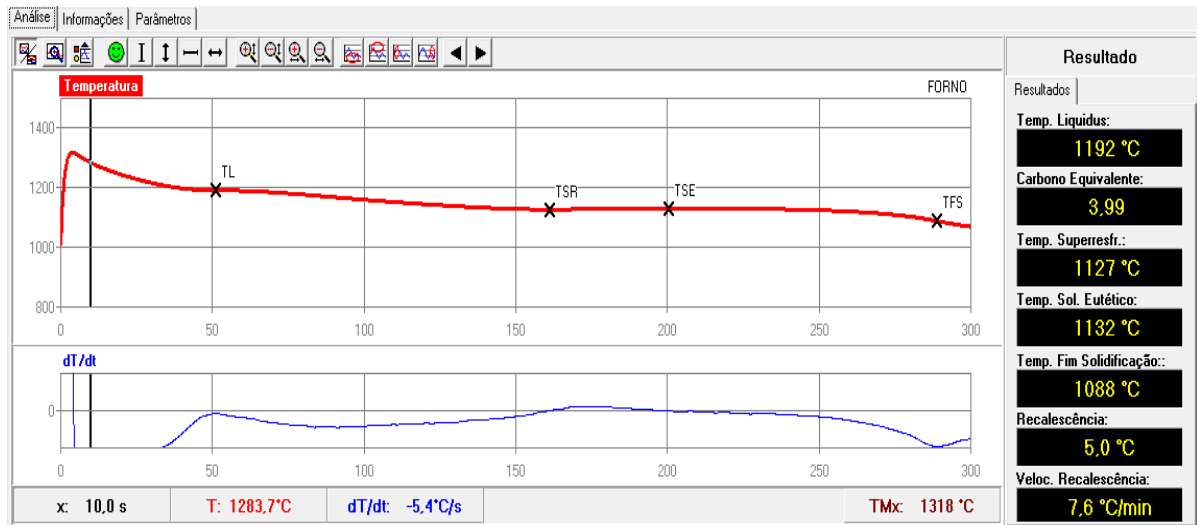
Todas as curvas obtidas foram arquivadas e analisadas posteriormente a fundição das peças de cada grupo estudado. Foram analisadas nas curvas obtidas informações sobre o Carbono Equivalente (CE), temperaturas de início e fim de solidificação e grau de recalescência entre outras informações. A Figura 26 exemplifica a retirada de amostra para controle de curvas de análise térmica e cunha de banhos de ferros fundidos e a Figura 27 exemplifica uma curva obtida por análise térmica de uma peça fundida.

Figura 26 – Exemplo de retirada de amostra para análise térmica e cunha.



Fonte: (FUOCCO *et al*, 2005).

Figura 27 – Curva de análise térmica obtida durante fundição da peça.



Nas curvas geradas de análise térmica foram considerados os seguintes fatores:

- TL – temperatura *liquidus*, onde é representado o início de solidificação da liga;
- TSR – temperatura de super-resfriamento onde significa o início da inversão da curva da solidificação do eutético estável grafita + austenita;
- TSE – temperatura de solidificação do eutético onde se descreve o começo da formação do eutético. Quanto maior a diferença entre TSR (temperatura de super-resfriamento) e TSE (temperatura de solidificação do eutético), maior a recalescência da liga, ou seja, maior a eficiência da inoculação e maior a tendência à formação de porção de grafita do banho;

Carbono equivalente, calculado pelo software de análise térmica;

Os valores dT/dt demonstram a derivada temperatura em função do tempo no ponto analisado, o qual varia de acordo com a posição da linha preta que é alterada para que possamos ver nos pontos analisados se de fato ocorreu recalescência ou não da liga. Valores positivos significam que durante a solidificação o material está fornecendo mais calor do que perdendo com a solidificação.

Os valores “x” e “T” indicam na posição (linha preta), quanto tempo se passou do início do vazamento no copinho de análise térmica até o instante analisado e T a temperatura real no ponto verificado.

3.3 - Análise das composições médias de cada grupo através do software Thermocalc.

Após o levantamento das ligas e separação dos grupos para análise, foram verificadas através do uso do Thermocalc as fases formadas para composição química média de cada grupo. Com a utilização do software pode-se entender para uma condição de equilíbrio as principais fases a se formar com a diferença de composição química, este recurso foi utilizado para verificar as diferenças encontradas na análise térmica e na dureza de cada material, o princípio da análise consistiu em fornecer a composição média de cada liga e os gráficos com as fases formadas em função de cada temperatura, foram checadadas as fases formadas desde o início da solidificação até o final da reação eutetóide.

3.4 - Medidas de dureza nas peças elaboradas por grupos de trabalho.

Para cada grupo de amostras foram realizadas medições de dureza em cada peça acabada, as medidas foram feitas com aparelho de dureza do tipo Equotip. A dureza Equotip utiliza a técnica dinâmica de ricochete. O princípio de medição Equotip é fisicamente um teste dinâmico de dureza, um corpo de impacto com uma ponta de teste esférica de carbeto de tungstênio com 3 mm de diâmetro é impelido pela força de uma mola contra a superfície da peça sendo testada. Ocorre uma deformação da superfície testada quando o corpo de impacto atinge a mesma, o que resulta em uma perda da energia cinética. Esta perda de energia é calculada através de medições de velocidade. Quando o corpo de impacto está passando pela bobina a uma distância precisa da superfície, um sinal de tensão é induzido durante a fase de impacto e ricochete do teste. As tensões são proporcionais à velocidade. O processamento eletrônico do sinal fornece a leitura da dureza para exibição no display e para armazenamento. A Figura 28 demonstra o aparelho de dureza utilizado para fazer as leituras de dureza Equotip;

Figura 28 – Aparelho Equotip utilizado para medição de dureza Equotip.



Fonte: www.proceq.com

Como os resultados encontrados de dureza foram medidos em Equotip e os valores apresentados foram uma média de 5 medições e a medida Equotip de dureza ser pouco usual para peças, as médias encontradas foram convertidas posteriormente para dureza Vickers, conforme norma ASTM A 427-74. Para facilitar o entendimento, os valores encontrados foram comparados com os valores de elementos de liga principais e com valores encontrados nas curvas de análise térmica de cada peça fundida.

3.5 - Análises comparativas de dureza das amostras por grupo de resultados encontrados de análise térmica.

Após as medições e conversões de dureza das peças de cada grupo correspondente, as mesmas foram comparadas com as composições e resultados de análises térmicas, os resultados encontrados foram plotados em gráficos para facilitar o entendimento e verificar a correlação com os valores da dureza com a inoculação e com o grau de recalescência de cada peça de cada grupo e com os valores do grupo correspondente, estas comparações foram realizadas para se verificar como ocorre a variação destes valores com a alteração da composição química e elementos de liga utilizados.

3.6 - Inoculações utilizadas nos grupos de peças fundidas

A inoculação utilizada foi modificada em função de cada grupo de composição química, a variação em cada grupo de peças ocorreu principalmente devido ao aumento crescente da utilização dos elementos de liga. Para entender a variação da inoculação, gráficos comparativos foram realizados para expressar a alteração dos valores de dureza e grau de recalescência dos grupos analisados.

3.7 - Preparações metalográficas e caracterização de amostra correspondente de cada grupo estudado.

Foram realizadas caracterizações metalográficas de amostras de referência de cada grupo estudado, para as amostras retiradas foram utilizadas a sequencia de preparação mostrada a seguir:

- a) Identificação e embutimento das amostras com auxílio de resina poliéster típico para preparação de amostra metalográfica;
- b) Lixamento mecânico com uso de lixas grana 80, 120, 240, 320, 400 e 600 mesh;
- c) Polimento final com suspensão de diamante de granulometria, 3, 1 e 1/4 μ m;
- d) Observação final com uso de microscópio ótico em amostra sem ataque e com ataque químico de Nital a 2% de solução.

Após preparação e ataque metalográfico, utilizou-se o microscópio do fabricante LEICA[®], modelo DMLM, dotado de análise e aquisição de imagens automáticas para contagem de fração volumétrica de carbonetos e grafita. As caracterizações foram feitas para se compreender se havia grandes diferenças de microestruturas em função do grupo estudado.

Capítulo 4 – Resultados e discussões.

Para melhor entendimento dos resultados, os mesmos foram separados de acordo com as semelhanças de características de cada grupo. As amostras de cada grupo foram analisadas separadamente e depois comparadas com as de mesmo grupo para verificar a interferência dos parâmetros analisados com os resultados encontrados.

4.1 – Resultados e discussões do grupo I e grupo II.

4.1.1 – Resultado de composição, inoculação e dureza.

Para o grupo I e grupo II que tem família de ferro fundido nodular especial, foram analisadas as diferenças de composição química, análise de parâmetros ligados à composição química e dureza final após acabamento das peças. A Tabela 7 descreve a análise química, a inoculação e dureza média encontrada nos grupos I e II.

Tabela 7 – Valores médios de análise química, inoculação e dureza dos grupos I e II.

Grupo	Faixa	C (%)	Si (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	Mg (%)	Inoculação (%)	Dureza Hv 30
I	Comp. Quím.	3,29	1,87	1,48	0,59	0,26	0,045	0,606	412
	Desvio Padrão	0,045	0,052	0,074	0,026	0,029	0,003	0,0539	17,12
II	Comp. Quím.	3,37	1,60	2,83	0,80	0,44	0,052	0,518	514
	Desvio Padrão	0,044	0,084	0,104	0,054	0,018	0,010	0,0544	17,07

A Tabela 7 mostra os valores, podemos observar as divergências encontradas na composição e inoculação das ligas do grupo I e do grupo II, percebe-se como consequência que esta divergência impactou diretamente na dureza média encontrada.

Fatores principais que influenciaram esta divergência:

a) Inoculação, teor de silício e faixa de cromo das ligas impactaram fortemente na dureza média final, conforme descrito anteriormente na revisão bibliográfica, teores mais elevados de inoculante e silício com cromo mais baixo favorecem a formação de grafita e por consequência obtem-se dureza mais baixa para as ligas do grupo I;

b) Teor dos elementos níquel e molibdênio também tiveram influência direta na dureza mais alta do grupo II, o níquel é um forte formador de perlita durante a solidificação da liga e favorece o endurecimento por solução sólida, o molibdênio nos teores apresentados favorece também o aumento de dureza por solução sólida apesar de poder estar fracamente presente nos carbonetos da liga;

c) O cromo também teve influência decisiva nos valores de dureza do grupo II, teores crescentes de cromo tendem a diminuir a diferença entre as linhas de solidificação de eutético estável e meta-estável, favorecendo assim a formação de carbonetos ao invés de grafita durante a solidificação das ligas.

d) Os teores de carbono e magnésio não tiveram tanta influência, apesar do carbono ser necessário para a formação da grafita, a diferença de carbono acabou sendo diminuída pela presença dos elementos silício e cromo, o magnésio atuou na formação de grafita em forma de nódulos ao invés de veios.

4.1.2 – Resultados de análise térmica.

As curvas de análise térmica características das peças fundidas dos grupos I e II são demonstrados nas Figuras 29 e 30 e a Tabela 8 mostra a média das análises térmicas das 12 amostras do grupo I e das 12 amostras do grupo II.

Nas curvas de análise térmica foram analisadas as temperaturas líquidas, temperaturas de super-resfriamento, temperaturas de solidificação do eutético, carbono equivalente, temperatura final de solidificação e recalescência.

Figura 29 – Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo I.

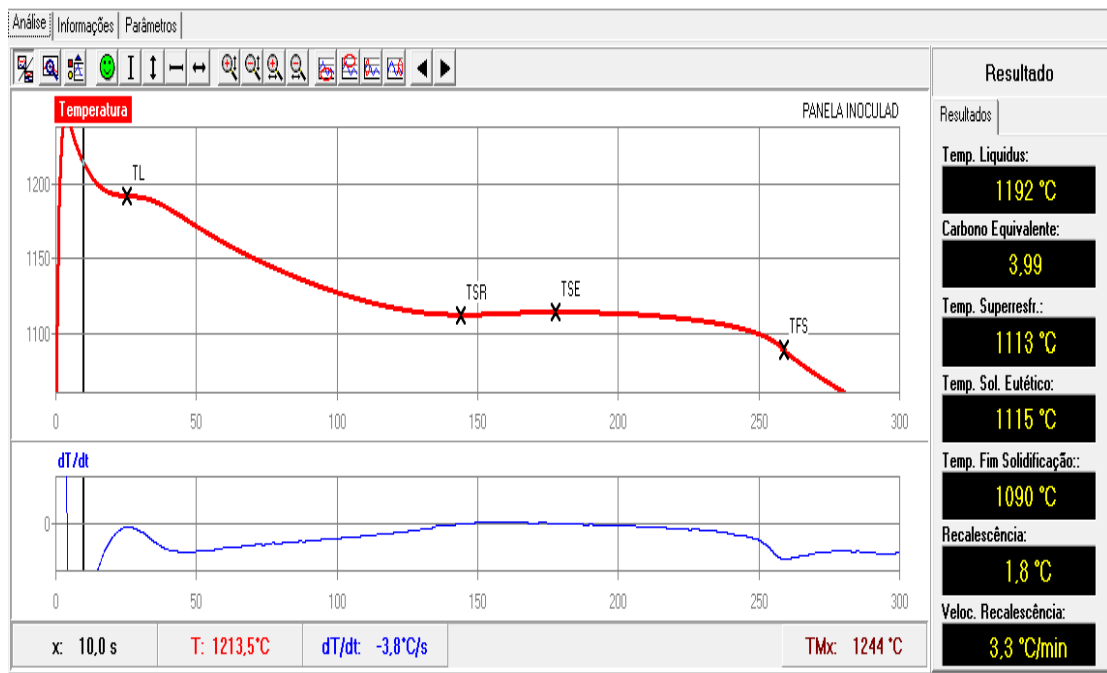
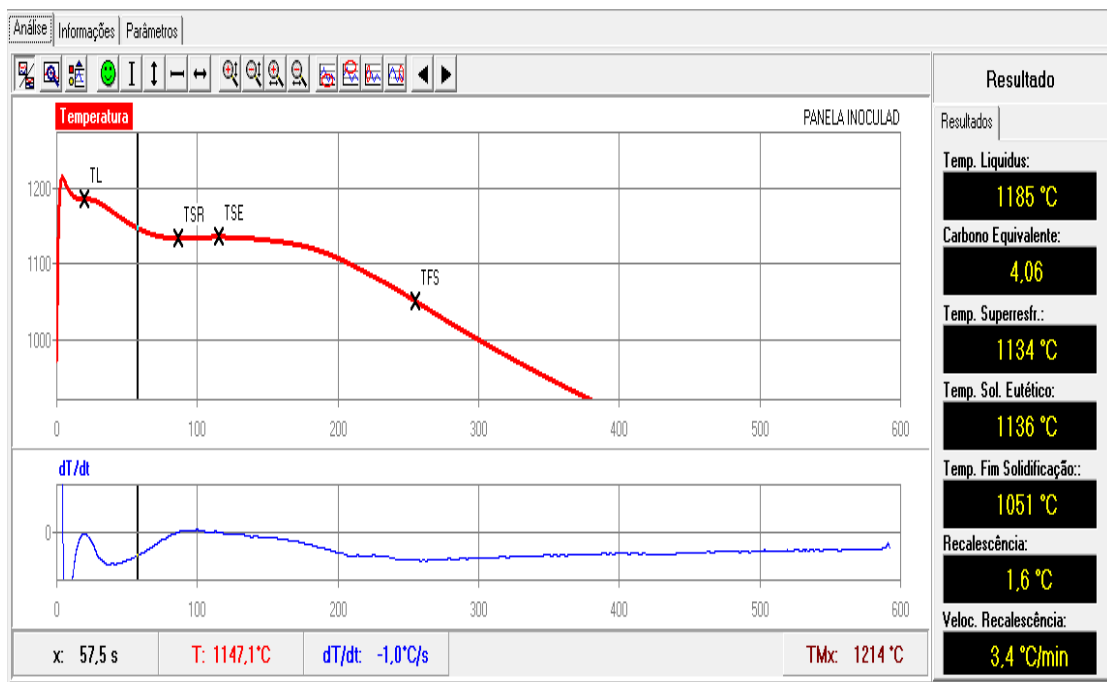


Figura 30 – Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo II.



Com as informações das curvas de análise térmica dos grupos I e II podemos concluir as seguintes informações:

- a) TL – temperatura *liquidus*, percebe-se nos gráficos apresentados que são ligas hipo-eutéticas com início de formação de dendritas de austenita;
- b) TSR – temperatura de super-resfriamento onde se percebeu que em ambas as ligas ocorreram super-resfriamento com início de recalescência, ou seja, se percebe que a grafitização naquele momento foi maior que a taxa de resfriamento do material, o calor latente liberado passou a ser maior que o calor extraído durante a solidificação;
- c) TSE – temperatura de solidificação do eutético onde se percebeu que em ambos os grupos I e II ocorreu uma diferença positiva entre a diferença de solidificação do eutético e temperatura de super-resfriamento, ocorrendo recalescência em ambos os grupos analisados. Quanto maior a diferença entre TSR (temperatura de super-resfriamento) e TSE (temperatura de solidificação do eutético), maior a recalescência da liga, ou seja, maior a eficiência da inoculação e maior a tendência à formação de porção de grafita do banho;
- d) Somente a análise térmica, sem a informação da composição química não é suficiente para definir se o material está de acordo com as especificações. Ligas de ferros fundidos dependem de informações casadas de composição química, cálculo de carga e análise térmica para verificar a eficiência do material em obter a porcentagem correta de grafita, carboneto e dureza;
- e) Carbono equivalente mais alto da liga do grupo II expressa em parte a porcentagem média de carbono mais alto da liga em relação ao do grupo I.

Os valores dT/dt demonstrou que durante a solidificação do eutético de ambas as peças do grupo I e II ocorreu variação positiva da derivada, indicando uma liberação de calor maior que a extração de calor nesse ponto.

A Tabela 8 mostra a média das análises obtidas das 12 amostras do grupo I e das 12 amostras do grupo II.

Tabela 8 – Média das análises das 12 amostras do grupo I e das 12 amostras do grupo II.

Grupo	Dados	Temp. líquido (°C)	Carbono Equiv.	Temp. Super-resfriam. (°C)	Temp. Solidific. Eutético (°C)	Temp. Fim Solidific. (°C)	Recalescência (C°)	Veloc. Recalesc. °C/min.
I	Parâmet. Análise Térmica	1192	3,99	1116	1117	1088	1,74	3,93
	Desvio Padrão	6,84	0,06	4,75	4,50	5,66	0,95	2,22
II	Parâmet. Análise Térmica	1190	4,01	1120	1122	1073	1,76	3,60
	Desvio Padrão	14,73	0,14	7,73	8,34	15,29	1,38	2,10

Percebe-se nos parâmetros da Tabela 8 uma pequena diferença entre os grupos I e II, as diferenças mais expressivas são:

- Temperatura *líquidus* e carbono equivalente, maiores carbono equivalente possuem menores temperaturas líquido, esta informação bate com o que diz a revisão bibliográfica que mais próximo do eutético da liga menor a sua temperatura líquido, apesar de que a diferença ser quase desprezível;
- As diferenças entre temperatura de super-resfriamento e temperatura de solidificação do eutético em ambos os grupos indicaram que ocorreu recalescência durante a solidificação;
- Temperatura final de solidificação indicou que as ligas do grupo I solidificaram em temperaturas mais altas que a do grupo II;
- As médias das recalescências das ligas dos grupos I e II ficaram muito próximas, indicando que a inoculação foi efetiva para ambas as ligas.

Obs.: Obter valores de recalescência é importante para se verificar se está formando grafita durante a solidificação do eutético e pelo fato de sua ausência pode significar a falha do material.

4.1.3 – Resultados comparativos dos valores encontrados de dureza, carbono equivalente e inoculação dos grupos I e II.

Para comparações, foram gerados gráficos utilizando o Minitab, programa de análise estatística, e verificado a correlação entre os dados analisando os fatores R-Sq. A Tabela 9 descreve os critérios utilizados para definir as correlações entre os resultados comparados, somente a utilização do Excel não foi suficiente para determinar com clareza estas correlações. As Figuras 31, 33, 35, 37, 39, 41, 43, 45 e 47 demonstram os gráficos realizados com as correlações do grupo I. As Figuras 32, 34, 36, 38, 40, 42, 44, 46 e 48 demonstram os gráficos com as correlações do grupo II.

Tabela 9 – Fatores de correlação R-Sq utilizados.

Fator R-Sq	Grau de correlação
R-Sq = 1,0	Correlação perfeita
$0,9 < R-Sq < 1,0$	Correlação muito forte
$0,6 < R-Sq < 0,9$	Correlação forte
$0,3 < R-Sq < 0,6$	Correlação moderada
$0,2 < R-Sq < 0,3$	Correlação fraca
$0,0 < R-Sq < 0,2$	Correlação inexistente

Figura 31 – Dureza em função do grau de inoculação – Grupo I.

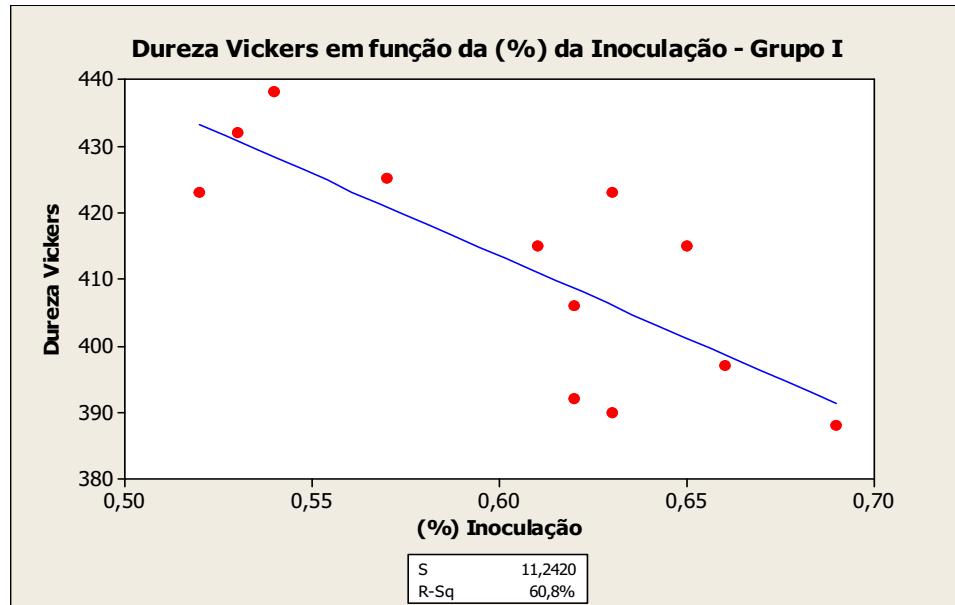
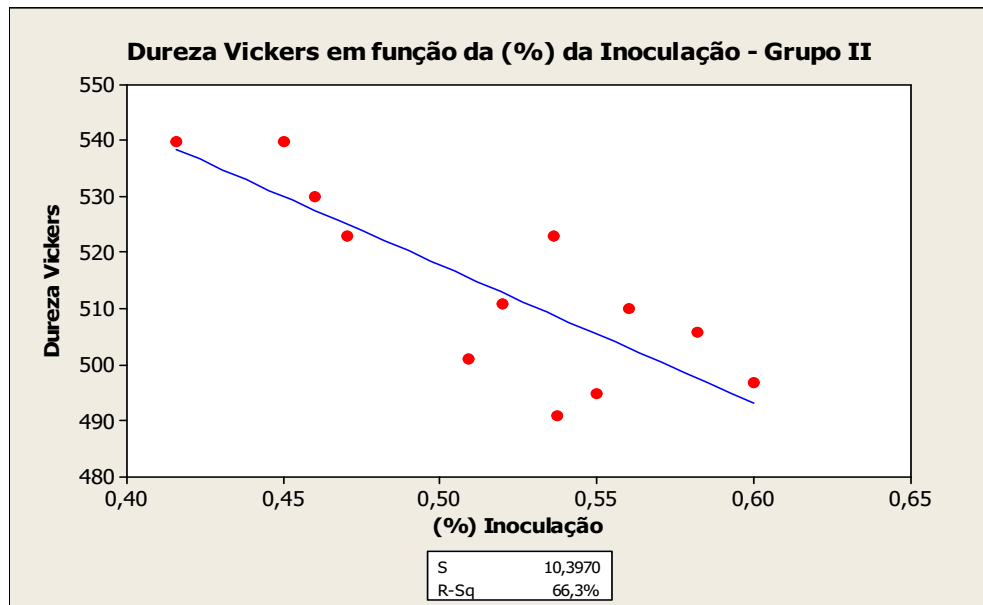


Figura 32 – Dureza em função do grau de inoculação – Grupo II.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função da (%) da inoculação, ambos os grupos apresentaram uma correlação forte ($R-Sq > 60\%$), comprovando que maiores teores de inoculante favorecem a maior porcentagem de grafita e menor dureza da matriz, teores maiores de inoculante favorecem uma diminuição do super-resfriamento da liga, pois atua como pontos de nucleação do material;

Figura 33 – Dureza Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo I.

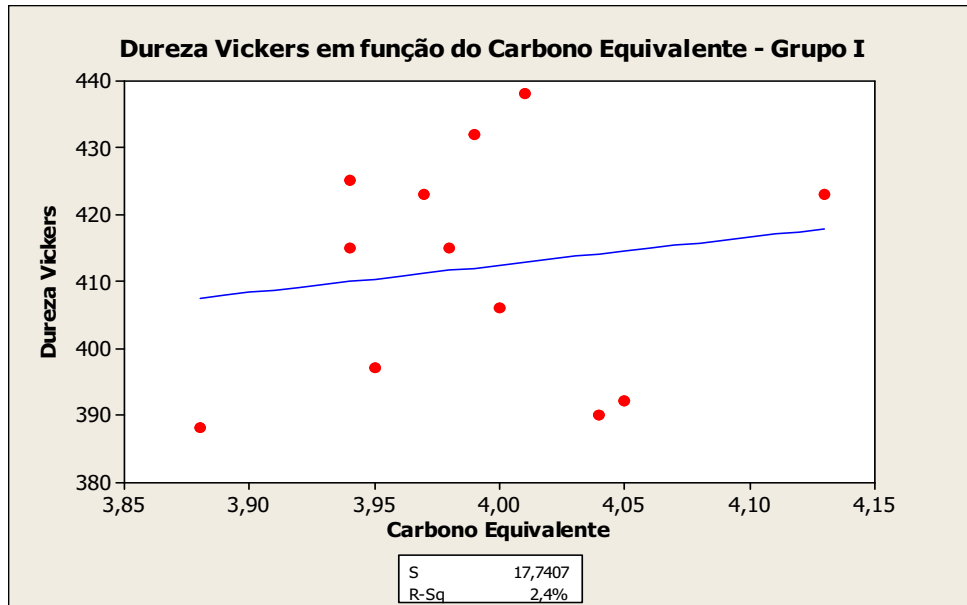
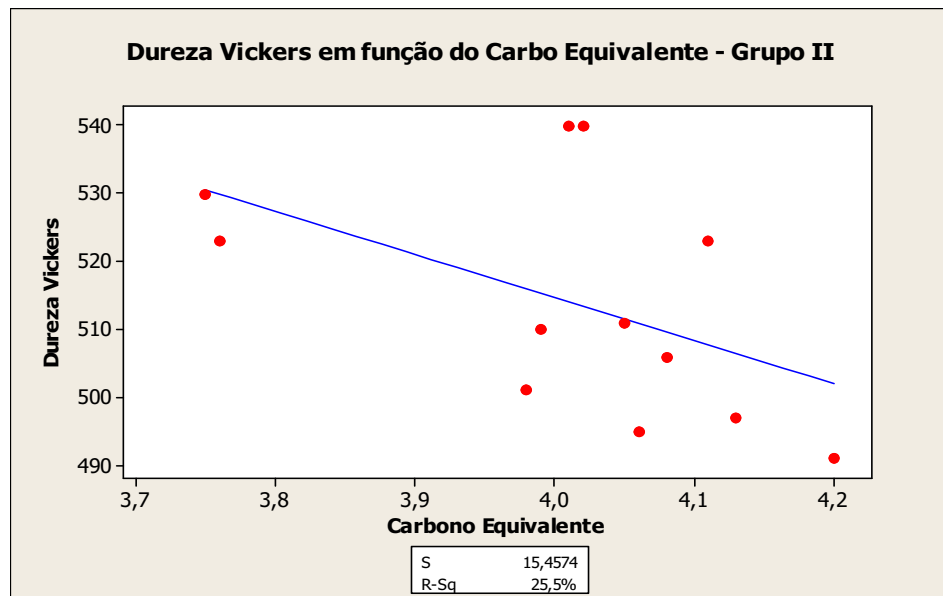


Figura 34 – Dureza Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo II.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função do Carbono Equivalente, ambos os grupos apresentaram uma correlação fraca ($R-Sq < 30\%$), comprovando que somente o Carbono Equivalente não é responsável para influenciar nos valores de dureza. Outros fatores têm maiores correlações. O aumento do carbono equivalente combinado com outros elementos poderia favorecer a maiores porcentagens de grafita com queda de dureza do material.

Figura 35 – Dureza Vickers em função da Recalescência – Grupo I.

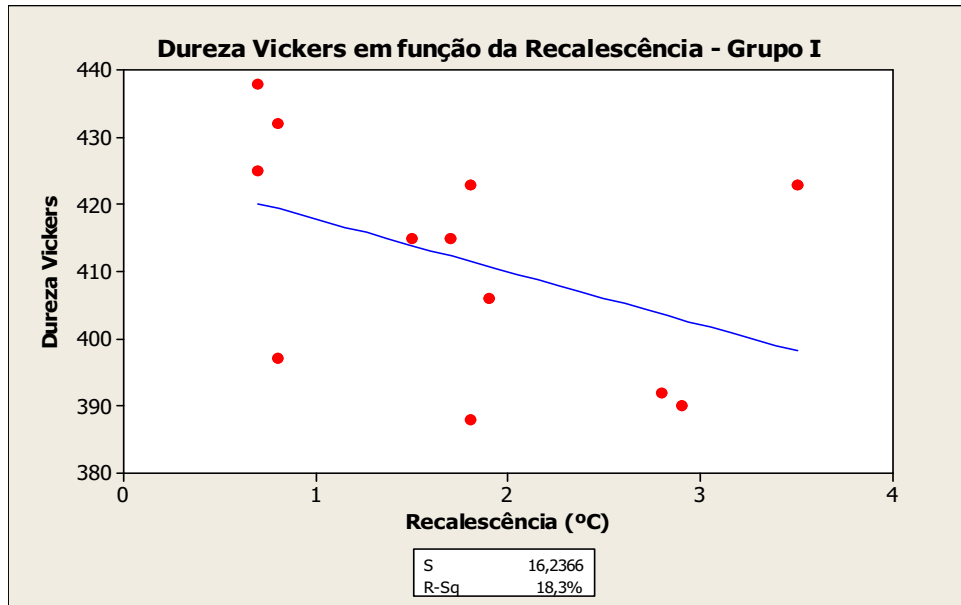
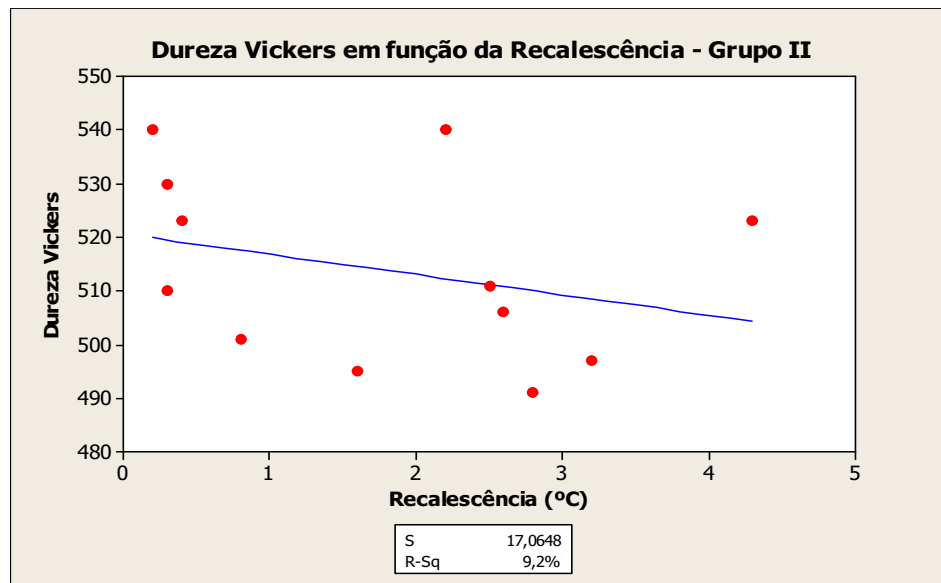


Figura 36 – Dureza Vickers em função da Recalescência – Grupo II.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função do grau de Recalescência, ambos os grupos apresentaram uma correlação fraca ($R-Sq < 20\%$), comprovando que o aumento do grau de recalescência não influencia diretamente a queda da dureza, porém no grupo II favoreceu uma maior porcentagem de. A recalêscência pode ser influenciada por outros fatores combinados que diretamente não influenciam na dureza do material.

Figura 37 – Dureza Vickers em função da (%) de Cromo – Grupo I.

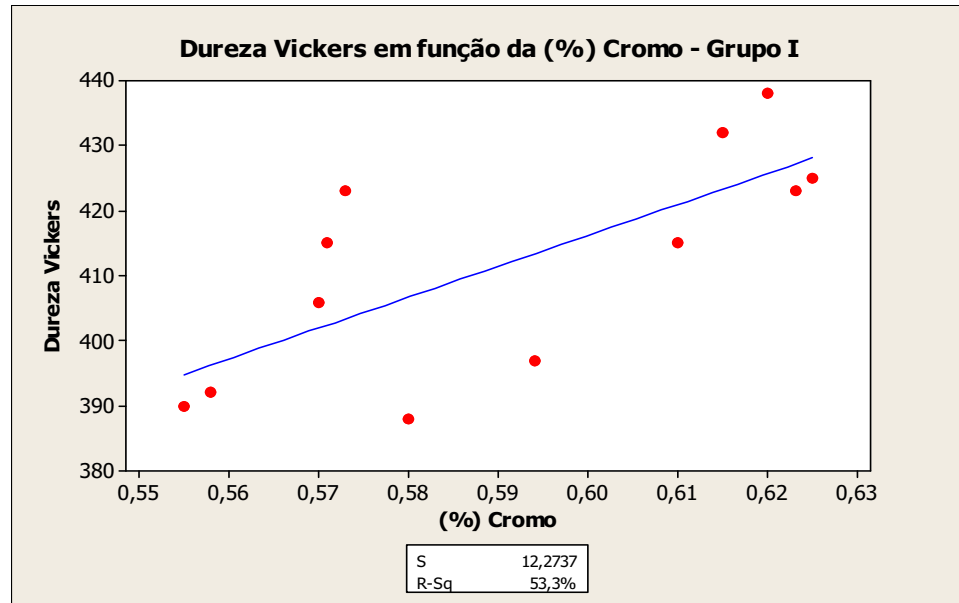
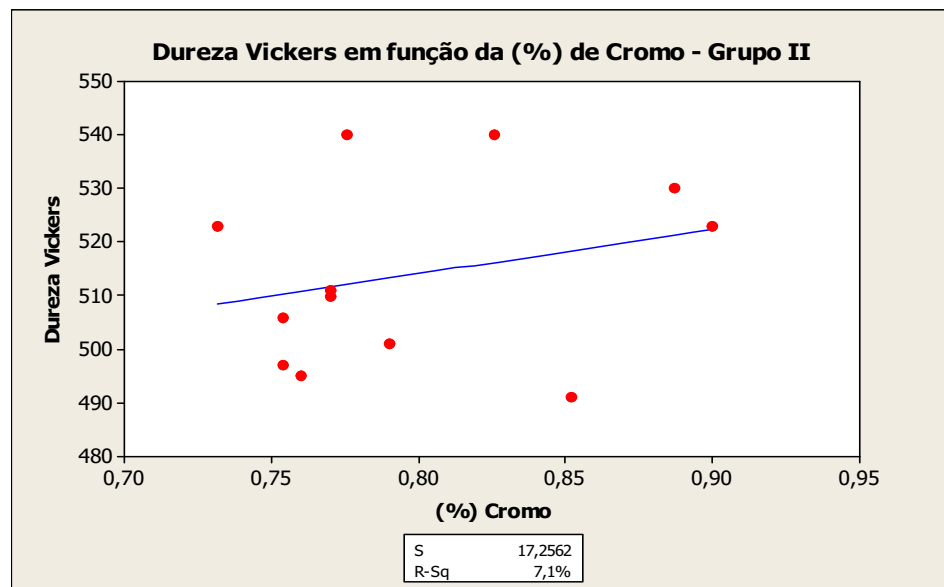


Figura 38 – Dureza Vickers em função da (%) de Cromo – Grupo II.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função da (%) de Cromo, o Grupo I apresentou uma boa correlação, ou seja, o aumento da porcentagem de Cromo favoreceu uma maior porcentagem de carbonetos com acréscimo na dureza. No Grupo II por possuir maior quantidade de elementos de liga, para ocorrer influência na dureza é necessário uma maior variação no teor de Cromo. Percebe-se, porém que ocorreu um aumento de dureza do Grupo I para o Grupo II.

Figura 39 – Dureza Vickers em função da (%) Silício – Grupo I.

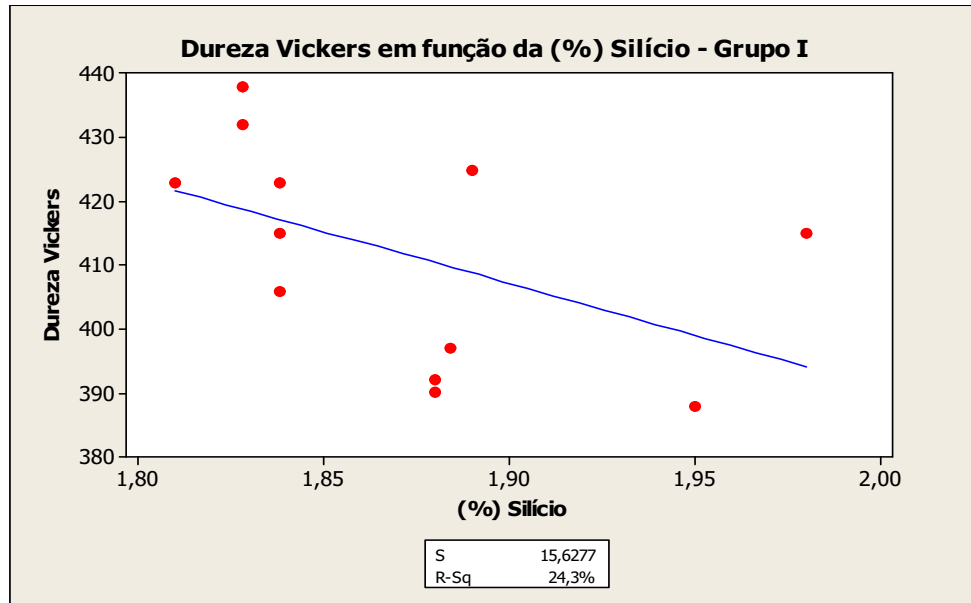
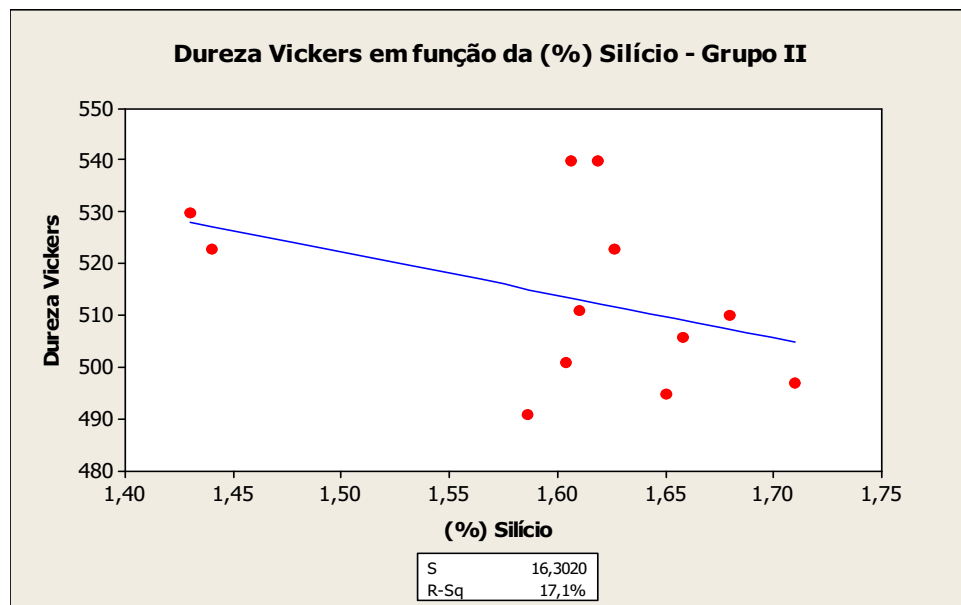


Figura 40 – Dureza Vickers em função da (%) Silício – Grupo II.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função da (%) de Silício, os Grupos I e II apresentaram correlação moderada para fraca ($R-Sq < 25\%$), sendo um pouco mais influente na queda de dureza no Grupo I. No Grupo II por possuir maior quantidade de elementos de liga, para ocorrer influência na dureza é necessário uma maior variação no teor de silício do que apresentado na Figura 40. O silício

influência a formação de grafita por atuar no aumento do intervalo de temperatura entre eutético estável e eutético metaestável.

Figura 41 – Recalescência em função da (%) da Inoculação – Grupo I.

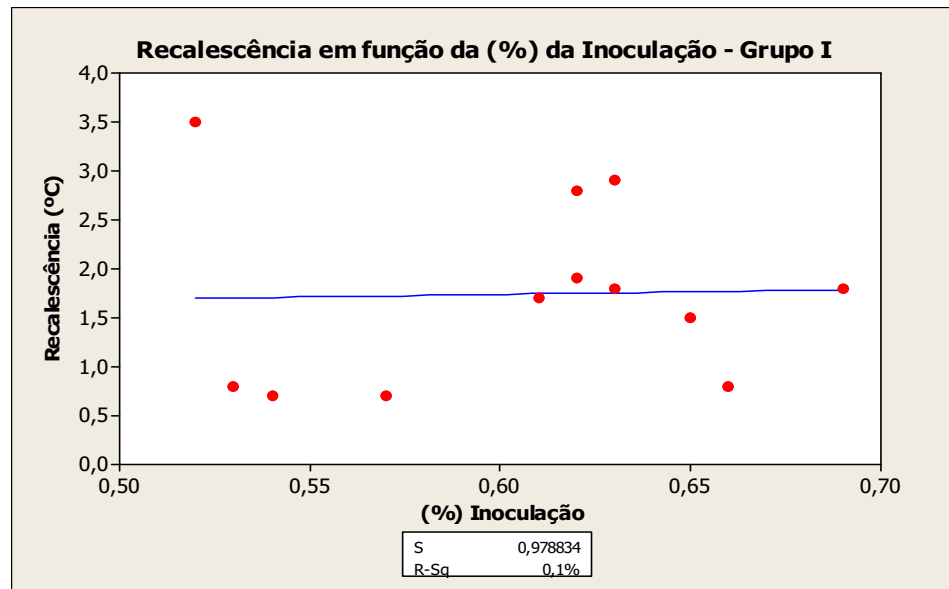
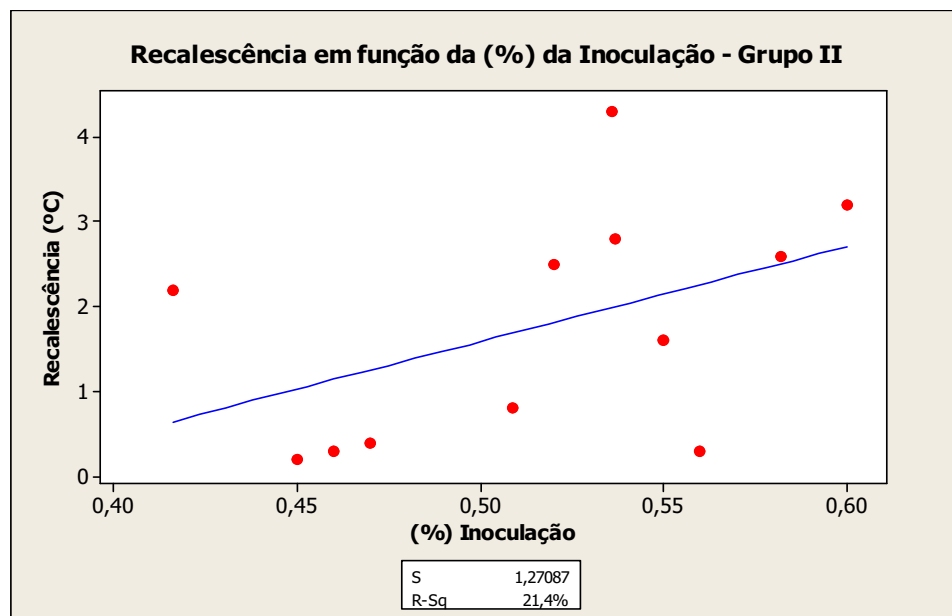


Figura 42 – Recalescência em função da (%) da Inoculação – Grupo II.



- Nos gráficos analisados de recalescência em função da (%) da inoculação, os Grupos I e II apresentaram correlação moderada para fraca ($R-Sq < 25\%$), sendo pouco mais influente na recalescência no Grupo II. No Grupo I a inoculação

praticamente não teve influência por possuir teor mais elevado de silício na liga que favorece a formação de grafita. No grupo II a inoculação foi mais influente devido contra balancear a influência de teores mais elevados de cromo na liga.

Figura 43 – Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo I.

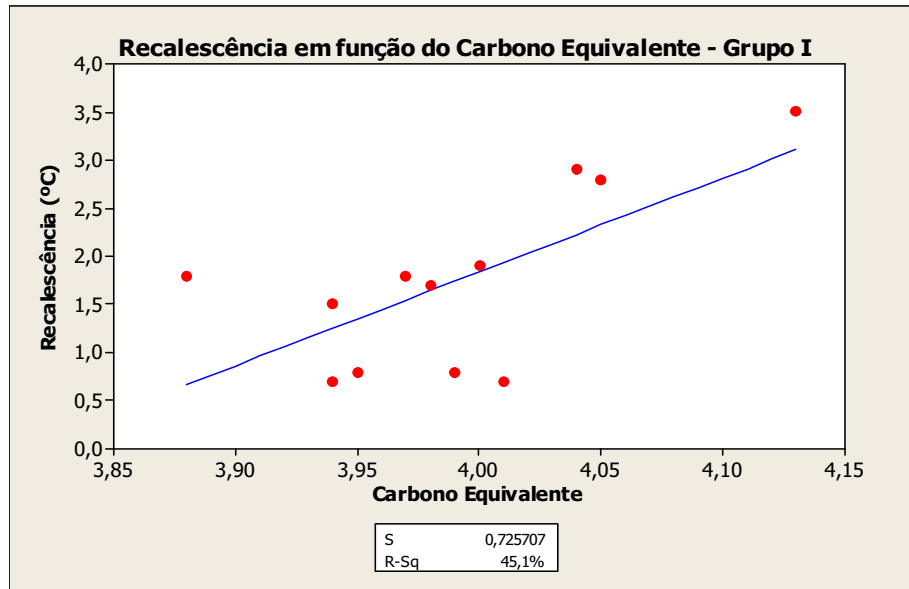
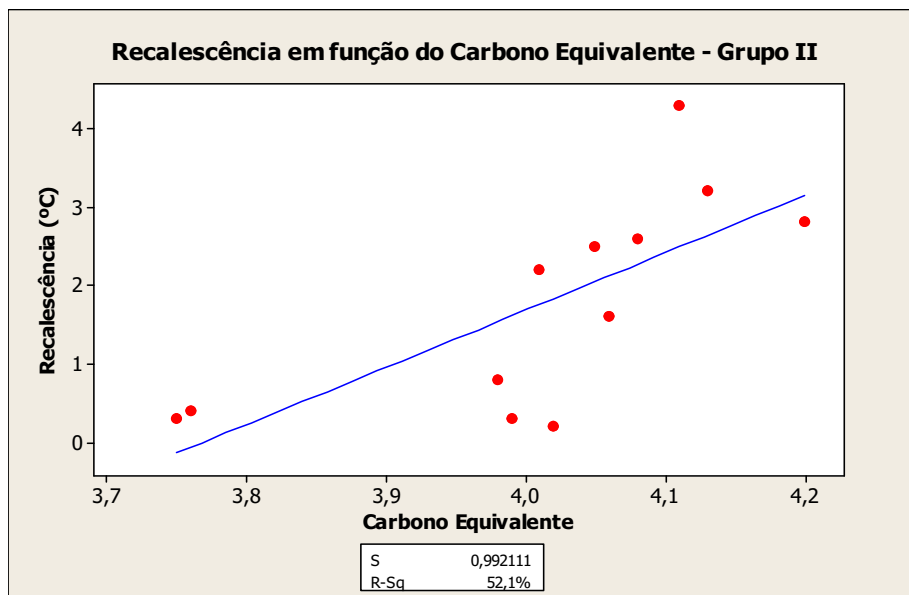


Figura 44 – Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo II.



- Nos gráficos analisados de recalescência em função do Carbono Equivalente, os Grupos I e II apresentaram correlação moderada para forte ($R-Sq > 45\%$), sendo pouco mais influente na recalescência no Grupo II. Carbono equivalente aumenta a

recalescência por favorecer a formação de grafita durante o resfriamento da liga na reação eutética.

Figura 45 – Recalescência em função da (%) de Cromo – Grupo I.

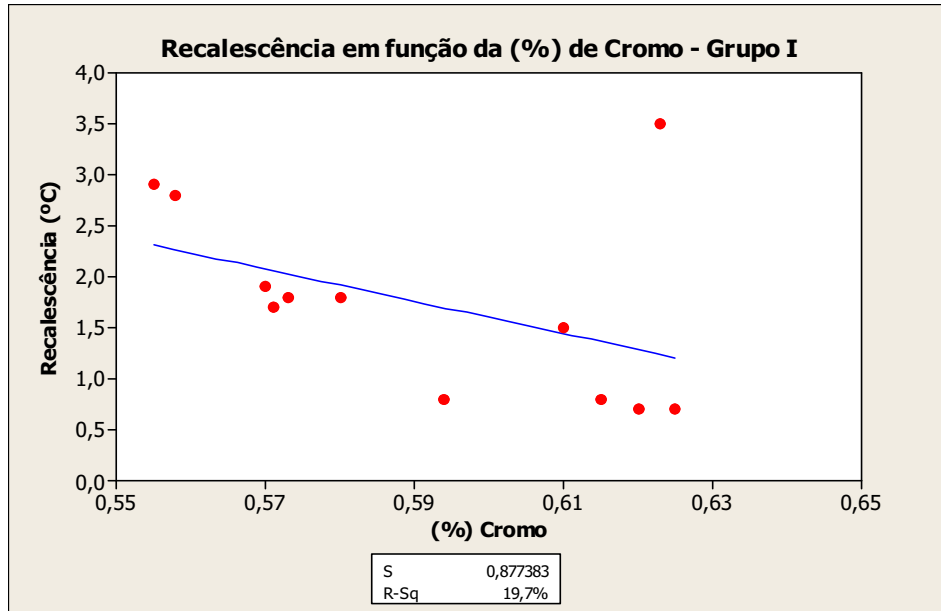
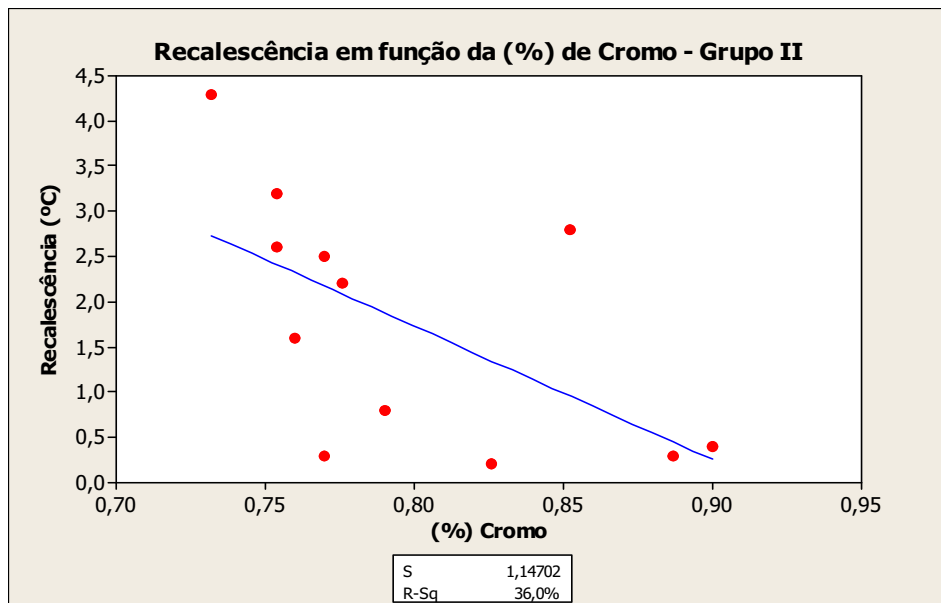


Figura 46 – Recalescência em função da (%) de Cromo – Grupo II.



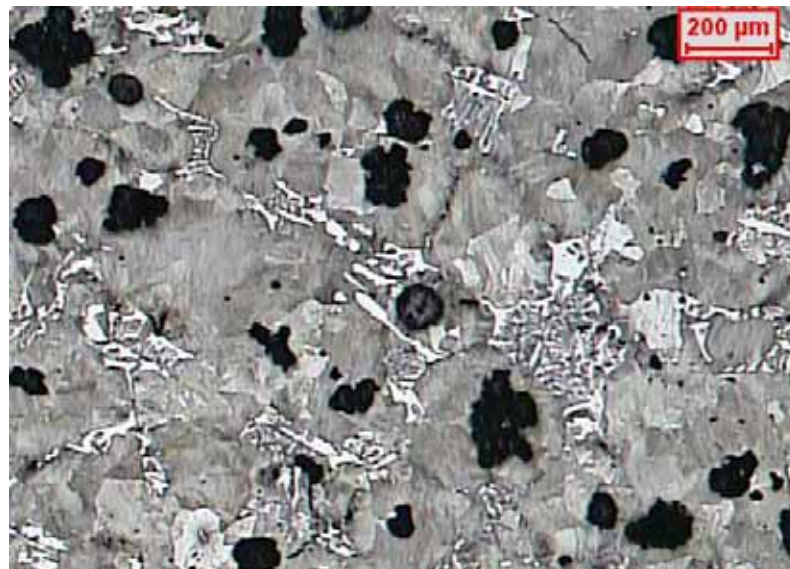
- Nos gráficos analisados de recalescência em função da (%) de Cromo, os Grupos I e II apresentaram correlação moderada ($R-Sq < 36\%$), sendo mais influente na diminuição da recalescência no Grupo II. Teores de cromo mais elevado aumentam

o super-resfriamento da liga por diminuir o intervalo de temperatura entre eutético estável e meta-estável, dificultando assim a formação de grafita.

4.1.4 – Micrografia comparativa de peças elaboradas de acordo com os grupos I e II.

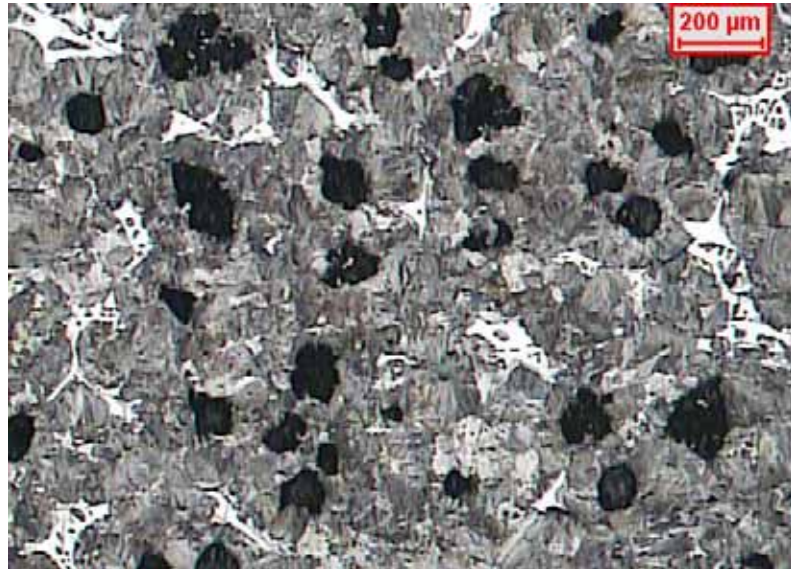
As Figuras 47 e 48 demonstram as micrografias das peças fundidas de cada material analisado, após ataque metalográfico com solução de nital a 2% a microestrutura é composta de carbonetos de ferro do tipo M_3C em matriz perlítica. As lamelas da perlita não são visíveis no aumento proposto por se tratar de materiais com estruturas bem refinadas.

Figura 47 – Microestrutura comparativa de peças do Grupo I. – Aumento 100x. Microestrutura é formada por grafita nodular tipos *I* e *II*, tamanhos 6 e 7, carbonetos eutéticos do tipo M_3C em matriz constituída por perlita fina, caracterizada com maiores aumentos.



Fonte: Autor

Figura 48 – Microestrutura comparativa de peças do Grupo II. Aumento 100x. Microestrutura é formada por grafita nodular tipos *I* e *II*, tamanhos 6 e 7, carbonetos eutéticos em matriz constituída por perlita fina, caracterizada com maiores aumentos.



Fonte: Autor

Nas caracterizações das microestruturas percebe-se visualmente uma quantidade maior de carbonetos (fase clara) e uma microestrutura mais refinada na peça do grupo II, justificando assim uma dureza média mais alta em peças deste grupo.

4.1.5 – Discussões e interações a respeito dos resultados encontrados nos grupos I e II.

Após resultados das análises dos grupos I e II, podemos chegar a algumas conclusões sobre esses grupos:

- silício e cromo tiveram influência no resultado de dureza desses materiais, no grupo I com silício mais alto e cromo mais baixo apresentou dureza média mais baixa e no grupo II com silício mais baixo e cromo mais alto apresentou dureza média mais alta, teores mais elevados de silício favorecem a grafitização por aumentar a diferença em graus das linhas eutético estável e meta-estável, teores mais elevados de cromo favorecem a formação de carbonetos por atuarem contrariamente ao efeito do silício;

- o aumento do inoculante fez com a dureza dos materiais dos grupos I e II apresentasse queda, o aumento gradativo favorece a formação de maiores porções de grafita no material;
- o grupo II, que possui teor maior de elementos de liga, não apresentou um aumento gradativo de dureza, são necessários maiores quantidades de elementos de liga do que os apresentados na variação encontrada nas 12 peças analisadas;
- Em ambos os grupos, percebeu-se que todas as amostras analisadas tiveram recalescência, e que maiores teores de carbono equivalente favoreceram o aumento gradativo da variação de temperatura em graus Celsius, justificando que o aumento gradativo de carbono equivalente favorece maiores porções de grafita.

4.2 – Resultados e discussões do grupo III e grupo IV.

4.2.1 – Resultado de composição, inoculação e dureza, grupo III e IV.

Para o grupo III e grupo IV que tem família de ferro fundido especial do tipo Ni-Hard, foram verificadas as diferenças de composição química, análise de parâmetros ligados à composição química e dureza final após acabamento das peças.

A Tabela 10 descreve a análise química, a inoculação e dureza média encontrada nos grupos III e IV.

Tabela 10 – Valores médios de análise química, inoculação e dureza dos grupos III e IV.

Grupo	Faixa	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	Inoculação (%)	Dureza Hv 30
III	Comp. Quím.	3,26	0,92	0,92	4,36	1,61	0,31	0,17	607
	Desvio Padrão	0,065	0,040	0,022	0,046	0,028	0,010	0,043	8,437
IV	Comp. Quím.	3,35	0,83	0,88	4,53	1,73	0,58	0,11	642
	Desvio Padrão	0,025	0,032	0,042	0,040	0,046	0,013	0,030	10,442

A Tabela 10 mostra os valores, podemos observar as divergências encontradas na composição e inoculação das ligas do grupo III e do grupo IV, percebe-se como a consequência desta divergência impactou diretamente na dureza média das ligas.

Fatores principais que influenciaram esta divergência:

a) inoculação, teor de silício, faixa de cromo e molibdênio das ligas impactaram fortemente na dureza média final, conforme descrito anteriormente na revisão bibliográfica, teores mais elevados de inoculante e silício com cromo e molibdênio mais baixo favorecem a formação de grafita e perlita e por consequência dureza mais baixa;

b) teor dos elementos níquel e molibdênio também tiveram influência direta na dureza mais alta do grupo IV, o níquel e molibdênio favorecem o aumento da dureza por solução sólida e combinados em altos teores favorecem a formação da bainita durante a solidificação da liga;

c) o cromo também teve influência decisiva nos valores de dureza do grupo IV, teores crescentes de cromo tendem a diminuir a diferença entre as linhas de

solidificação de eutético estável e meta-estável, favorecendo assim a formação de carbonetos ao invés de grafita durante a solidificação das ligas;

d) teor de manganês não teve influência decisiva nos valores de dureza, pois os teores do grupo III e IV são bem parecidos, mesmo quando se leva em consideração o desvio padrão destes elementos.

Obs.: Como o comparativo foi somente dureza, muitos fatores analisados apresentaram a mesma influência nos resultados.

4.2.2 – Resultados de análise térmica.

As curvas de análise térmica características das peças fundidas dos grupos III e IV são demonstrados nas Figuras 49 e 50 e a Tabela 11 mostra a média das análises extraídas das 12 amostras do grupo III e das 09 amostras do grupo IV. Nas curvas de análise térmica foram analisadas as temperaturas líquidas, temperaturas de super-resfriamento, temperaturas de solidificação do eutético, carbono equivalente, temperatura final de solidificação e recalescência.

Figura 49 – Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo III.

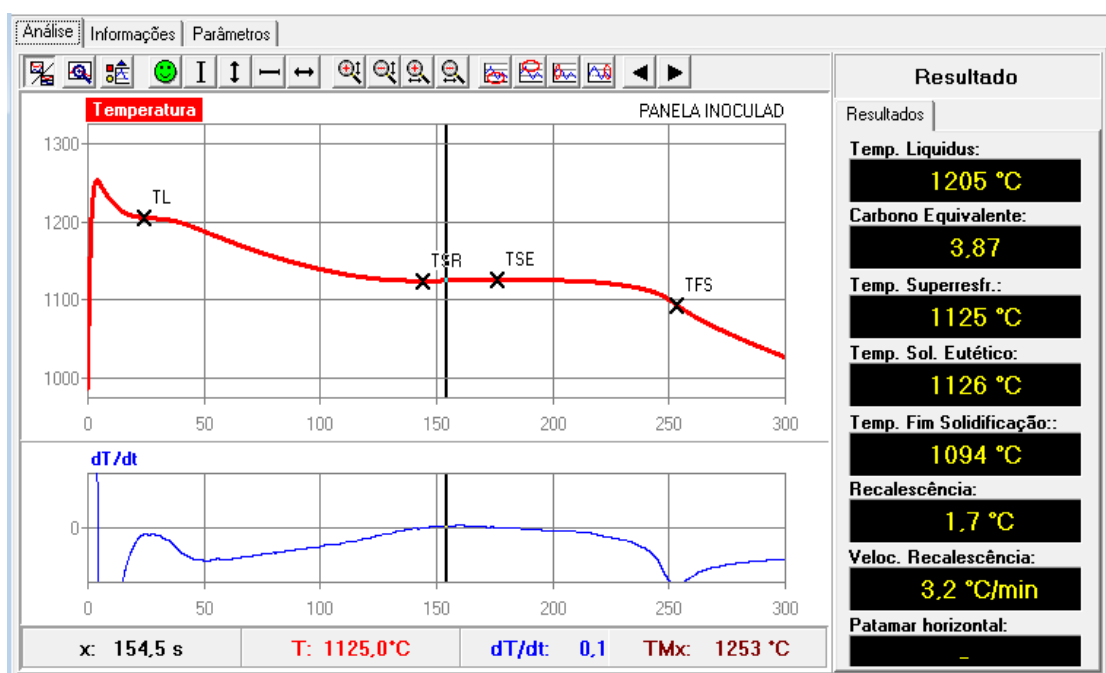
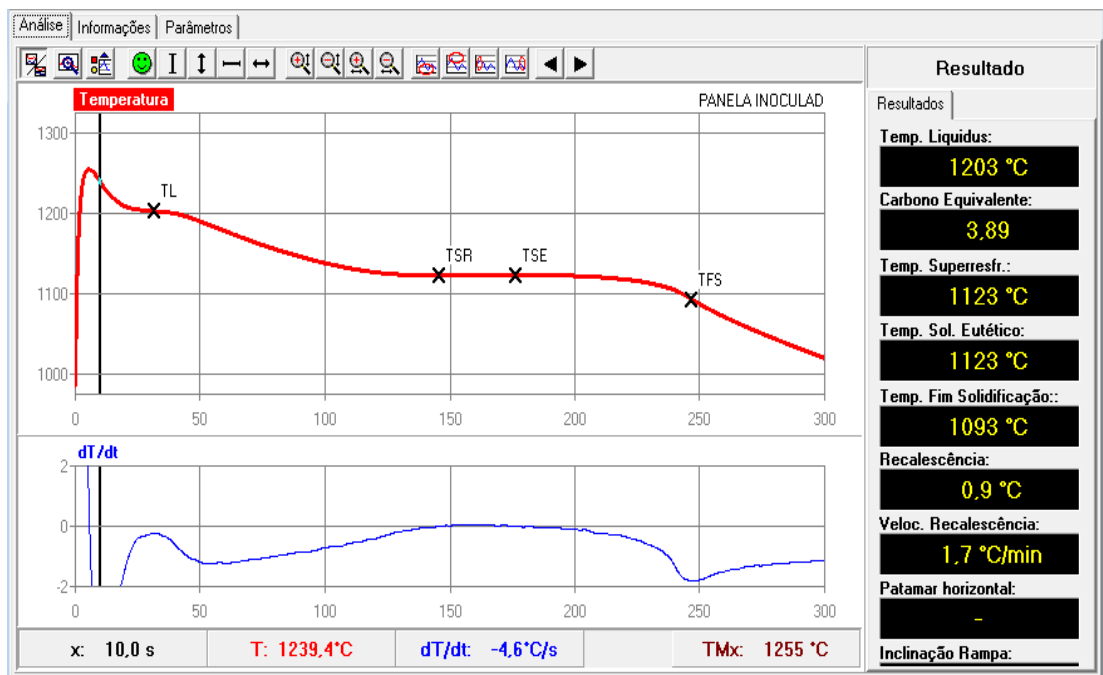


Figura 50 – Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo IV.



Com as informações das curvas de análise térmica dos grupos III e IV podemos concluir as seguintes informações:

- TL – temperatura *líquidus*, percebe-se nos gráficos apresentados que são ligas hipo-eutéticas com início de formação de dendritas de austenita;
- TSR – temperatura de super-resfriamento onde se percebeu que em ambas as ligas ocorreram super-resfriamento com início de recalescência, ou seja, se percebe que a grafitização naquele momento foi maior que a taxa de resfriamento do material, o calor latente liberado passou a ser maior que o calor extraído durante a solidificação;
- TSE – temperatura de solidificação do eutético onde se percebeu que em ambos os grupos III e IV ocorreu uma pequena diferença positiva, apesar de no grupo IV a diferença na temperatura de solidificação do eutético e temperatura de super-resfriamento terem sido iguais, em ambos os casos ocorreu uma pequena recalescência. Quanto maior a diferença entre TSR (temperatura de super-resfriamento) e TSE (temperatura de solidificação do eutético), maior a

recalescência da liga, ou seja, maior a eficiência da inoculação e maior a tendência à formação de porção de grafita do banho;

d) Somente a análise térmica, sem a informação da composição química não podemos definir se o material está de acordo com as especificações;

e) Ligas de ferros fundidos especiais dependem de informações casadas de composição química, cálculo de carga e análise térmica para verificar a eficiência do material em obter a porcentagem correta de grafita, carboneto e dureza;

f) Carbono equivalente de ambas as ligas do grupo III e IV ficou muito próximo, porém, parte da diferença da recalescência está ligada a composição química com a interação dos outros elementos químicos bem como o tipo de carga utilizada, processo de elaboração e grau de inoculação das ligas. O software de análise térmica utilizou equações mais complexas para determinar o carbono equivalente das ligas;

g) Os valores dT/dt demonstraram que durante a solidificação do eutético de ambas as peças do grupo III e IV ocorreu variação positiva da derivada, indicando uma liberação de calor maior que a extração de calor nesse ponto.

OBS.: Algumas informações retiradas dos estudos de análise térmica dos grupos III e IV ficaram muito parecidas com as do grupo I e II, confirmando para estas ligas que somente a análise térmica sem aprofundamento em outras variáveis não é suficiente para tomarmos decisão aprofundada das ligas.

A Tabela 11 mostra a média das análises extraídas das 12 amostras do grupo III e das 09 amostras do grupo IV.

Tabela 11 – Média das análises das 12 amostras do grupo III e das 9 amostras do grupo IV.

Grupo	Dados	Temp. líquido (°C)	Carbono Equiv.	Temp. Super-resfriam. (°C)	Temp. Solidific. Eutético (°C)	Temp. Fim Solidific. (°C)	Recalescência (C°)	Veloc. Recalesc. (°C/min)
III	Parâmet. Análise Térmica	1216	3,77	1125	1123	1093	1,46	3,26
	Desvio Padrão	6,127	0,057	1,467	11,810	5,072	0,683	1,355
IV	Parâmet. Análise Térmica	1205	3,87	1123	1124	1097	1,28	2,71
	Desvio Padrão	2,828	0,028	1,394	1,481	2,651	0,630	1,281

Percebe-se nos parâmetros da Tabela 11 uma pequena diferença entre os grupos III e IV, as diferenças mais expressivas são:

- temperatura líquido e carbono equivalente, maiores carbono equivalente possuem menores temperaturas *líquidus*, esta informação bate com o que diz a revisão bibliográfica que quanto mais próximo do ponto eutético da liga, menor a sua temperatura *líquidus*, apesar de que a diferença ser quase desprezível;
- ambos os grupos apresentaram recalescência durante a solidificação das ligas;
- temperatura final de solidificação indicou que na média as ligas do grupo III solidificaram em temperaturas mais baixas que a do grupo IV, porém esta diferença é pequena;
- as médias das recalescências das ligas dos grupos III e IV ficaram muito próximas, indicando que a inoculação foi efetiva, não apresentando valores negativos em ambas as ligas. Valores negativos indicam que a grafitização não foi suficiente para compensar as taxas de extração da calor;

4.2.3 – Resultados comparativos dos valores encontrados de dureza, carbono equivalente e inoculação dos grupos III e IV.

Para a realização das comparações foram gerados gráficos utilizando o Minitab, software de análise estatística, e verificado a correlação entre os dados através dos fatores R-Sq conforme demonstrado na Tabela 9 no item 4.1.3. A Tabela 9 descreve os critérios utilizados para definir as correlações entre os resultados comparados. As Figuras 51, 53, 55, 57, 59, 61, 63 e 65 demonstram os gráficos realizados com as correlações do grupo III. As Figuras 52, 54, 56, 58, 60, 62, 64 e 66 demonstram os gráficos com as correlações do grupo IV.

Figura 51 – Dureza Vickers em função do grau de inoculação – Grupo III.

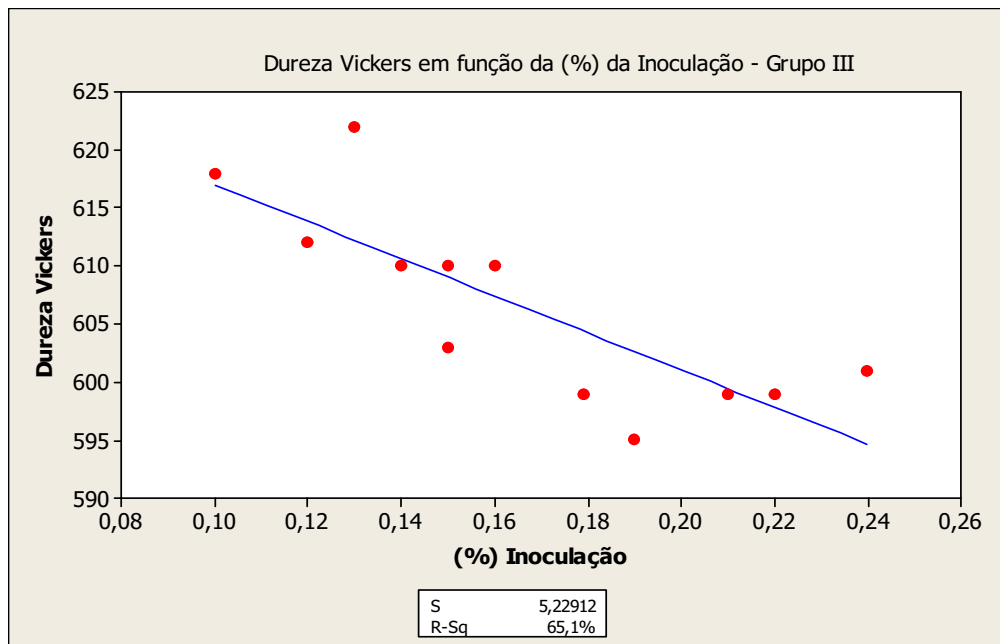
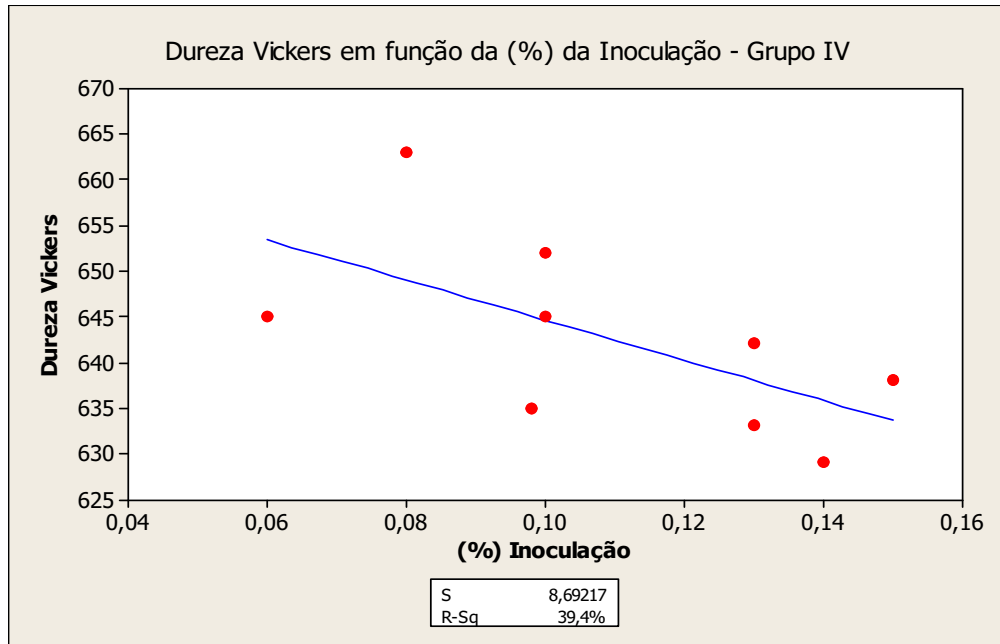


Figura 52 – Dureza Vickers em função do grau de inoculação – Grupo IV.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função da (%) da inoculação, os grupos apresentaram correlação forte para moderada, comprovando que maiores teores de inoculante favorecem a maior porcentagem de grafita e menor dureza da matriz, teores maiores de inoculante favorecem uma diminuição do super-resfriamento da liga devido atuar como germes de nucleação do material. A correlação foi mais forte para as ligas do grupo III.

Figura 53 – Dureza Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo III.

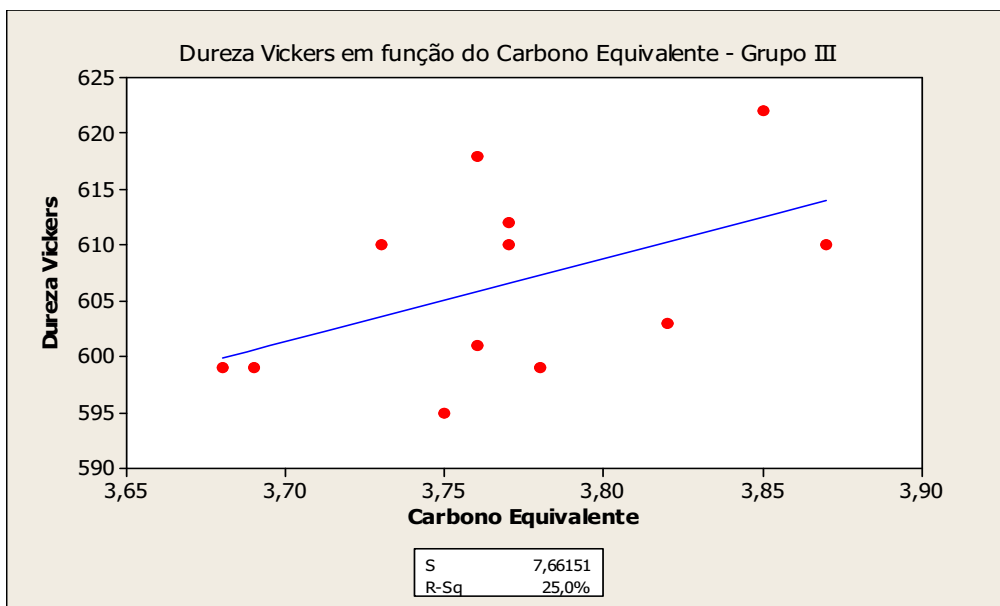
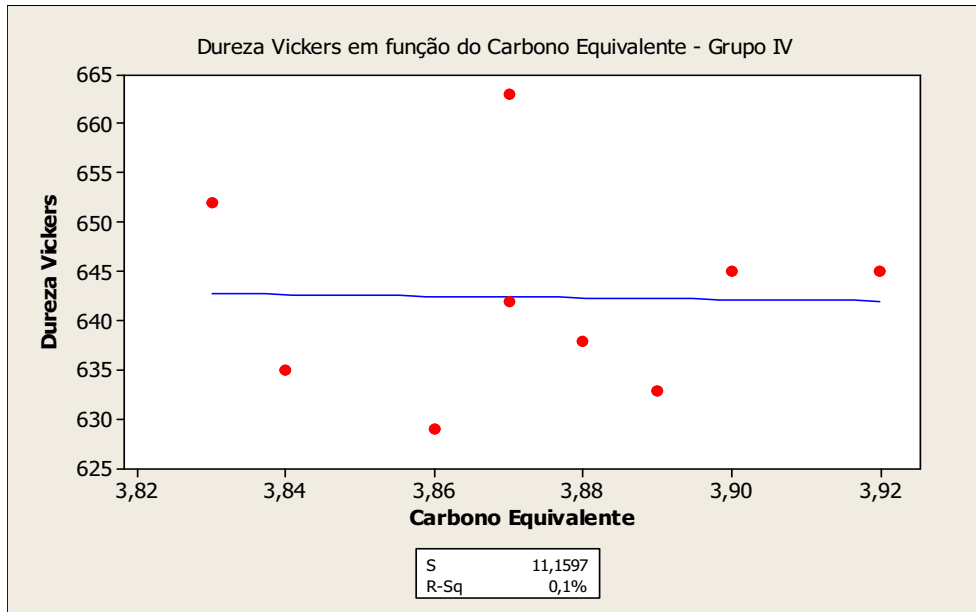


Figura 54 – Dureza Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo IV.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função do Carbono Equivalente, ambos os grupos apresentaram uma correlação fraca para inexistente, comprovando que somente o Carbono Equivalente não é responsável para influenciar nos valores de dureza. Outros fatores têm maiores correlações.

Figura 55 – Dureza Vickers em função da Recalescência – Grupo III.

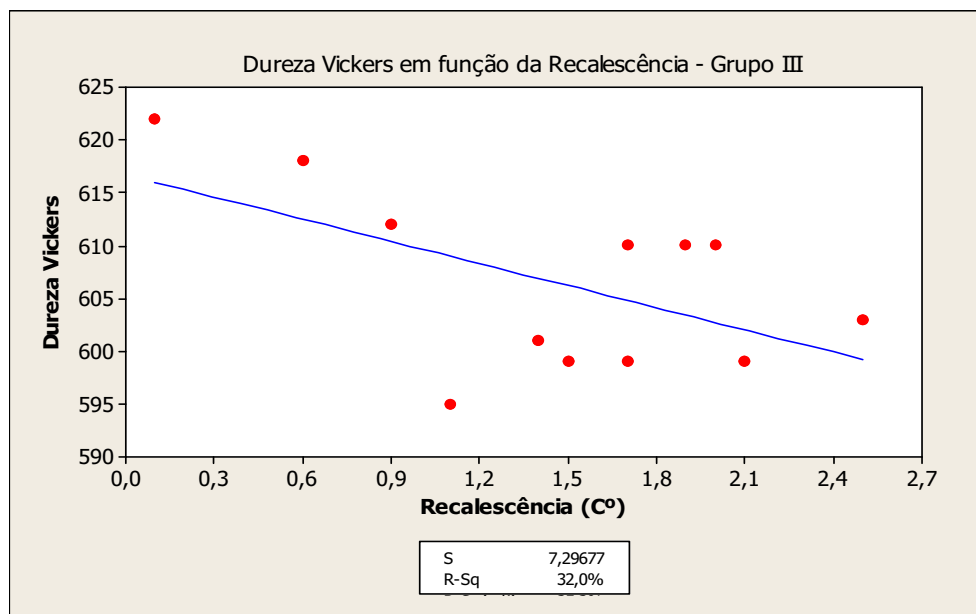
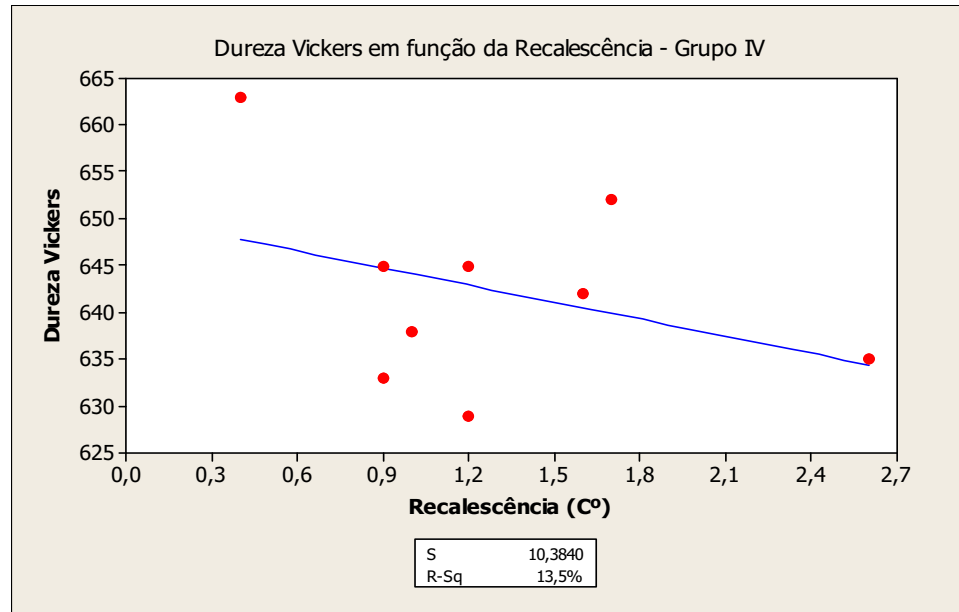


Figura 56 – Dureza Vickers em função da Recalescência – Grupo IV.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função do grau de Recalescência, os dois grupos apresentaram uma correlação de moderada para fraca, comprovando que o aumento do grau de recalescência não influencia diretamente a queda da dureza. A recalescência pode ser influenciada por outros fatores combinados que isoladamente não influenciam diretamente na dureza do material.

Figura 57 – Dureza Vickers em função da (%) de Cromo – Grupo III.

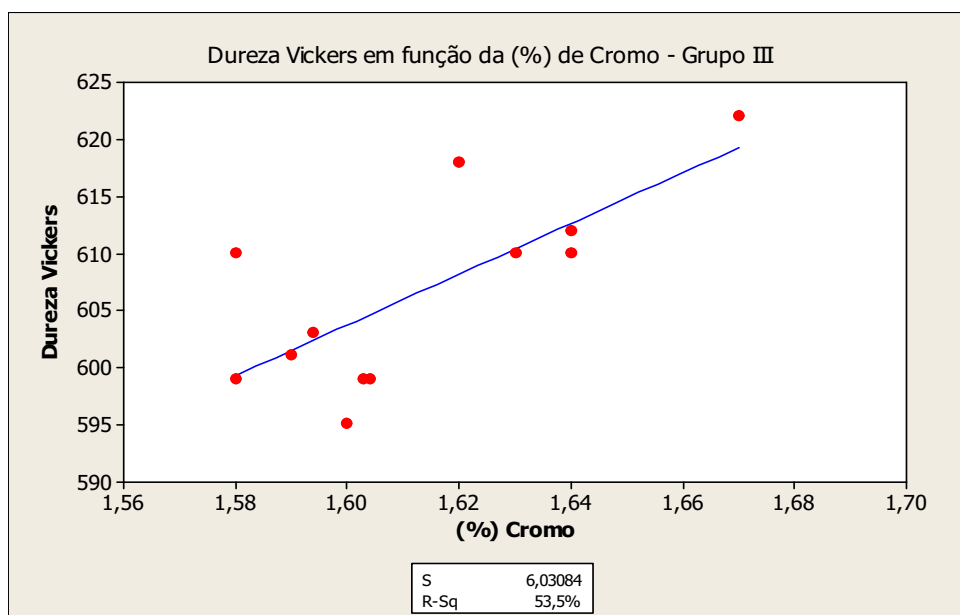
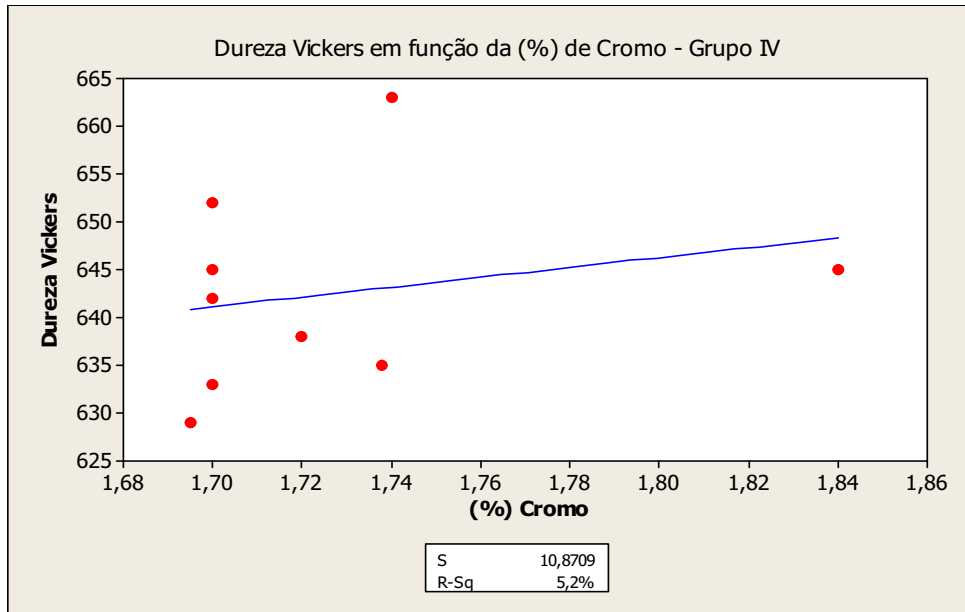


Figura 58 – Dureza Vickers em função da (%) de Cromo – Grupo IV.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função da (%) de Cromo, o Grupo III apresentou uma boa correlação, ou seja, o aumento da porcentagem de Cromo favoreceu uma maior porcentagem de carbonetos com acréscimo na dureza. No grupo IV, por possuir maior quantidade de elementos de liga, para ocorrer influência na dureza é necessário uma maior variação no teor de Cromo. Percebe-se, porém, que ocorreu um aumento de dureza nas amostras do grupo IV.

Figura 59 – Dureza Vickers em função da (%) Silício – Grupo III.

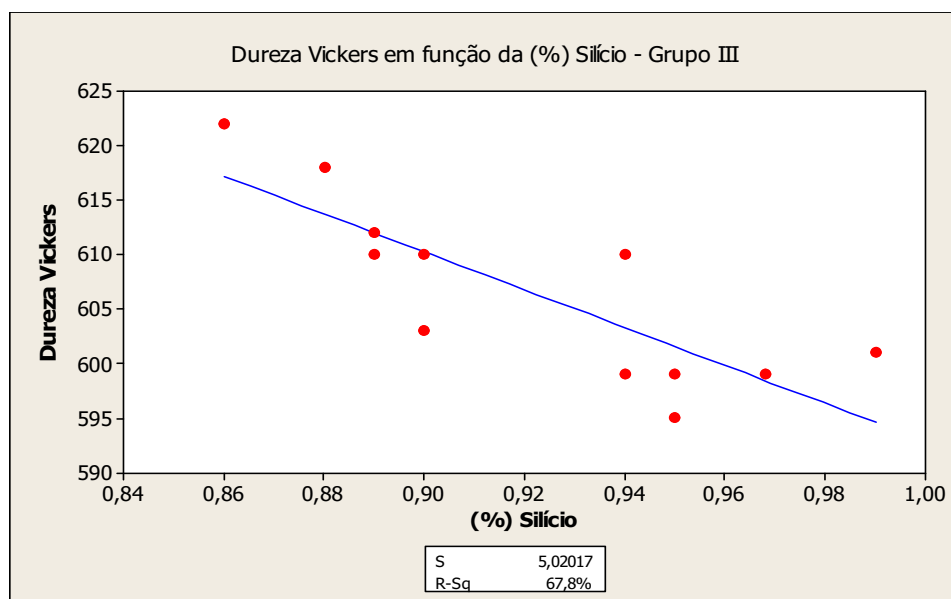
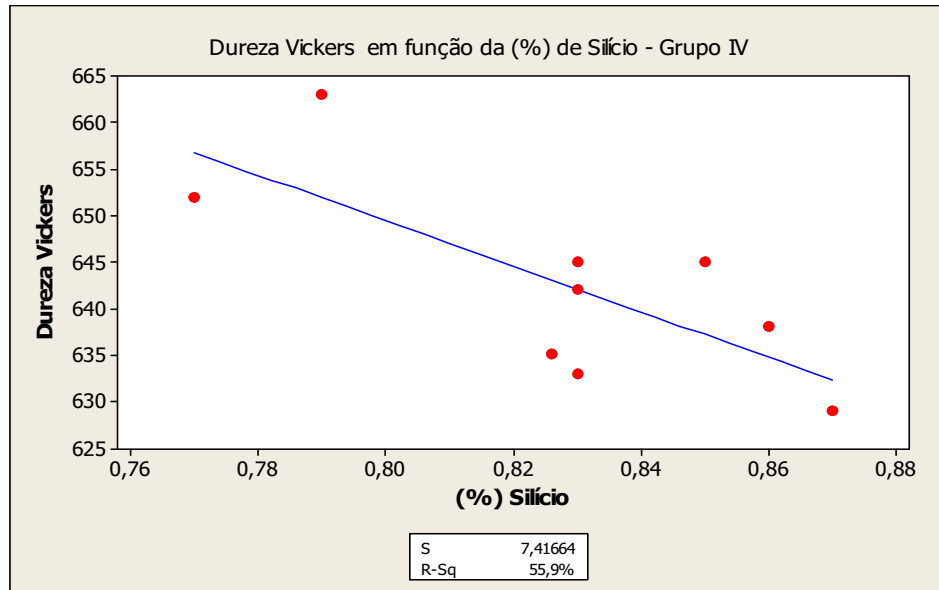


Figura 60 – Dureza Vickers em função da (%) Silício – Grupo IV.



- Os grupos III e IV apresentaram correlação moderada para forte, sendo mais influente no grupo III. No grupo IV mesmo com uma maior quantidade de elementos de liga, também ocorreu uma boa influência na queda da dureza, este fato justifica-se por ter mais elementos de liga em sua composição química. O silício favorece o aumento do intervalo de temperatura entre eutético estável e eutético metaestável e atua como germes de solidificação para grafita.

Figura 61 – Recalescência em função da (%) da Inoculação – Grupo III

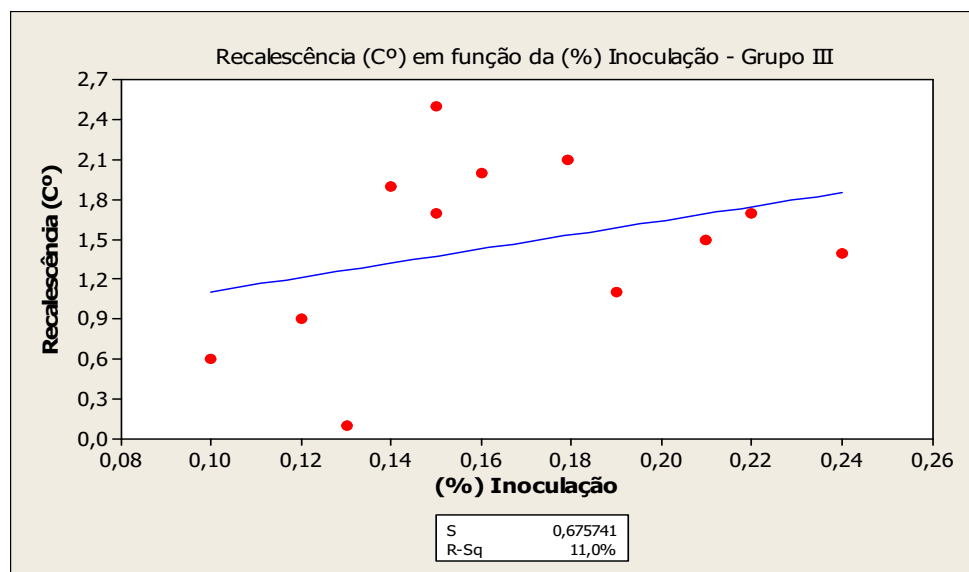
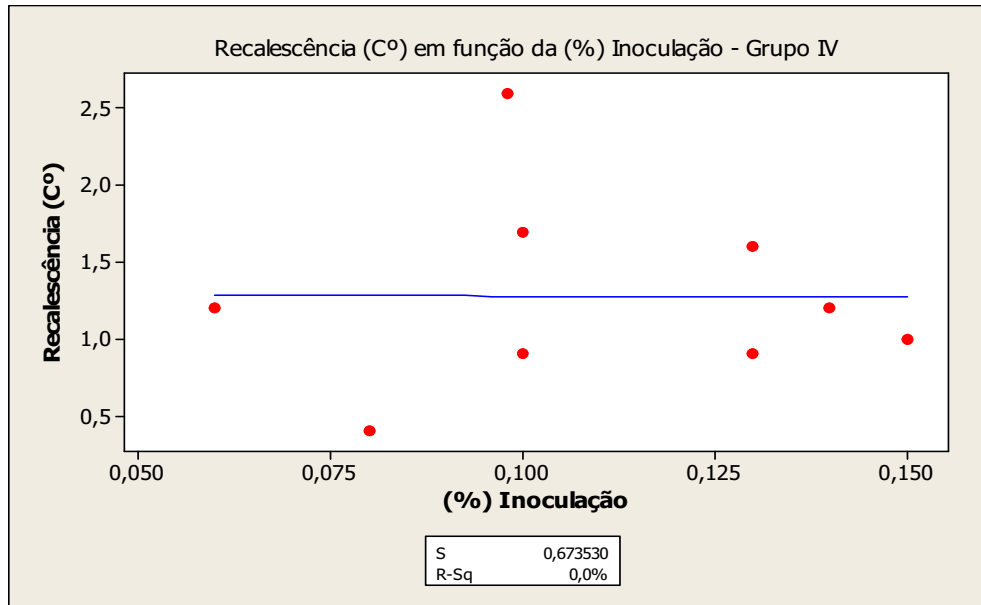


Figura 62 – Recalescência em função da (%) da Inoculação – Grupo IV.



- Nos gráficos analisados de recalescência em função da (%) da inoculação, os grupos III e IV apresentaram correlação inexistente, ocorreu pequena influencia na recalescência no grupo III. No grupo III a inoculação teve um mínimo de influência por possuir teor mais elevado de silício na liga que favorece a formação de grafita. No grupo IV a relação praticamente não existiu, ou seja, o aumento da inoculação não prevaleceu sobre a maior quantidade de elementos de liga.

Figura 63 – Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo III.

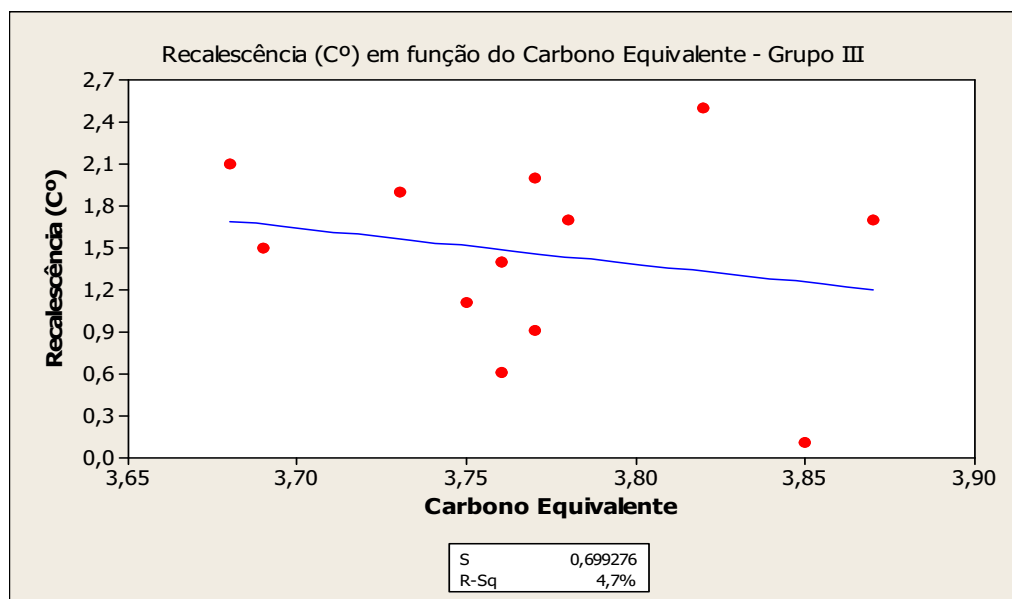
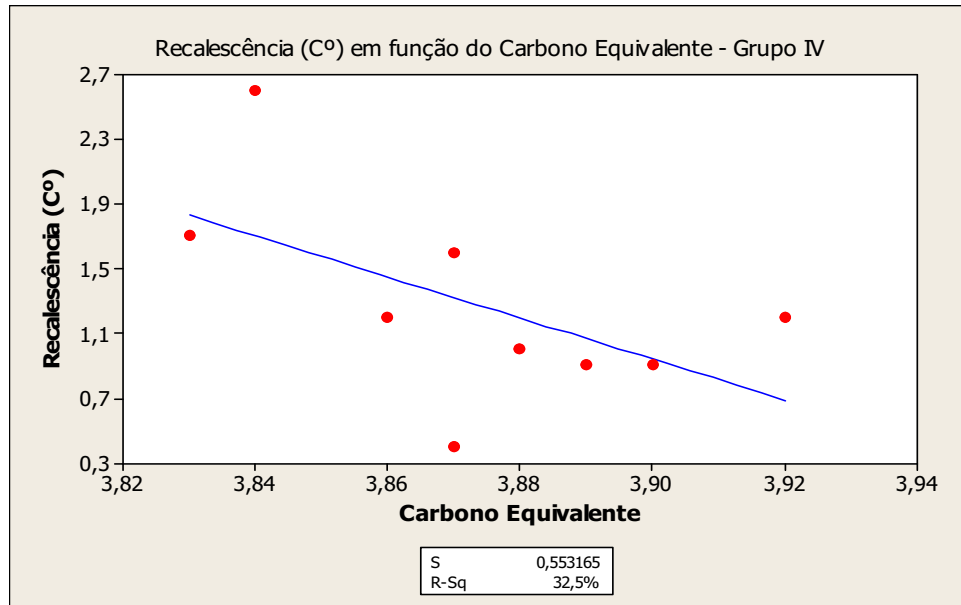


Figura 64 – Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo IV.



- Nos gráficos analisados de recalescência em função do Carbono Equivalente, os grupos III e IV apresentaram correlação inexistente para pouco moderada, sendo pouco mais influente na recalescência no grupo IV. O aumento do Carbono equivalente no grupo IV diminuiu a recalescência por favorecer a formação de carbonetos devido o aumento de elementos de liga formadores de carbonetos, porém não foi um valor tão representativo.

Figura 65 – Recalescência em função da (%) de Cromo – Grupo III.

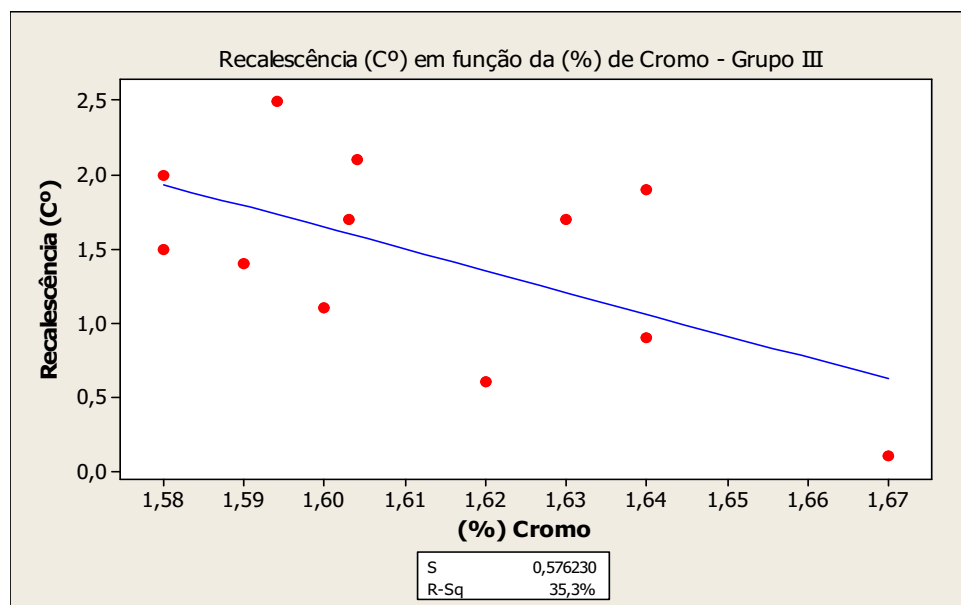
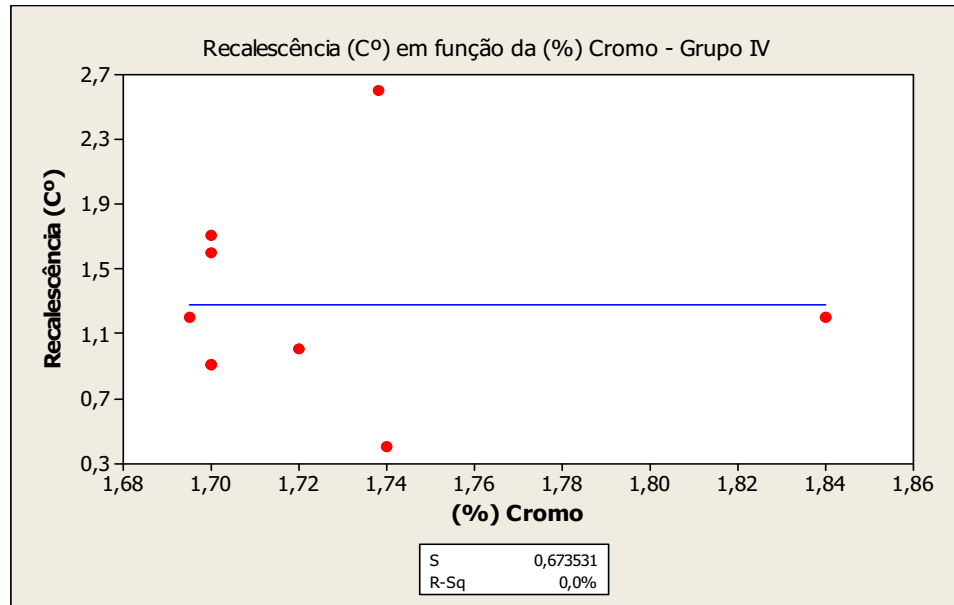


Figura 66 – Recalescência em função da (%) de Cromo – Grupo IV.



- Nos gráficos analisados de recalescência em função da (%) de cromo, os grupos III e IV apresentaram correlação moderada para inexistente, sendo mais influente na diminuição da recalescência no grupo III. Teores de cromo mais elevado aumentam o super-resfriamento da liga por diminuir o intervalo de temperatura entre eutético estável e meta-estável, dificultando assim a formação de grafita, isto foi mais evidente para o grupo III que tem menos elemento de liga.

4.2.4 – Micrografia comparativa de peças elaboradas de acordo com os grupos III e IV.

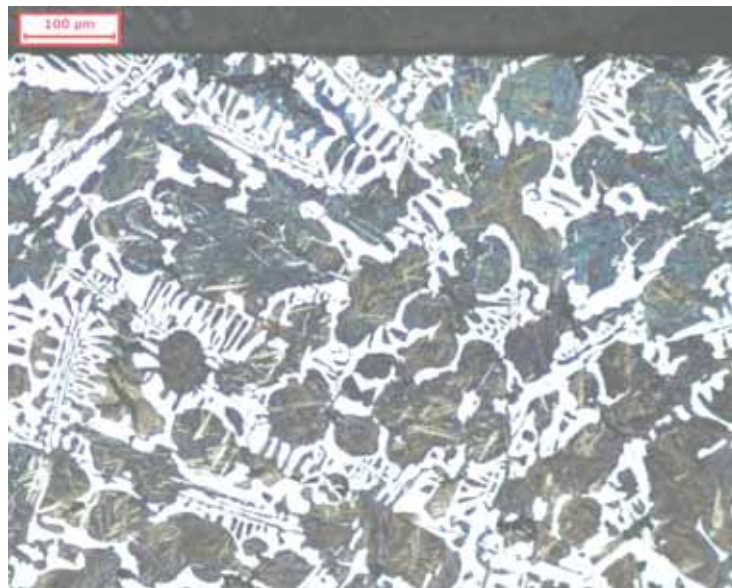
As Figuras 67 e 68 demonstram as micrografias das peças fundidas de cada material analisado, percebe-se, após ataque metalográfico com solução de nital a 2%, uma microestrutura composta de carbonetos de ferro do tipo M_3C (zona branca) em matriz bainítica / martensítica (zona escura). Nas resoluções apresentadas, não é possível distinguir os componentes da matriz, as fotos são apenas para uma indicação visual das diferenças das microestruturas.

Figura 67 – Microestrutura comparativa de peças do grupo III. – Aumento 100x. Microestrutura composta por grafita (zona escura dentro da matriz), além de carbonetos eutéticos ledeburíticos do tipo M_3C (zona branca) em matriz metálica formada por martensita revenida e bainita (zona escura).



Fonte: Autor

Figura 68 – Microestrutura comparativa de peças do grupo IV. Aumento 100x. Microestrutura composta por grafita (zona escura dentro da matriz, não muito visível por ter menor quantidade), além de carbonetos eutéticos do tipo M_3C (zona clara) em matriz metálica formada por martensita revenida e bainita (zona escura).



Fonte: Autor

Nas caracterizações das microestruturas percebe-se visualmente na amostra do grupo III uma quantidade menor de carbonetos que na amostra do grupo IV, justificando parcialmente uma dureza média mais alta em peças deste grupo. Outros fatores também tiveram influência;

4.2.5 – Discussões e interações a respeito dos resultados encontrados nos grupos III e IV.

Após resultados das análises dos grupos III e IV, podemos chegar a algumas conclusões sobre esses grupos:

- o aumento do inoculante teve fator decisivo na dureza dos materiais, teores crescentes favoreceram a queda na dureza de ambos os grupos, justificando a teoria de que teores crescentes de inoculante favorecem maiores porcentagens de grafita, diminuindo a proporção de carbonetos durante a solidificação e fazendo com que a dureza média fique mais baixa;
- o silício teve influência direta na dureza, principalmente porque, partes do teor final do silício dos materiais são provenientes do inoculante que é uma liga com base em silício. Teores crescentes de silício em ambos os materiais atuaram na queda de dureza, favorecendo a formação de grafita ao invés de carbonetos;
- o cromo teve influência mais forte no grupo III que é menos carregado em elementos de liga, teores crescentes favoreceram um aumento da dureza por atuar como forte formador de carbonetos. No grupo IV esta influência não foi tão significativa, principalmente pelo material conter teores mais altos de elementos de liga que favorecem um aumento de dureza da liga, para ter efetividade teria que ter trabalhado com teores mais elevados.

Obs.: partes dos resultados encontrados foram repetidos, comprovando a influência dos elementos de liga estudados e também porque foram comparados na maioria dos grupos os resultados dos valores de dureza.

4.3 – Resultados e discussões do grupo V e grupo VI.

4.3.1 – Resultado de composição, inoculação e dureza.

Para o grupo V e grupo VI da família de ferros fundidos especiais do tipo Ni-Hard, elaboradas com derivação da norma ASTM A 532, microligado, foram analisadas as diferenças de composição química, parâmetros ligados à composição química como recalcência e carbono equivalente e dureza final após acabamento das peças. A Tabela 12 descreve a análise química, a inoculação e dureza média encontrada nos grupos V e VI.

Tabela 12 – Valores médios de análise química, inoculação e dureza - grupos V e VI.

Grupo	Faixa	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	V (%)	Nb (%)	Inoculação (%)	Dureza Hv 30
V	Comp. Quím.	3,01	1,64	0,93	4,56	1,88	0,32	0,07	0,59	0,210	622
	Desvio Padrão	0,023	0,038	0,016	0,047	0,020	0,019	0,032	0,016	0,034	10,87
VI	Comp. Quím.	2,95	1,84	0,94	4,55	1,70	0,33	1,44	0,51	0,576	668
	Desvio Padrão	0,032	0,039	0,015	0,052	0,033	0,039	0,020	0,014	0,047	10,62

A Tabela 12 descreve as divergências encontradas na composição, dureza e inoculação das ligas do grupo V e do grupo VI, percebe-se em que a consequência desta divergência impactou diretamente na dureza média encontrada das ligas do grupo V e grupo VI.

Fatores principais que influenciaram esta divergência:

- a) Inoculação, teor de silício e faixa de cromo das ligas não impactaram fortemente na dureza média final, a liga do grupo V tem teores mais baixos de inoculante, silício e cromo e mesmo assim não possui dureza mais alta que a do grupo VI. Outros elementos adicionados tiveram impacto maior na dureza.

- b) Teor dos elementos vanádio e nióbio tiveram influência direta na dureza mais alta do grupo VI, o vanádio e o nióbio são fortes formadores de carbonetos. Ligas dessas famílias precisam ter teores mais altos de silício e inoculante para evitar trincas durante a solidificação;
- c) Teor dos elementos níquel e molibdênio também não tiveram influência direta na dureza mais alta do grupo V, estes elementos estão com teores muito próximos.

4.3.2 – Resultados de análise térmica.

As curvas de análise térmica características das peças fundidas dos grupos V e VI são demonstrados nas Figuras 69 e 70 e a Tabela 13 mostra a média das análises extraídas das 12 amostras do grupo V e das 12 amostras do grupo VI.

Nas curvas de análise térmica foram analisadas as temperaturas líquidas, temperaturas de super-resfriamento, temperaturas de solidificação do eutético, carbono equivalente, temperatura final de solidificação e recalescência.

Figura 69 – Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo V.

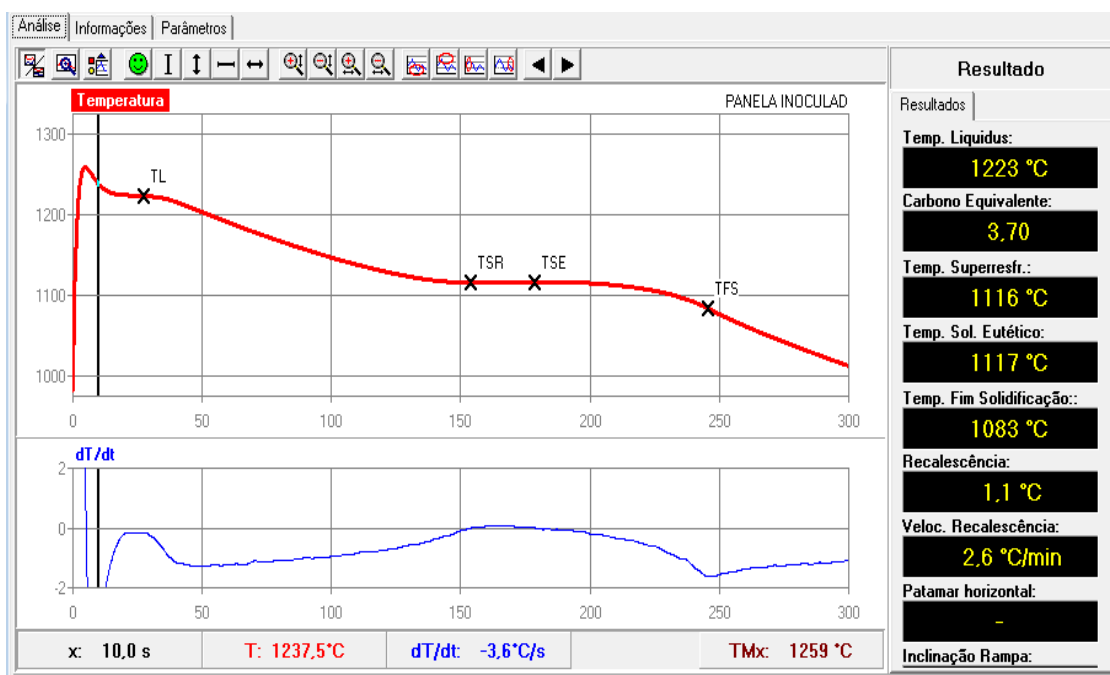
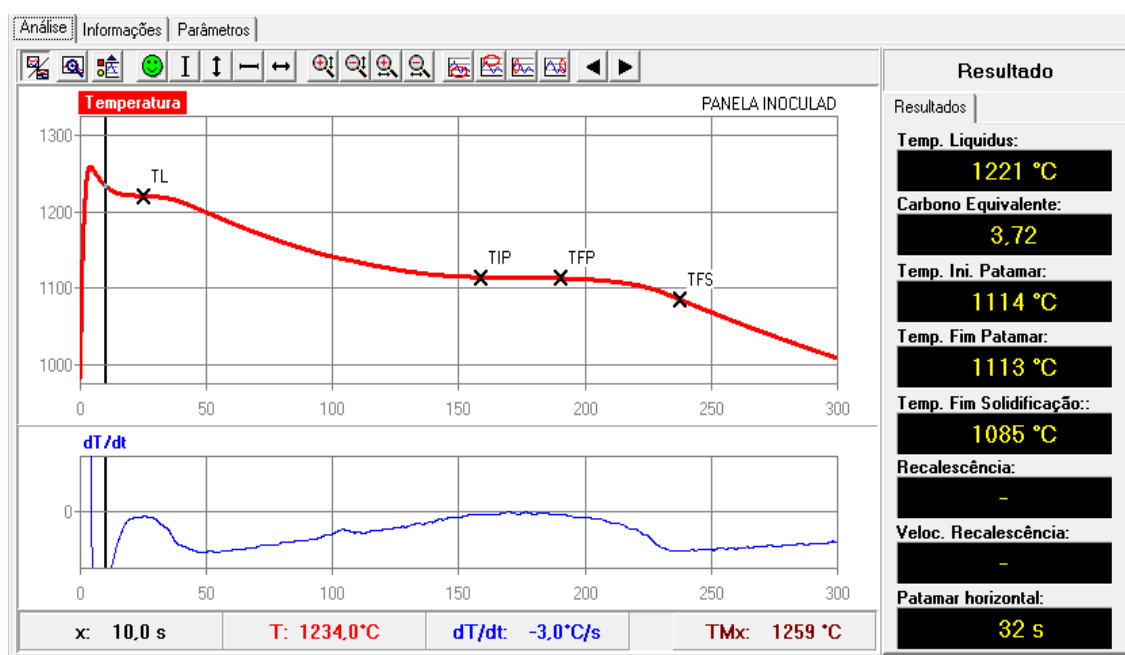


Figura 70 – Curva de análise térmica típica de amostra retirada após inoculação na panela em peças do grupo VI.



Com as informações das curvas de análise térmica dos grupos V e VI podemos concluir as seguintes informações:

TL – temperatura *líquidus*, percebe-se nos gráficos apresentados que são ligas hipoeutéticas com início de formação de dendritas de austenita;

TSR – temperatura de super-resfriamento onde se percebeu que no grupo V ocorreu super-resfriamento com início de recalescência, ou seja, se percebe que a grafitização naquele momento foi maior que a taxa de resfriamento do material, o calor latente liberado passou a ser maior que o calor extraído durante a solidificação. O grupo VI não apresentou recalescência, principalmente pelo alto teor de vanádio da liga, que é um forte formador de carboneto.

TSE – temperatura de solidificação do eutético onde se percebeu que no grupo V ocorreu uma diferença positiva entre a diferença de solidificação do eutético e temperatura de super-resfriamento, ocorrendo recalescência no grupo analisado. Quanto maior a diferença entre TSR (temperatura de super-resfriamento) e TSE (temperatura de solidificação do eutético), maior a recalescência da liga, ou seja,

maior a eficiência da inoculação e maior a tendência à formação de porção de grafita do banho;

TIP – temperatura de início de patamar, temperatura onde começa a nuclear Grupo VI e começa a solidificar o eutético de liga sem recalescência. Liga muito carregada em elementos formadores de carbonetos, não existe presença de recalescência durante a solidificação;

TFP – temperatura de fim de patamar, temperatura onde acaba parte da reação do eutético da liga do Grupo VI. Temperatura orientativa. Os valores dT/dt demonstrou que durante a solidificação do eutético das ligas do Grupo V e do Grupo VI ocorreram variações positivas e negativas dependendo da liga estudada.

A Tabela 13 mostra a média das análises extraídas das 12 amostras do grupo V e das 12 amostras do grupo VI.

Tabela 13 – Média das análises das 12 amostras do grupo V e das 12 amostras do grupo VI.

Grupo	Dados	Temp. líquidus (°C)	Carbono Equiv.	Temp. Super-resfriam. (°C)	Temp. Solidific. Eutético (°C)	Temp. Fim Solidific. (°C)	Recalescência (C°)	Veloc. Recalesc. °C/min.
V	Parâmet. Análise Térmica	1220	3,74	1115	1117	1085	1,83	4,12
	Desvio Padrão	5,598	0,053	1,642	1,658	4,418	0,697	1,430
VI	Parâmet. Análise Térmica	1222	3,71	1114	1113	1082	-1,33	Não leu
	Desvio Padrão	4,812	0,046	2,588	2,468	9,472	0,473	Não leu

Percebe-se nos parâmetros da Tabela 13 uma diferença considerável na recalescência do grupo V para o Grupo VI, de positiva para negativa, ou seja, no grupo VI devido à alta concentração de elementos forte formadores de carbonetos,

mesmo com uma inoculação mais efetiva não foi possível ter recalescência. Os outros parâmetros não tiveram muita diferença.

- Temperatura *líquidus* e carbono equivalente, praticamente ficaram iguais para ambos os grupos, a diferença apresentada não é significativa. As diferenças entre temperatura de super-resfriamento e temperatura de solidificação do eutético indicou que somente o grupo V apresentou recalescência;

- Temperatura final de solidificação, não apresentou diferença significativa, mesmo com o grupo VI tendo uma composição mais carregada.

4.3.3 – Resultados comparativos dos valores encontrados de dureza, carbono equivalente e inoculação dos grupos V e VI.

Para a realização das comparações, foram gerados gráficos utilizando o Minitab, software de análise estatística, e verificado a correlação entre os dados através dos fatores R-Sq. As Figuras 71, 73, 75, 77, 79, 81, 83, 85 e 87 demonstram os gráficos realizados com as correlações do grupo V. As Figuras 72, 74, 76, 78, 80, 82, 84, 86 e 88 demonstram os gráficos com as correlações do grupo VI.

Figura 71 – Dureza Vickers em função do grau de inoculação – Grupo V.

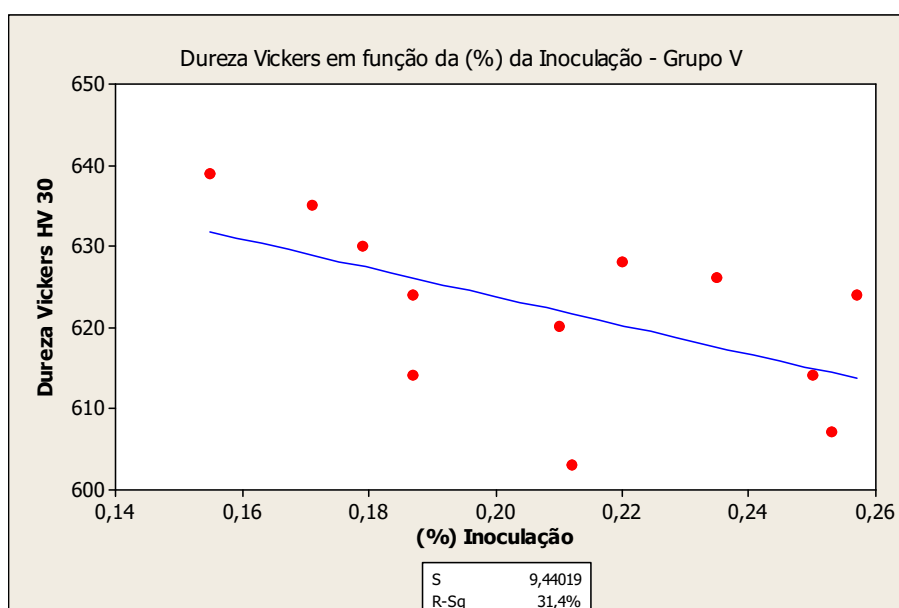
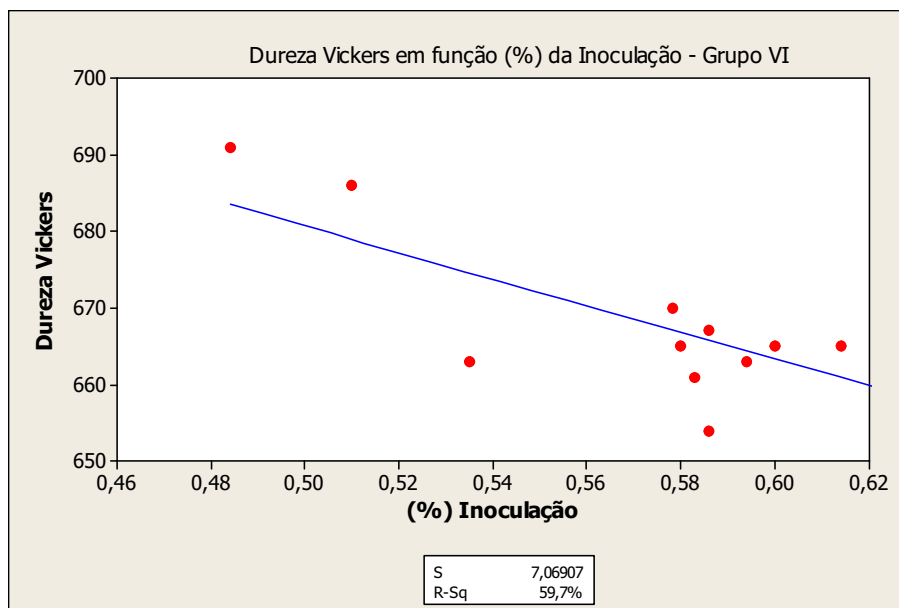


Figura 72 – Dureza Vickers em função do grau de inoculação – Grupo VI.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função da (%) da inoculação, os grupos apresentaram correlação moderada para forte, comprovando que maiores teores de inoculante favorecem a maior porcentagem de grafita e menor dureza da matriz, teores maiores de inoculante favorecem uma diminuição do super-resfriamento da liga, atuam como germes de nucleação do material. A correlação foi mais forte para as ligas do grupo VI.

Figura 73 – Dureza Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo V.

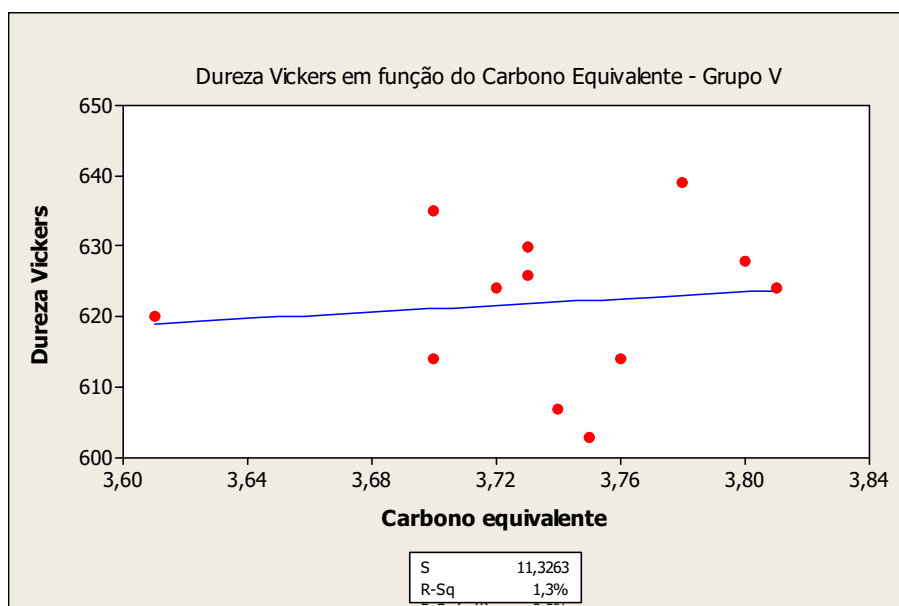
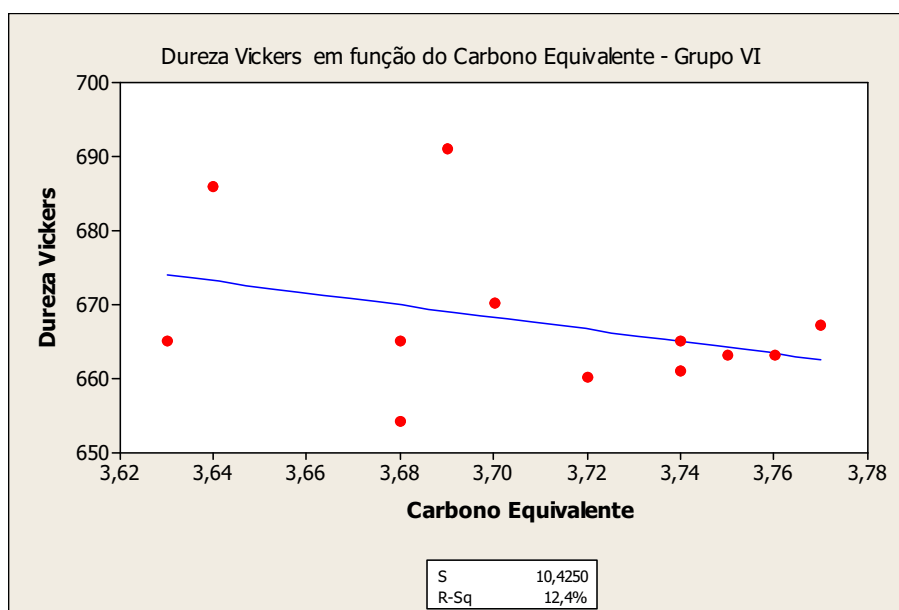


Figura 74 – Dureza Vickers em função do Carbono Equivalente – Grupo VI.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função do Carbono Equivalente, ambos os grupos apresentaram uma correlação fraca para inexistente, comprovando que somente o Carbono Equivalente não é responsável para influenciar nos valores de dureza. Outros fatores têm maiores correlações.

Figura 75 – Dureza Vickers em função da Recalescência – Grupo V.

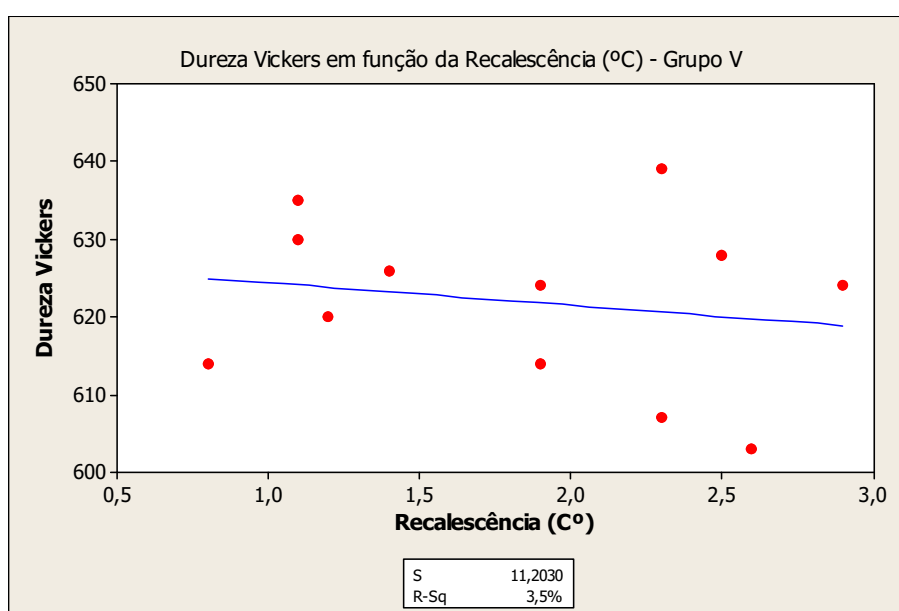
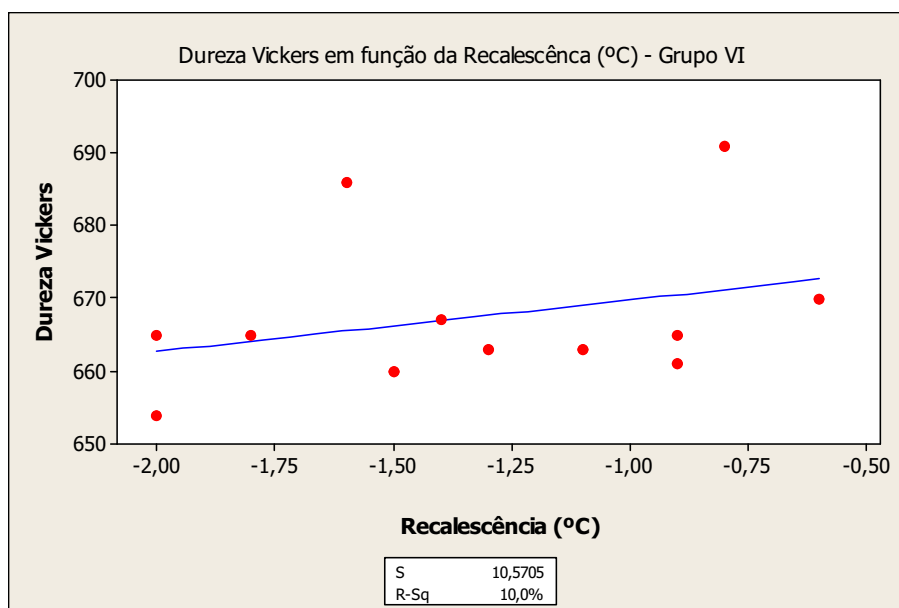


Figura 76 – Dureza Vickers em função da Recalescência – Grupo VI.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função do grau de Recalescência, os dois grupos apresentaram uma correlação inexistente, comprovando que o aumento do grau de recalescência não influencia diretamente a queda ou o aumento da dureza. A recalescência pode ser influenciada por outros fatores combinado que diretamente não influenciam na dureza do material.

Figura 77 – Dureza Vickers em função da (%) de Cromo – Grupo V.

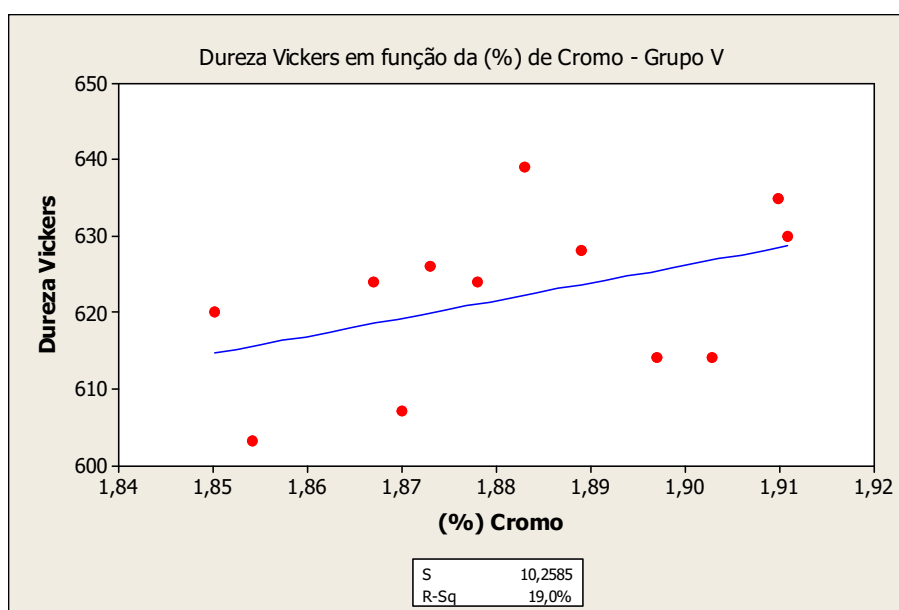
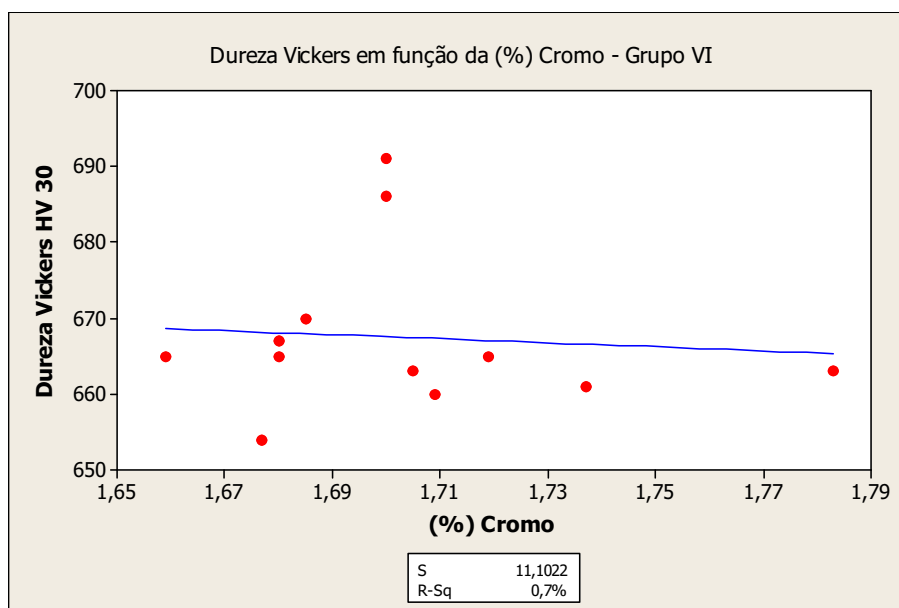


Figura 78 – Dureza Vickers em função da (%) de Cromo – Grupo VI.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função da (%) de Cromo, os dois grupos apresentaram uma correlação fraca para inexistente, ou seja, somente o aumento da porcentagem de Cromo não foi suficiente para ocasionar o aumento da dureza. A somatória de elementos de liga favoreceu o aumento da dureza.

Figura 79 – Dureza Vickers em função da (%) Silício – Grupo V.

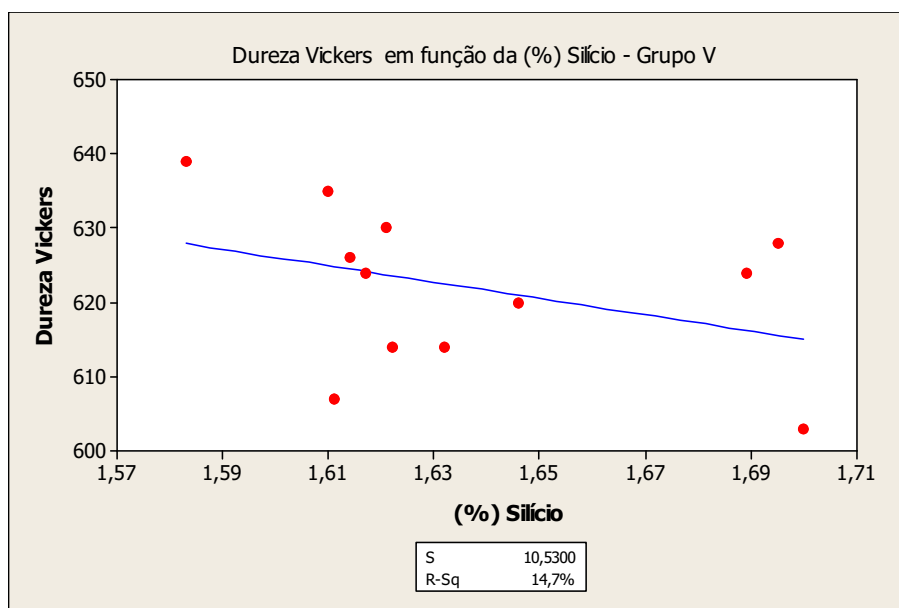
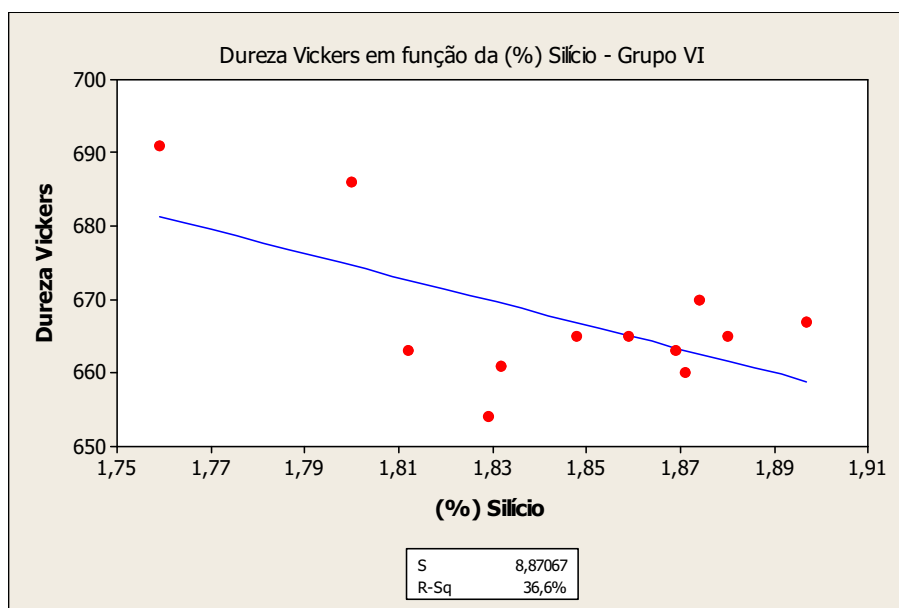


Figura 80 – Dureza Vickers em função da (%) Silício – Grupo VI.



- Nos gráficos analisados da dureza Vickers em função da (%) de silício, os grupos V e VI apresentaram correlação fraca para moderada, sendo mais influente na queda de dureza no grupo VI, mesmo com uma maior quantidade de elementos de liga, ocorreu certa influência na queda da dureza. O silício favorece o aumento do intervalo de temperatura entre eutético estável e eutético metaestável e atua como germes de solidificação para grafita.

Figura 81 – Recalescência em função da (%) da Inoculação – Grupo V.

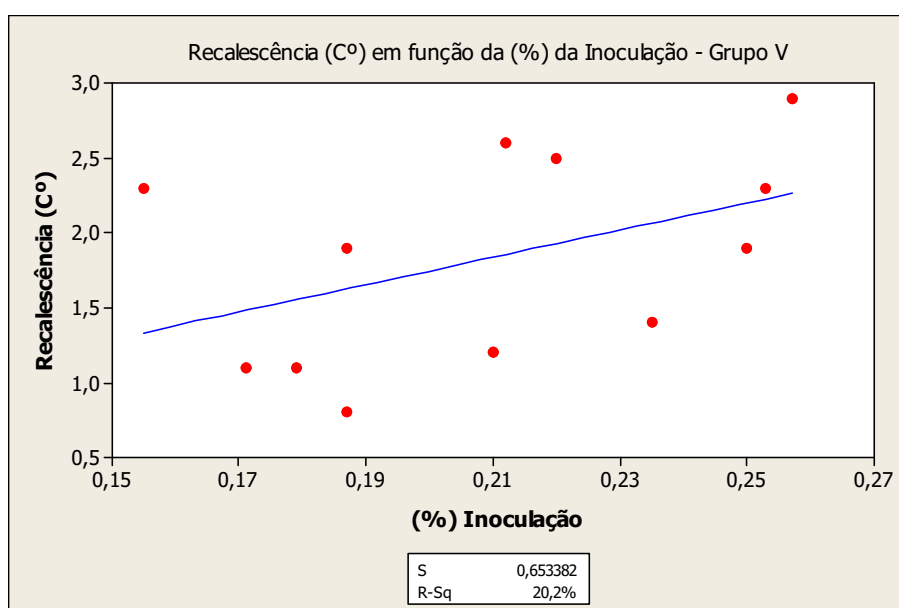
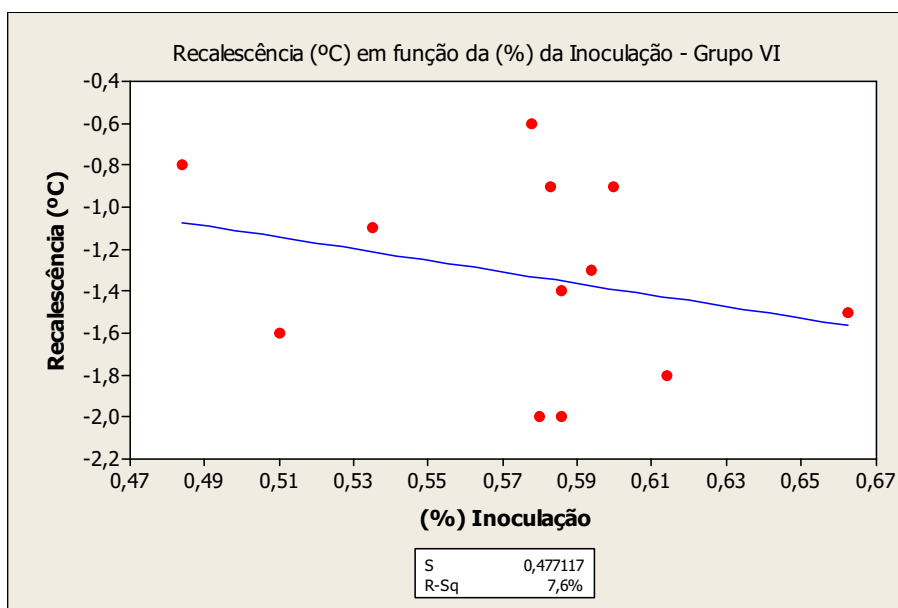


Figura 82 – Recalescência em função da (%) da Inoculação – Grupo VI.



- Nos gráficos analisados de recalescência em função da (%) da inoculação, os grupos V e VI apresentaram correlação fraca para inexistente. Ocorreu pequena influência na recalescência no grupo V. No grupo VI a inoculação não teve influência, principalmente por possuir maior teor de elementos forte formadores de carbonetos.

Figura 83 – Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo V.

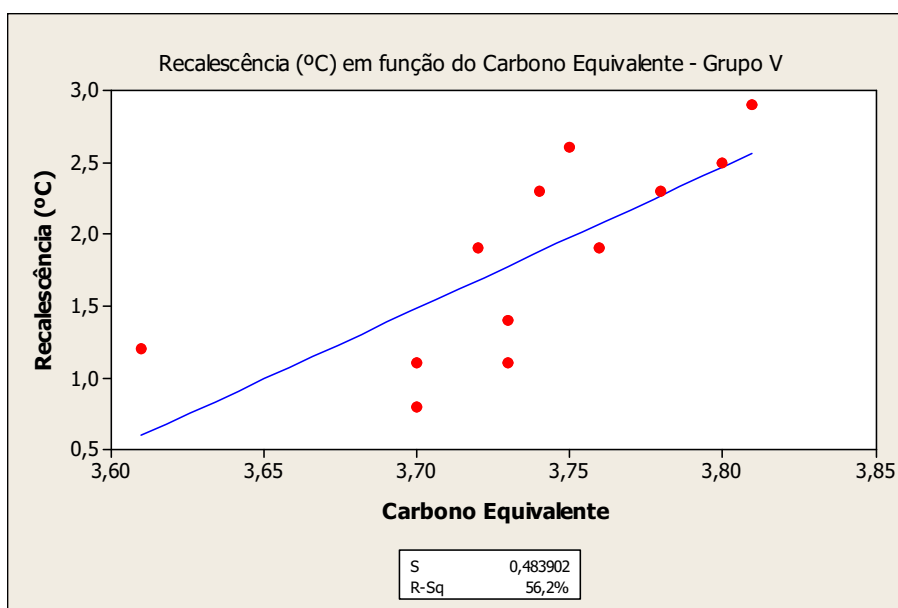
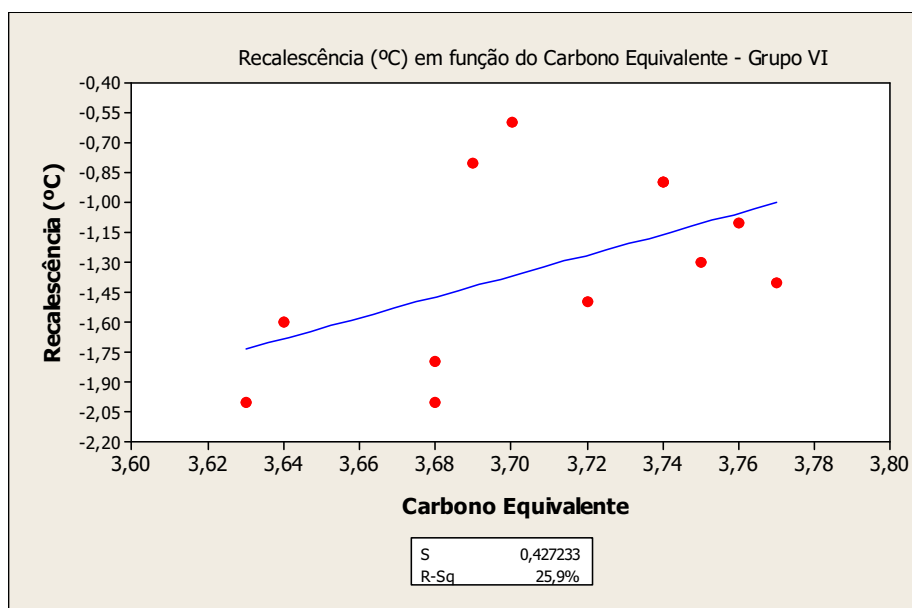


Figura 84 – Recalescência em função do Carbono Equivalente – Grupo VI.

- Nos gráficos analisados de recalescência em função do Carbono Equivalente, os grupos V e VI apresentaram correlação forte para pouco moderada, sendo mais influente no grupo V. O aumento do Carbono Equivalente no grupo V aumentou a recalescência por favorecer a formação de grafita. O grupo VI que tem elementos de liga forte formadores de carbonetos não foi tão evidente.

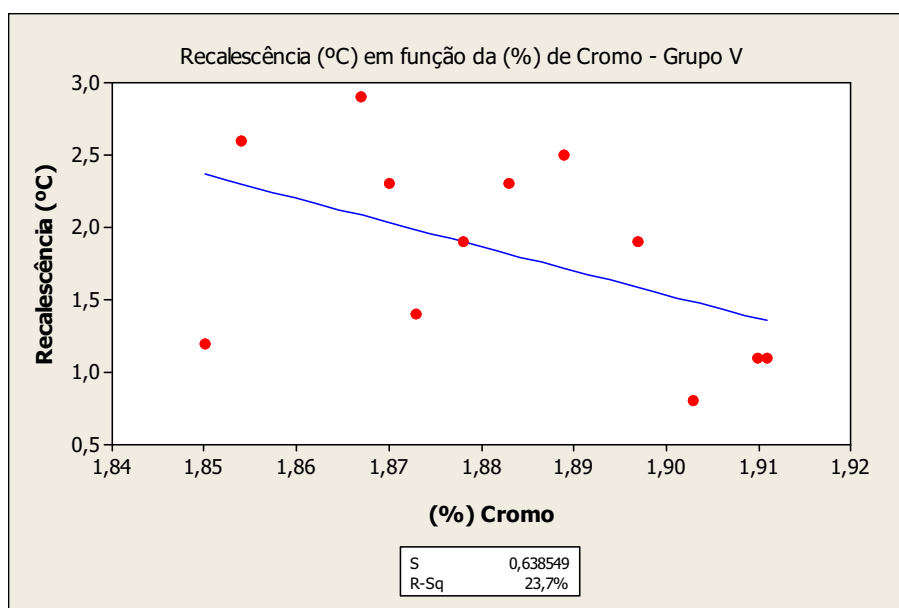
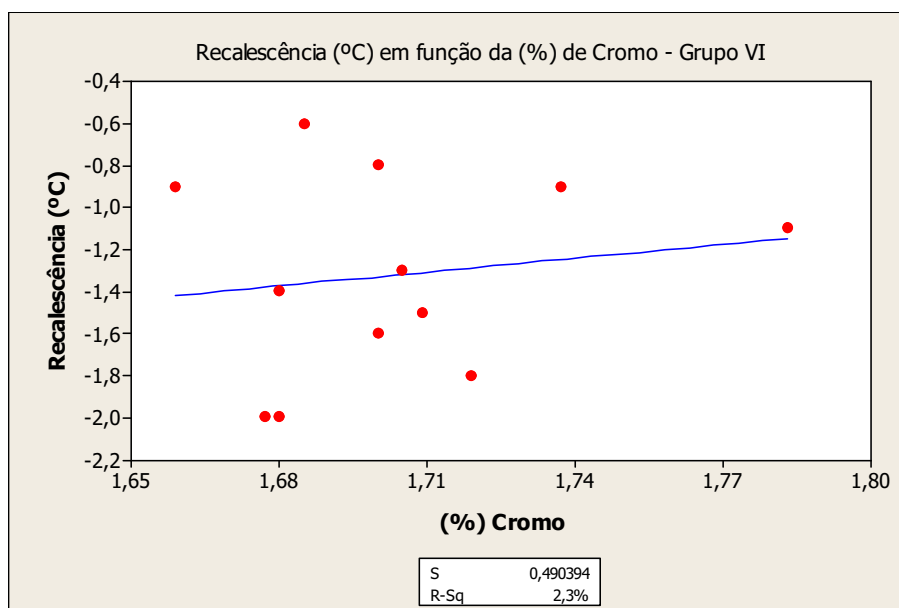
Figura 85 – Recalescência em função da (%) de Cromo – Grupo V.

Figura 86 – Recalescência em função da (%) de Cromo – Grupo VI.



- Nos gráficos analisados de recalescência em função da (%) de cromo, os grupos V e VI apresentaram correlação moderada para inexistente, sendo mais influente na diminuição da recalescência no grupo V. Teores de cromo mais elevado aumentam o super-resfriamento da liga por diminuir o intervalo de temperatura entre eutético estável e meta-estável, dificultando assim a formação de grafita, isto foi mais evidente para o Grupo V que tem menos elemento de liga.

Figura 87 – Recalescência em função da (%) de Vanádio – Grupo V.

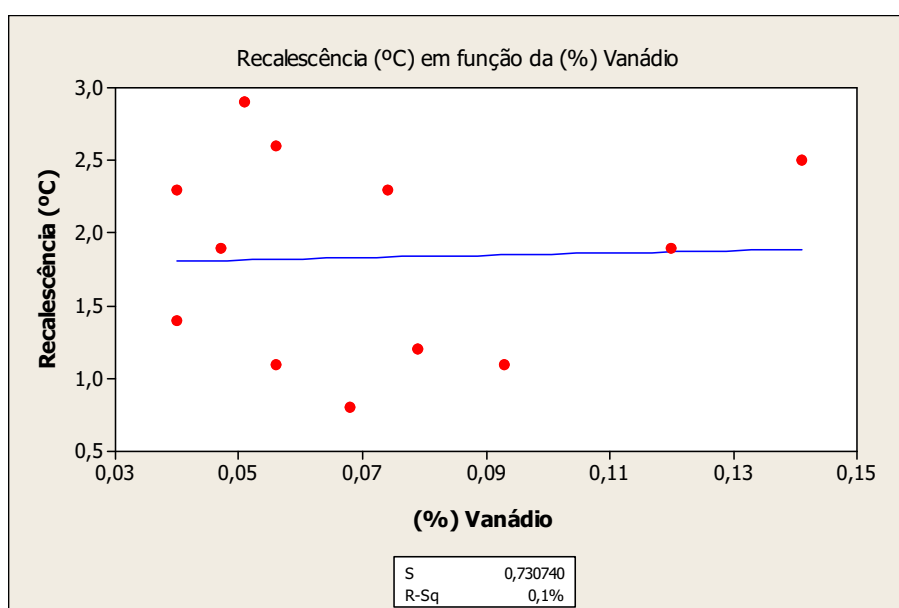
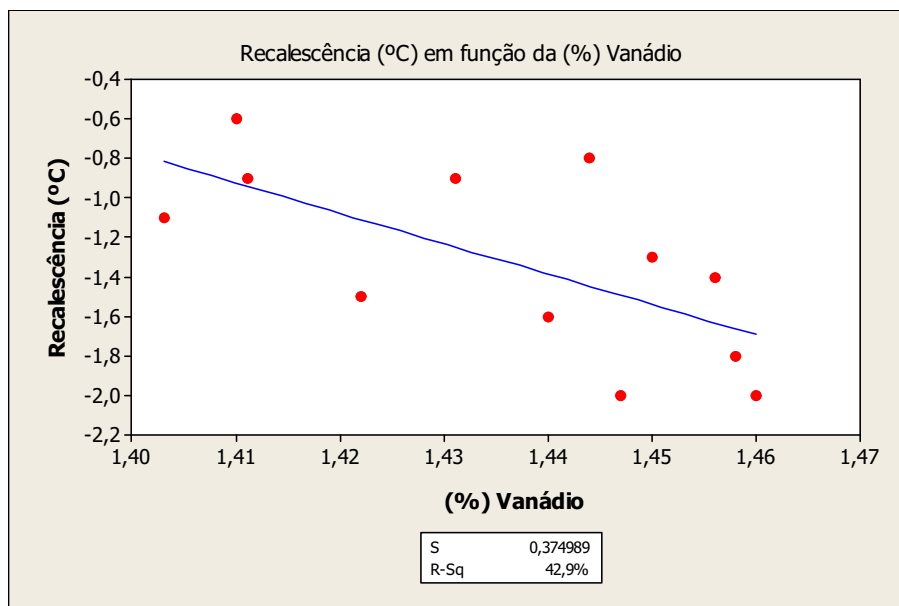


Figura 88 – Recalescência em função da (%) de Vanádio – Grupo VI.

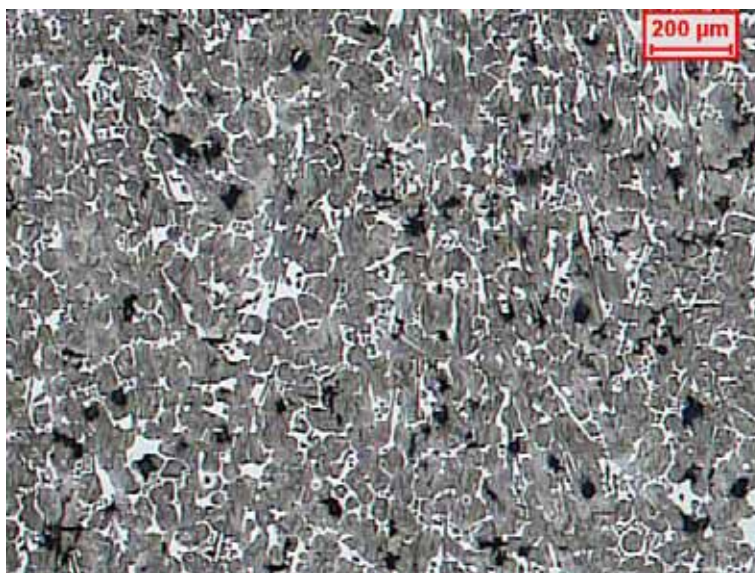


- Nos gráficos analisados de recalescência em função da (%) de Vanádio, os grupos V e VI apresentaram correlação inexistente para moderada, sendo mais influente na diminuição da recalescência no grupo VI. Teores de Vanádio mais elevado aumentam o super-resfriamento da liga por diminuir o intervalo de temperatura entre eutético estável e meta-estável, dificultando assim a formação de grafita, isto foi mais evidente para o grupo VI que tem teor bem alto quando comparado com o grupo V.

4.3.4 – Micrografia comparativa de peças elaboradas de acordo com os grupos V e VI.

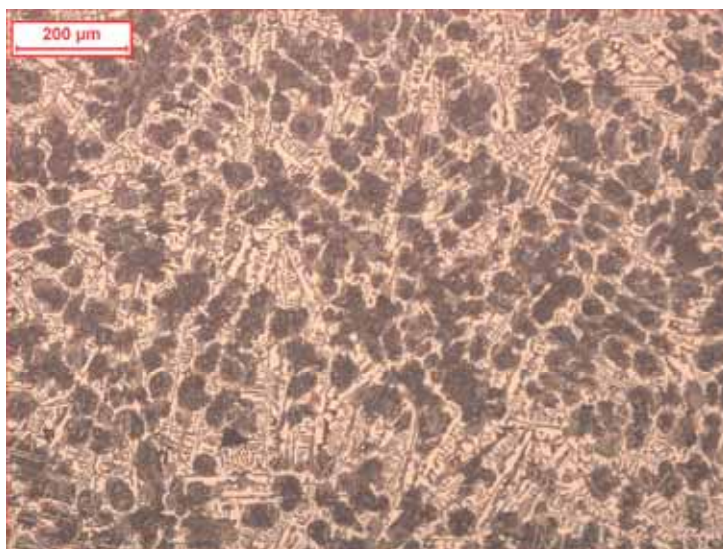
As Figuras 89 e 90 demonstram as micrografias das peças fundidas de cada material analisado, percebe-se após ataque metalográfico com solução de nital a 2% microestrutura composta de carbonetos de ferro do tipo M_3C (zona branca) em matriz bainítica / martensítica (zona escura). Nas resoluções apresentadas, não é possível distinguir os componentes da matriz, as fotos são apenas para uma indicação visual das diferenças das microestruturas.

Figura 89 – Microestrutura comparativa de peças do grupo V – Aumento 50x. Microestrutura composta por grafita semi compacta (pontos pretos dentro da matriz), além de carbonetos eutéticos (cor clara) e matriz metálica formada por martensita revenida e bainita (cor escura).



Fonte: Autor

Figura 90 – Microestrutura comparativa de peças do grupo VI - Aumento 50x. Microestrutura composta por grafita (pontos pretos dentro matriz, não estão muito visíveis), além de carbonetos eutéticos do tipo M_3C (cor clara) e matriz metálica formada por martensita revenida e bainita (cor escura).



Fonte: Autor

Nas caracterizações das microestruturas percebe-se visualmente uma quantidade maior de carbonetos ledeburíticos e aparentemente menos carbonetos na microestrutura do grupo V, justificando assim uma dureza média mais baixa em peças deste grupo. Outros fatores também tiveram influência, a composição menos carregada do grupo V e a presença de vanádio no grupo VI.

4.3.5 – Discussões e interações a respeito dos resultados encontrados nos grupos V e VI.

Após resultados das análises dos grupos V e VI, podemos chegar a algumas conclusões sobre esses grupos:

- o aumento do inoculante teve fator decisivo na dureza dos materiais, teores crescentes favoreceram a queda na dureza de ambos os grupos, confirmando que teores crescentes de inoculante favorecem maiores porcentagem de grafita, diminuindo a proporção de carbonetos durante a solidificação e fazendo com que a dureza média fique mais baixa;
- o silício teve influência somente na queda de dureza do grupo VI, principalmente pelo teor mais elevado desse elemento. Teores crescentes de silício atuaram na queda de dureza, favorecendo a formação de grafita ao invés de carbonetos;
- o cromo não teve influência direta na dureza de ambos os grupos. Grupos com teores mais altos de elementos de liga não apresentaram efetividade nos resultados de dureza, teríamos que ter trabalhado com teores mais elevados no teor deste elemento;
- o vanádio teve correlação direta na queda da recalescência do grupo VI, principalmente por ser um forte formador de carbonetos, aumentando o super-resfriamento da liga e dificultado a nucleação da grafita.

Capítulo 5 – Conclusões:

Ao comparar os diversos grupos de ferros fundidos especiais, observou-se que alguns fatores tinham impacto de forma mais decisiva na microestrutura e conseqüentemente, na dureza. A seguir são relatados alguns desses fatores analisados:

► O aumento do Inoculante teve fator decisivo na dureza dos materiais em todos os grupos, teores crescentes favoreceram a queda dureza, teores crescentes de inoculante favorecem maiores porcentagem de grafita, diminuindo a proporção de carbonetos durante a solidificação e fazendo com que a dureza média fique mais baixa;

► Em todos os grupos analisados o carbono equivalente, isoladamente, não impactou na dureza. A variação dos teores apresentados entre as ligas estudadas não foi significativa;

► O aumento do teor de cromo teve impacto nas ligas analisadas, contribuiu para elevar o valor da dureza. Grupos menos carregados em outros elementos de liga tiveram maiores influências e vice-versa, conforme observados nos itens abaixo:

a) Nos grupos I, III e V que estavam com menores porcentagens de elementos liga tiveram correlação forte para moderada;

b) Nos grupos II, IV e VI que estavam com teores mais elevados de elementos de liga, apresentaram correlação considerada inexistente, menor que 10 %. Em quantidades mais elevadas de elementos de liga o papel do cromo na dureza fica mais diluído;

► O aumento do teor de silício contribuiu de forma a reduzir o valor de dureza nas ligas estudadas, porém esta influência não foi igual para todos os grupos analisados. Este fato pode ser observado nos itens a seguir.

a) Nos grupos III e IV onde o teor variou até cerca de 1 %, sua influência sobre a dureza foi significativa, com correlação forte. O aumento dos teores favoreceu a queda da dureza, por possibilitar a nucleação e formação da grafita;

b) Nos grupos I, II, V e VI, onde os teores variaram de cerca de 1,4 % a 1,98 %, ocorreu uma correlação de moderada para fraca, teores mais elevados não refletem diretamente em valores significativos de queda de dureza.

► Com relação à recalescência em função da inoculação, em todos os grupos analisados, ocorreu uma correlação de fraca para inexistente em função dos teores utilizados.

► Com relação à recalescência em função do carbono equivalente, somente teve correlação moderada nos grupos I, II e V, onde os teores de teores de silício são mais elevados. Para os grupos III e IV esta correlação foi fraca ou inexistente, devido ao teor de silício estar abaixo de 1 %. O grupo VI, apesar de ter silício mais alto, não apresentou recalescência devido ao teor de vanádio na liga.

► Com relação à recalescência em função do cromo, somente teve correlação moderada para os grupos II e III, mostrando uma queda na recalescência em função do aumento do percentual do teor de cromo. Os outros grupos tiveram correlação de fraca para inexistente.

Capítulo 6 - Referências bibliográficas:

ALBERTIN E.; Apostila de ferros fundido cinzento e nodular do curso de fundição, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, turma 3, São Paulo, 2010.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; A 247, Practice for evaluating the microstructure of graphite in gray cast iron, Philadelphia, 2006.

AMSTALDEN J. F.; Análise da formação de coquilhamento inverso e do número de nódulos de grafita durante a solidificação de ferros fundidos nodulares hipoeutéticos, dissertação de mestrado, Faculdade de Engenharia da Unicamp, Campinas, 03/95.

BAZDAR M. et al; Effect of sulfur on graphite aspect ratio and tensile properties in compactes graphite irons, Elsevier, journal of materials processing Technology 209, pag. 1701-1705, School of Metallurgy and Materials Engineering, Faculty of Engineering, University of Tehran, 2009.

BINCZYK F.; An Assessment of the Derivative Thermal Analysis of Grey Cast Iron - Chair of Metal Alloys and Composites Engineering, Silesian University of Technology, Krasińskiego Str. 8, 40-019 Katowice, Poland, 04/2007.

CAMARGO BARROS J. D; Análise da Influência da Espessura da Coquilha na Variação da Dureza de um Ferro Fundido Nodular, tese mestrado, Universidade Estadual Paulista, 01/1986.

CASTELLO BRANCO C. H.; JACOB FRIEDRICH F. R.; Fabricação de ferros fundidos em fornos de indução, obtenção da composição química e seu uso na avaliação da qualidade, Trabalho apresentado no V Seminário Anual de Fornos Elétricos, COFOR / ABM, São Paulo 10-1984.

CHIAVERINI V.; Aços e Ferros Fundidos, ABM – Associação Brasileira dos Metais, 7ª edição, 2012.

DOAN Ö. N.; HAWK J. A.; RICE J.; Comparison of Three Ni Hard I Alloys, U.S. Department of Energy, Albany Research Center, Albany, Oregon, Texaloy Foundry Co., Inc., Floresville, Texas, 2004.

DORÉ C.; BOEHS L.; GUESSER W. L.- Avaliação da Usinabilidade do Ferro Fundido Vermicular com Diferentes Microestruturas, 8º Congresso Iberoamericano de Ingenieria Mecânica, Cusco, 23 a 25 de Outubro, 2007;

DURAN P. V.; Emprego de Análise Térmica na Solidificação de Ferros Fundidos, Dissertação de mestrado, USP – Universidade de São Paulo, São Paulo, 1985.

ELLIOTT R.; Cast Iron Technology, Butterworth e Co. (Publishers) Ltd, first published, 1988.

ELKEM A. S. FOUNDRY PRODUCTS; Cast iron Inoculation, The technology of graphite shape control, 04/2012.

FOUNDRY TRADE JOURNAL; The forgotten iron, malleable cast iron, Focus on Iron, pag. 308-309, 12/2012.

FUOCCO R. et al; Otimização de uso de inoculantes em ferros fundidos cinzentos utilizando análise térmica, IPT- Inst. de Pesquisas Tecnológicas, CONAF, São Paulo, 2005

GARCIA A. Solidificação: Fundamentos e Aplicações. Campinas – Editora da Unicamp, 2001, 399p.

GUESSER L. W.; GUEDES L. C.; Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados a indústria automobilística, Seminário da Associação de Engenharia Automotiva (AEA), São Paulo, 1997.

HERAEUS ELECTRO-NITE; Thermal analysis of cast iron, adaptado do livro “Thermal Analysis Principles and Applications”, Houthalen, Belgium, 2007.

HOOSHYAR H. H.; Thermal analysis of compacted graphite iron, Diploma work in the aster program Advanced Engineering Materials, Department of Materials and Manufacturin of Technology, Gothenburg, Sweden, 2011.

HUERTA E.; POPOVSKI V.; Study of hold time, fade effects and microstructure in ductile iron, proceeding of the AFS Cast Iron Inoculation Conference, Schaumburg, Illinois, 09/2005.

JAVAID A.; THOMSON J.; DAVIS K.G.; As condições para obtenção de ferros fundidos nodulares sem carbonetos, revista Fundição e Serviços, pag. 36-50, 03/2005.

KARANTZAILS A.E.; LEKATOU A.; MAVROS H.; Microstructural Modifications of As-Cast High-Chromium White Iron by Heat Treatment, Journal of Materials Engineeringan Performance, Volume 18, pag. 174 – 181, 03/2009.

LANFORD G.; Cast Irons, High Alloy Steels, and Superalloys - Lesson 1 - Third specimen, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, 1966.

MAAROF M. R. B.; The Effect of nodularisation parameters on the quality of ductile iron, Thesis -Faculty Of Mechanical Engineering Universiti Teknologi Malaysia, 11/2006.

MARCELO F. M.; SUSANA M. G. - Apostila de classificação de ferros fundidos, Universidade Estadual de Campinas, 2007.

MORRISON J. Os 50 anos do ferro fundido nodular e do níquel, Revista Fundição e Serviços, ano 11, edição nº91, pag. 42-51, 2000.

REIS S. V. M.; Implementação de Sistema de Controle de Processo de Produção do Ferro Fundido Nodular Aplicando a Análise Térmica, tese de mestrado, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Depto de Eng. Metalúrgica e de Materiais, 07/2010.

RIPOSAN I. et al; A new approach to graphite nucleation mechanism in gray irons, proceedings of the AFS Cast Irons Inoculation Conference, Schaumburg, Illinois, 09/2005;

RODRIGUES G. V.; MARCHETTO O.; Apostila de Análise Térmicas, Universidade Federal de Santa Catarina, Depto Eng. Mecânica, Curso de Graduação em Engenharia de Materiais, 2007;

RODRIGUES M. A.; Avaliação da tendência ao coquilhamento em ferro fundido nodular utilizando teste de cunha e análise térmica, trabalho de conclusão de curso apresentado ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, São Paulo, 07/2011.

SILVA, J. A.; Análise Térmica na Solidificação de Ferros Fundidos Cinzentos Hipoeutéticos, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007 (Dissertação de Mestrado);

SOUZA SANTOS, A.B. de, CASTELLO BRANCO, C.H.; Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares; São Paulo; IPT (1991);

WIENGMOON A.; Carbides in High Chromium Cast Irons, Department of Physics, Faculty of Science, Naresuan University, Phitsanulok 65000, 2005.

<<http://www.nickelinstitute.org>>. acessado em 08/07/2014 às 21:00 horas.

<<http://www.proceq.com>> acessado em 15/07/2015 às 19:45.

<<http://www.shimadzu.com.br>> acessado em 15/07/2014 às 21:30 horas.