

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR Oscar Eduardo  
Quilodrán E APROVADA PELA  
COMISSÃO JULGADORA EM \_\_\_\_\_  
R. Medrano  
ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**  
**FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

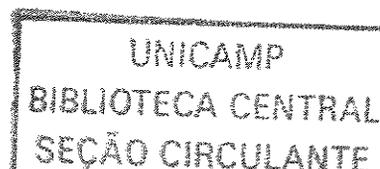
**Ferros fundidos cinzentos: correlação entre  
estrutura e propriedades mecânicas, estudada por  
meio do ensaio de compressão entre cunhas.**

Autor: **Oscar Eduardo Quilodrán Alarcón**

Orientador: **Ricardo Enrique Medrano**

Outubro/2003

i



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**Ferros fundidos cinzentos: correlação entre  
estrutura e propriedades mecânicas, estudada por  
meio do ensaio de compressão entre cunhas.**

**Autor: Oscar Eduardo Quilodrán Alarcón**

**Orientador: Ricardo Enrique Medrano**

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos

Tese de Doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2003  
S.P. - Brasil

UNIDADE	BC
1ª CHAMADA	UNICAMP
EX	
COMBO BC/	61540
ROC.	16-06-05
C	<input type="checkbox"/>
D	<input checked="" type="checkbox"/>
REÇO	11,00
DATA	03-1-05
1ª CPD	

subid 339299

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA  
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

Quilodrán Alarcón, Oscar Eduardo  
Q41f..... Ferros fundidos cinzentos: correlação entre estrutura e propriedades mecânicas, estudada por meio do ensaio de compressão entre cunhas / Oscar Eduardo Quilodrán Alarcón.--Campinas, SP: [s.n.], 2003.

Orientador: Ricardo Enrique Medrano  
Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solidificação. 2. Microestrutura. 3. Metalografia.  
4. Fractografia. I. Medrano, Ricardo Enrique. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

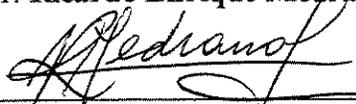
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**TESE DE DOUTORADO**

**Ferros fundidos cinzentos: correlação entre  
estrutura e propriedades mecânicas, estudada por  
meio do ensaio de compressão entre cunhas.**

**Autor: Oscar Eduardo Quilodrán Alarcón**

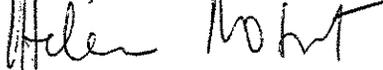
**Orientador: Ricardo Enrique Medrano**



---

**Prof. Dr. Ricardo Enrique Medrano, Presidente**

**Instituição: FEM/UNICAMP**



---

**Profa. Dra. Maria Helena Robert**

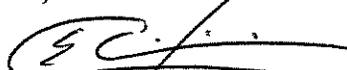
**Instituição: DEF/FEM/UNICAMP**



---

**Prof. Dr. Rubens Caram Júnior**

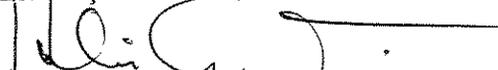
**Instituição: DEMA/FEM/UNICAMP**



---

**Prof. Dr. Cláudio Shyinti Kiminami**

**Instituição: DEMA/UFSCar**



---

**Prof. Dr. Hélio Goldenstein**

**Instituição: DEMM/EPUSP**

Campinas, Outubro de 2003.

## **Agradecimentos**

Ao Prof. Dr. Ricardo Enrique Medrano, sua direção, colaboração e a disponibilidade do seu tempo e da sua experiência científica para a interpretação e análise dos resultados.

Aos Eng. Glauco Bortolozzo e Eng. Marcio Demartini, a colaboração na execução dos ensaios de compressão entre cunhas, análises metalográficas e fractograficas e na discussão dos seus resultados. Ao Eng. Marco A. T. Pallini, a identificação das fases nas metalografias e fraturas, mediante análise de espectrometria de energia dispersiva. À Robert Bosch Ltda., Brasil; por possibilitar a experiência do Capítulo 6.

Ao Dipl. Ing. Erich Nechtelberger e ao Dipl. Ing. W. Bauer, do Instituto Austriaco de Fundição, Leoben, Áustria, o acesso à historia e desenvolvimento do ensaio de compressão entre cunhas, assim como as discussões e incentivo à publicação dos resultados.

Ao Dr. Eng. Wilson L. Guesser e Dr. Eng. Luis Guedes a disposição para compartilhar seus conhecimentos, o suporte bibliográfico, a fabricação no Centro de Pesquisas da Industria de Fundição Tupy, Joinville, Brasil, dos materiais do Capítulo 5 e dos ensaios de tração dos materiais dos Capítulos 4 e 5.

À Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, a possibilidade de participar nos seu programa de doutoramento, como estudante que desenvolve atividades profissionais.

Fundição Irmãos Dal' Santo, Jundiaí, Brasil, a contribuição com os materiais e instalações para a realização da experiência que deu origem ao Capítulo 4.

## Resumo

QUILODRÁN ALARCÓN, Oscar Eduardo. Ferros fundidos cinzentos: correlação entre estrutura e propriedades mecânicas, estudada por meio do ensaio de compressão entre cunhas. Campinas, Departamento de Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003, Tese (doutorado).

Os ferros fundidos cinzentos se classificam conforme sua resistência à tração mas o ensaio de tração dos corpos de prova é lento e inadequado para ser utilizado no controle da produção.

A resistência à compressão entre cunhas, mais fácil e rápida de avaliar, está relacionada com a resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos por meio de uma equação linear, permitindo a determinação indireta desta última. O objetivo deste trabalho é retomar a pesquisa das características mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, mediante a utilização dos ensaios de tração e compressão entre cunhas. Os resultados conseguiram-se através da fabricação, ensaio e análise metalográfica e de fratura de materiais das classes NBR FC150 a FC300, não ligados (com diversos teores de fósforo e tratamentos térmicos de recozido) e levemente ligados no estado bruto de fusão (fundidos em condições diversas). O ensaio de compressão entre cunhas aplica-se para verificar a qualidade de mancais de FC200.

Discute-se a influência das fases no comportamento mecânico, define-se a curva de compressão entre cunhas, o significado das regiões das curvas de tração e de compressão entre cunhas, e verifica-se a relação entre ambas resistências. Demonstra-se que a curva de compressão entre cunhas pode ser utilizada no controle estatístico de processos. Os ensaios de tração realizados com ciclos de carregamento e descarregamento sucessivos conduzem a curvas de tensão de tração relativa versus deformações recuperáveis e permanentes, utilizáveis na melhoria do projeto mecânico. Propõe-se a aplicação da curva de compressão entre cunhas na avaliação da tenacidade à fratura.

*Palavras Chaves:* solidificação, macroestruturas e microestruturas, fractografia.

## **Abstract**

QUILODRÁN ALARCÓN, Oscar Eduardo. Grey cast irons: relationship between the structure and mechanicals properties, studied by means of the wedge penetration test. Department of Materials, School of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2003, Ph.D. Thesis.

Grey cast irons are classified based on of their tensile strength, but tensile test is slow to perform and inadequate to be used for online quality control. The wedge strength is easier and faster to perform and it is related with the tensile strength of grey cast irons through a linear equation. This equation allows the indirect determination of the tensile strength. The aim of the present work is to address the research of the mechanical characteristics of grey cast irons, by focusing the study on the use of tensile and wedge penetration tests. The results were obtained by casting, tensile and wedge penetration testings, and through metallographic and fracture analysis on NBR-FC150 to FC300 non alloyed (several phosphorus levels and annealing heat treatments) and as-cast low alloyed materials (using different casting conditions). The wedge penetration test is used for verifying the quality of structural bearings of NBR-FC200 cast iron.

It is discussed influence of phases on the mechanical behavior. It is defined the meaning of each region of tensile and wedge penetration curves and verified the relationship between tensile and wedge penetration strengths. It is shown that the wedge penetration curve can be used on statistical process control. The loading and unloading tensile test lead to curves of relative tension versus recoverable and permanent deformation which enhance mechanical projects. It is proposed to evaluate the fracture toughness of grey cast irons by the wedge compression curve.

*Key Words:* Solidification, macrostructure and microstructure, fracture.

# Índice

	<b>página</b>	
Lista de figuras	xii	
Lista de tabelas	xvi	
Lista de símbolos	xvii	
<b>Introdução</b>		
1.1	Considerações iniciais	1
1.2	Justificativa do trabalho	2
1.3	Objetivos do trabalho	2
<b>Revisão da Literatura: Ferros Fundidos Cinzentos</b>		
2.1	Introdução	3
2.2	Classificação dos ferros fundidos utilizados	3
2.3	Solidificação	5
2.3.1	Solidificação no equilíbrio	5
2.3.2	Solidificação em moldes de areia e de casca	9
2.3.3	Curvas de resfriamento	10
2.4	Solidificação eutética	12
2.4.1	Crescimento acoplado dos eutéticos	14
2.4.2	Estrutura trifásica austenita-grafita-carboneto	17
2.5	Transformações no estado sólido	17
2.6	Critérios de falha	18
2.7	Ensaio de tração	20
2.7.1	Módulo elástico	22
2.7.2	Região elástica	23
2.7.3	Região elasto-plástica	23
2.7.4	Região de danificação acelerada até a fratura	24
2.7.5	Fratura sob tração	25
2.8	Tipos de fraturas	26
2.8.2	Fraturas frágeis	27
2.8.3	Fraturas dúcteis	28
2.9	Determinação indireta da resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos	28
2.10	Ensaio de compressão entre cunhas	30

2.10.1	Descrição do ensaio e definições	30
2.10.2	Correlações entre as resistências à tração e à compressão entre cunhas	32
2.10.3	Normalização	35
2.10.4	Influências dos parâmetros de material e de ensaio	36
2.10.5	Estados de tensões e deformações elásticos	39
<b>Métodos experimentais</b>		
3.1	Descrição resumida das experiências	43
3.1.1	Experiência 1. Ferros Fundidos Cinzentos Levemente Ligados (FL), no estado bruto de fusão. Influência do processamento na estrutura e comportamento mecânico.	43
3.1.2	Experiência 2. Ferro fundido cinzento classe NBR- FC250. Influência do teor de fósforo e os tratamentos térmicos na microestrutura e comportamento mecânico	45
3.1.3	Experiência 3. Avaliação da qualidade de mancais especificados em NBR- FC200	47
3.2	Processos e materiais	49
3.2.1	Experiência 1	49
3.2.2	Experiência 2	51
3.2.3	Experiência 3	53
3.3	Modelos e moldes	54
3.3.1	Experiência 1	54
3.3.2	Experiência 2	55
3.3.3	Experiência 3	56
3.4	Corpos de prova de tração uniaxial e compressão entre cunhas	56
3.5	Métodos de ensaio	58
3.5.1	Análise química	58
3.5.2	Ensaio de tração	58
3.5.3	Ensaio de compressão entre cunhas	61
3.5.3.1	Dispositivo de ensaio	61
3.5.3.2	Ensaio exploratórios	63
3.5.3.3	Velocidade de aplicação da força	65
3.5.3.4	Distância ao alimentador	65
3.5.3.5	Comportamento mecânico e formação de trincas	65
3.5.3.6	Definição das condições para ensaio de compressão entre cunhas	66
3.5.4	Compressão entre cunhas. Amostras das experiências 1, 2 e 3	67
3.5.5	Análises metalográficas	67
3.5.5.1	Ensaio de tração. Corpos ASTM A 48-92 testados até a proximidade da	67

	ruptura	
3.5.5.2	Ensaio de tração. Corpos planos com preparação metalográfica prévia	68
3.5.5.3	Compressão entre cunhas. Força aplicada e deformações no disco	69
3.5.5.4	Compressão entre cunhas. Amostras das experiências 1, 2 e 3	69
3.5.6	Fractografia	70

**Experiência 1 :Ferros fundidos cinzentos levemente ligados no estado bruto de fusão (FL).  
Influência do processamento na estrutura, microestrutura e comportamento mecânico.  
Resultados e comentários**

4.1	Análises químicas	72
4.2	Ensaio de tração	74
4.2.1	Sem utilização de extensômetro	74
4.2.2	Com utilização de extensômetro	75
4.2.3	Efeito da aplicação de forças de tração próximas à de ruptura	78
4.2.3.1	Corpos de prova ASTM-48-B	78
4.2.3.2	Corpos de prova planos, com preparação metalográfica prévia das superfícies	79
4.3	Ensaio de compressão entre cunhas	80
4.3.1	Influência da velocidade de aplicação da força e posição do corpo de prova na barra	80
4.3.2	Influência da posição do corpo de prova ao longo da barra	81
4.3.3	Curvas de compressão entre cunhas	82
4.3.4	Deformação plástica e progressão das fraturas	84
4.3.5	Indentação	86
4.3.6	Básicos FL150, FL200, FL250 e FL300. Ensaio nas seis condições de processamento	87
4.4	Metalografia	92
4.5	Fractografia	98
4.5.1	Ensaio de tração	98
4.5.1.1	Fraturas frágeis	99
4.5.1.2	Fraturas dúcteis	100
4.5.2	Ensaio de compressão entre cunhas	102
4.6	Resumo dos resultados do capítulo	103

**Experiência 2: Ferro fundido cinzento classe FC 250. Influência do teor de fósforo e dos tratamentos térmicos na microestrutura e o comportamento mecânico. Resultados e comentários**

5.1	Análises químicas	108
5.2	Ensaio de tração	109
5.3	Ensaio de tração com ciclos sucessivos de carregamento–descarregamento	114

5.4	Ensaaios de compressão entre cunhas	114
5.5	Análises metalográficas	124
5.6	Fractografia	128
5.6.1	Ensaaios de tração	128
5.6.2	Ensaaios de compressão entre cunhas	131
5.6.2.1	Região vizinha ao ápice da indentação	131
5.6.2.2	Região central	132
5.7	Resumo dos resultados do capítulo	134

### **Experiência 3: Avaliação da qualidade de mancais de material classe FC-200. Resultados e comentários**

6.1	Análises químicas	137
6.2	Ensaaios de compressão entre cunhas	138
6.3	Análises metalográficas	140
6.4	Relação entre o comportamento mecânico e as características estruturais	145
6.5	Resumo dos resultados do capítulo	148

### **Discussão**

7.1	Solidificação	149
7.2	Macroestrutura, microestrutura e comportamento mecânico	151
7.2.1	Dendritas	151
7.2.2	Lamelas de grafita	152
7.2.3	Carbonetos e compostos de fósforo	153
7.2.4	Microestrutura da matriz	154
7.3	Resistência à tração uniaxial, à compressão entre cunhas. Macroestrutura e microestrutura	155
7.3.1	Relação entre resistência à tração uniaxial e à compressão entre cunhas	156
7.4	Comportamento mecânico sob tração uniaxial.	161
7.4.1	Região “1”: Elástica	161
7.4.2	Região “2”: Elasto-plástica (com endurecimento pela deformação)	162
7.4.3	Região “3”: Fratura (elasto-plástica sem endurecimento pela deformação)	163
7.4.4	Relação entre a tensão aplicada e as componentes da deformação	164
7.4.5	Mecanismo de deformação até a fratura sob tração	173
7.5	Comportamento mecânico sob compressão entre cunhas	174
7.5.1	Estados de tensões e fratura	174
7.5.2	Curva de compressão entre cunhas. Definições e significado	177
7.5.2.1	Região “0”: Dureza	177
7.5.2.2	Região “1”: Elástica	177
7.5.2.3	Região “2”: Elasto-plástica (com endurecimento pela deformação)	180

7.5.2.4	Região “3”: Progressão estável da fratura.	179
7.6	Vantagens e potencial de utilização da curva de compressão entre cunhas	180
7.6.1	O ensaio de compressão entre cunhas e a tenacidade à fratura	180
7.6.2	A curva de compressão entre cunhas no controle de fabricação	182
7.6.2.1	Controle estatístico de processo “por variável”	184
7.6.2.2	Controle estatístico de processo “por atributo”	184
7.7	Curva de compressão entre cunhas e tratamentos térmicos de recozido	186
<b>Conclusões e Sugestões para a Continuação dos Trabalhos</b>		
8.1	Conclusões	187
8.1.1	Macroestrutura, microestrutura e comportamento mecânico dos ferros fundidos cinzentos	187
8.1.2	Ensaio de tração	188
8.1.3	Ensaio de compressão entre cunhas	188
8.1.4	Relação entre a resistência à tração uniaxial e à compressão entre cunhas	189
8.2	Sugestões para trabalhos futuros	189
<b>Referências bibliográficas</b>		191
<b>Anexo I</b>		
	Tabela do capítulo 3	201
<b>Anexo II</b>		
	Tabelas do capítulo 4	202
<b>Anexo III</b>		
	Tabelas do capítulo 5	215
<b>Anexo IV</b>		
	Publicações	226

## Lista de Figuras

	página
Figura 2.1	Diagramas de equilíbrio binário Fe-C Estável e metaestável [Craig, 1988] 6
Figura 2.2	Sistema Fe-C-X. Influencia do terceiro elemento nas temperaturas eutéticas estável e metaestável [Stefanescu, 1988]. 8
Figura 2.3	Curva de resfriamento. Ferro fundido cinzento hipoeutético. 10
Figura 2.4	Solidificação eutética mesclada 11
Figura 2.5	Estrutura esquemática dos eutéticos metaestável [Stefanescu, 1988] e estável [Magnim, 1988]. 13
Figura 2.6	Regiões de crescimento acoplado [Magnim, 1988] e sua superposição para os eutéticos Fe-C estável e metaestável na região de composição eutética e proximidades [Elliot, 1988]. 15
Figura 2.7	Eutético. Instabilidade da interfase sólido/líquida [Magnim, 1988]. 16
Figura 2.8	Critérios de falha. Estado biaxial de tensões 19
Figura 2.9	Ensaio de tração de ferro fundido classe FC 300 [Collaud, 1944]. 21
Figura 2.10	Ensaio de compressão entre cunhas. Disposição de ferramenta e corpo de prova 32
Figura 2.11	Correlações do tipo equação 2.25, entre as resistências à tração e à compressão entre cunhas. 35
Figura 2.12	Resistência à compressão entre cunhas. Aspectos de ensaios. 38
Figura 2.13.	Distribuição de tensões sobre o diâmetro de um cilindro comprimido entre placas planas [Rudnick, 1963]. 41
Figura 3.1	Experiência 1. a) Esquema de fabricação dos materiais. Matriz de planejamento experimental e procedimentos eliminados. b) Tipos de ensaios realizados. 44
Figura 3.2	Experiência 2. a) Processo de fabricação dos materiais. b) Distribuição das barras e tratamentos térmicos. c) Tipos de ensaios realizados. 46
Figura 3.3	Experiência 3. Mancal. 48
Figura 3.4	Experiência 1. Molde de casca. 54
Figura 3.5	Experiência 1. Molde de areia verde. 55
Figura 3.6	Experiência 2. Esquema do molde de areia de cura a frio. 56
Figura 3.7	Corpos de prova. 57
Figura 3.8	Experiências 1 e 2. Peças para sujeição de corpos de prova às máquinas de tração. 59

Figura 3.9	Experiência 1 e 2. Esquema do ensaio de tração dos corpos de prova IAN na máquina MTS 810.	61
Figura 3.10	Dispositivo para a realização do ensaio de compressão entre cunhas.	62
Figura 3.11	Experiência 1. Ensaio de compressão entre cunhas. Influência da posição do disco e da velocidade de aplicação da força no valor da $\sigma_c$ . Barras FC150 AE, FC150 IAE e FC250 ICN.	64
Figura 3.12	Experiência 1 e 2. Planos de análise metalográfica dos corpos de prova de compressão entre cunhas, testados de forma interrompida ou até a ruptura.	66
Figura 3.13	Experiência 1. Corpos de prova ASTM-48-B. Método de extração e dimensões dos corpos de prova para análise metalográfica retirados dos corpos de prova de tração testados de forma interrompida (95% da tensão de tração).	68
Figura 3.14	Experiência 1. Corpos de prova planos, não normalizados e com as superfícies maiores metalograficamente preparadas.	69
Figura 4.1	Curvas de força-alongamento sob força monotónica e utilizando extensómetro. Materiais IAN: FL300 (curva 1); FL250 (curva2); FL200 (curva 3); FL 150 (curva 4).	76
Figura 4.2	Definições na curva força-alongamento	77
Figura 4.3	Ensaio de tração até aproximadamente 95% da força de ruptura. Corpo ASTM-48-B. Metalografia do material FL150 ICE.	79
Figura 4.4	Ensaio de tração. Ensaio de tração. Metalografia sobre o corpo de prova plano. Corpo de prova plano. Material FL300 ICN.	79
Figura 4.5	Compressão entre cunhas. Posição e resistência à compressão dos corpos de prova da barra FL250 ICN.	81
Figura 4.6	Definições na curva de compressão entre cunhas. .	82
Figura 4.7	Curva de compressão entre cunhas e estruturas dos seus materiais. Material FL150 IAE.	83
Figura 4.8	Compressão entre cunhas interrompida após ultrapassar a máxima força aplicada. Avaliação sobre o plano "R" (Figura 3.11). Material FL150 IAE.	85
Figura 4.9	Deformação e fraturas próximas à indentação. Plano "R" (Figura 3.12). Disco ensaiado até a região "2" da curva de compressão entre cunhas. Material FL250 ICN.	87
Figura 4.10	Curvas de compressão entre cunhas dos materiais FL150 IAN e FL200 IAN.	89
Figura 4.11	Curvas de compressão entre cunhas dos materiais FL250 IAN e FL300 IAN.	90
Figura 4.12	Ensaio de compressão entre cunhas. Superposição das curvas conseguidas sob aplicação de força monotónica. Materiais: FL300 IAN;	92

Figura 4.13	Microestrutura e resistência à tração e à compressão entre cunhas representativas das amostras FL150 IAE, FL150 AN e FL150 IAN	95
Figura 4.14	Microestrutura e resistência à tração e à compressão entre cunhas representativas das amostras FL200 IAN, FL200 AN e FL200 ICN	96
Figura 4.15	Microestrutura e resistência à tração e à compressão entre cunhas representativas das amostras FL250 IAN, FL250 AN e FL250 ICN	97
Figura 4.16	Microestrutura e resistência à tração e à compressão entre cunhas representativas das amostras FL300 AN, FL300 IAN e FL300 ICN	98
Figura 4.17	Fraturas frágeis sob tração. Dendritas clivadas.. Materiais: FL150 ICE e FL300 ICE.	99
Figura 4.18	Ensaio de tração. materiais: FL150 ICE e FL300 ICE.	100
Figura 4.19	Fratura sob tração. Célula eutética. Estrutura tripla Austenita-grafita-carboneto. Material FL250 ICN.	101
Figura 4.20	Ensaio de compressão. Material FL150 ICE.	103
Figura 5.1	Curvas de força-alongamento sob forças monotónicas. Material básico FC3.	112
Figura 5.2	Curvas de força-alongamento para o estado bruto de fusão e recozido para ferritização. Materiais básicos FC3 e FC4.	113
Figura 5.3	Curvas de compressão entre cunhas. Material FC4BF. Pares de curvas correspondentes a corpos de prova das barras 1 e 2.	117
Figura 5.4	Curvas de compressão entre cunhas dos corpos de prova FC4BF, FC4AT e FC4RF	118
Figura 5.5	Curvas de compressão entre cunhas de corpos de prova de posições “2” dos materiais básicos FC4 e FC1, submetidos a tratamentos térmicos semelhantes	119
Figura 5.6	Esquema de curva de compressão entre cunhas	121
Figura 5.7	Macroestruturas dos materiais a) FC1BF, b) FC2BF, c) FC3BF e d) FC4BF.	125
Figura 5.8	Microestruturas dos materiais FC2BF, FC2AT e FC2RF.	126
Figura 5.9	Microestruturas dos materiais FC4BF, FC4AT e FC4RF.	127
Figura 5.10	Detalhes das microestruturas dos materiais FC2AT e FC2RF..	127
Figura 5.11	Ensaio de tração. Fraturas. Materiais FC3BF, FC3AT e FC3RF.	129
Figura 5.12	Ensaio de tração. Fraturas dúcteis “equiaxial” e “delaminada”. Materiais FC1 RF e FC2 BF.	130
Figura 5.13	Ensaio de tração. Fraturas frágeis trans-granulares de pouca deformação volumétrica da matriz. Início sobre interfases matriz/grafitas. Materiais FC1AT e FC1BF.	131
Figura 5.14	Ensaio de tração. Fraturas dendríticas predominantemente frágeis e intergranulares. Material FC2RF..	132
Figura 5.15	Ensaio de tração. Compostos de fósforo e fratura. Material FC4AT.	133

Figura 5.15	Ensaio de tração. Compostos de fósforo e fratura. Material FC4AT.	131
Figura 5.16	Compressão entre cunhas. Material FC4 BF.	132
Figura 6.1	Macroestrutura e microestruturas dos mancais da amostra 1X	139
Figura 6.2	Macroestruturas e microestrutura dos mancais da amostra 3X.	140
Figura 6.3	Macroestrutura e microestruturas dos mancais da amostra 2X.	141
Figura 6.4	Macroestruturas e microestrutura dos mancais da amostra 4Y.	141
Figura 6.5	Macroestruturas e microestruturas dos mancais da amostra 1Y.	142
Figura 6.6	Classificação das curvas de compressão entre cunhas segundo suas formas, em curvas “A”, “B” e “C”.	144
Figura 7.1	Experiência 1. Relação entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas.	156
Figura 7.2	Experiência 2. Relação entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas.	158
Figura 7.3	Experiência 1. Curvas de ajuste entre a tensão relativa ( $\sigma_{ri}\%$ ) e as deformações permanentes ( $\epsilon_{pi}$ ) e recuperáveis ( $\epsilon_{ri}$ ) para os materiais FL150, FL200, FL:250 e FL300 processados IAN.	165
Figura 7.4	Experiência 1 e 2: Curvas de ajuste entre tensão relativa e as componentes da deformação permanente e recuperável para materiais no estado bruto de fusão.	168
Figura 7.5	Experiências 1 e 2. Curvas de ajuste entre a tensão relativa e as componentes de deformação permanente e recuperável Materiais no estado bruto de fusão e recozido para ferritização..	170
Figura 7.6.	Esquema de critério de falha (I, II e IV quadrantes) [Clough, 1957]. Aproximação à falha conforme o estado de tensões iniciais (linha de pendente 1) e no carregamento na região “1”.(linha de pendente -3).	174
Figura 7.7.	Esquema de curva de compressão entre cunhas. Definições	176

## Lista de Tabelas

<b>tabela</b>		<b>página</b>
Tabela 2.1	Propriedades da grafita e o ferro	21
Tabela 2.2	Ferros fundidos cinzentos: Normalizações sobre o ensaio de compressão entre cunhas. Parâmetros de ensaio e coeficientes de correlação	37
Tabela 3.1	Experiência 3. Mancais fundidos: tipos, fundidores e peças das amostras.	53
Tabela 4.1	Ferros fundidos levemente ligados. Composição química e carbono equivalente	73
Tabela 4.2	Experiência 1. Resumo. Processo, Resistência mecânica, estrutura e microestrutura Temperatura de Liquidus e superaquecimento no vazamento (°C).	93
Tabela 5.1	Composição Química, Carbono Equivalente e Temperatura de Liquidus	107
Tabela 6.1	Composição química e Carbono Equivalente dos mancais.	136
Tabela 6.2	Resistência à compressão entre cunhas	137
Tabela 6.3	Corpos de prova segundo seu comportamento no ensaio de compressão entre cunhas.	138
Tabela 7.1	Experiência 1. Equações de ajuste entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas para os materiais nas suas seis formas de processamento. Coeficientes de correlação e desvios padrão	155
Tabela 7.2	Experiência 1. Materiais FL150, FL 200, FL250 e FL300. Equações de ajuste entre a tensão relativa e as componentes da deformação permanente e recuperável. Coeficientes de correlação.	164
Tabela 7.3	Experiência 2. Materiais FC250 (FC1, FC2 e FC4). Equações de ajuste entre a tensão relativa e a deformação recuperável e permanente dos estados bruto de fusão e recozido para alívio de tensões e para ferritização. Coeficientes de correlação.	167
Tabela 7.4	Experiências 1 e 2. Curvas de ajuste entre a tensão relativa e a deformação permanente e recuperável para ferros fundidos cinzentos não ligados e levemente ligados, no estado bruto de fusão..	169
Tabela 7.5	Tenacidade à fratura. Comparação entre os métodos da Integral J e o ensaio proposto, utilizando o ensaio de compressão entre cunhas.	182

## Lista de Símbolos

A	Coefficiente do termo linear em $\sigma_c$ , equação 2.32.
$\alpha$	Ferrita.
$A_c$	Área resistente nominal do corpo de prova de compressão entre cunhas.
$A_1$	Coefficiente de proporcionalidade entre $\sigma_c$ e $\sigma_t$ . [Pidgeon, 1966].
B	Coefficiente independente de $\sigma_c$ , equação 2.25.
B	Confiabilidade das equações de determinação indireta da resistência à tração
c	Comprimento do semi-eixo maior da elipse (mm).
C	Fase grafita. Diagrama estável. Figura 2.1.
C(cementita)	Fase cementita. Diagrama metaestável. Figura 2.1.
CE	Carbono equivalente (% em peso de carbono).
D	Coefficiente de difusão do soluto na liga líquida. ( $\text{mm}^2/\text{s}$ ).
$\gamma$	Austenita.
$\Delta T$	Superresfriamento ( $^{\circ}\text{C}$ ) ( $^{\circ}\text{K}$ ).
$\Delta l_{ti}$	Alongamento total pela força característica ao ciclo “i” (mm).
$\Delta l_r$	Alongamento de ruptura na curva força-alongamento (mm).
$\Delta l_r^{\wedge}$	Alongamento de ruptura média (mm).
$\Delta l_{pi}$	Alongamento permanente pela força característica do ciclo “i” (mm).
$\Delta l_{ri}$	Alongamento recuperável pela força característica do ciclo “i” (mm).
$\Delta l_{ti}$	Alongamento total pela força característica do ciclo “i” (mm).
$\Delta T$	Superresfriamento de solidificação eutética ou dendrítica ( $^{\circ}\text{C}$ ).
$\sigma_c$	Resistência à compressão entre cunhas (MPa).
$\sigma_c^{\wedge}$	Resistência média à compressão entre cunhas (MPa).
$\sigma_t$	Resistência à Tração (MPa).
$\sigma_t^{\wedge}$	Resistência média à tração (MPa).
$\sigma_{it}^{\%}$	Tensão de tração relativa (%).

$\sigma_i$	Tensão de tração característica ao ciclo “i” (MPa).
$E_0$	Módulo de elasticidade na origem (MPa).
$S^*$	Valor crítico para deformação. Critério da energia.(MPa).
$S_1, S_2, S_3$	Tensões principais. (MPa).
$\sigma_{ap}$	Tensão externa aplicada (MPa).
$\sigma_D$	Tensão residual de tração causada sobre a matriz na solidificação (MPa).
$\sigma_M$	Tensão máxima sobre a matriz frente à borda da elipse (MPa).
$\varepsilon_{pi}$	Deformação permanente em tração correspondente à tensão aplicada no ciclo “i”.
$\varepsilon_{ri}$	Deformação recuperável em tração correspondente à tensão aplicada no ciclo “i”.
$\varepsilon_t$	Deformação total de fratura em tração.
$\varepsilon_{ti}$	Deformação total em tração correspondente à tensão aplicada no ciclo “i”.
$F_c$	Máxima força de compressão aplicada sobre as cunhas (N).
$F_i$	Força característica ao ciclo “i” de carregamento no ensaio de tração (N).
FB	Sucata de ferro bruto.
$Fe_3C$	Fase cementita. Diagrama metaestável. Figura 2.1.
$FeFe_3P$	Eutético Ferro-fósforo..
FC	Ferro fundido cinzento não ligado.
FL	Ferro fundido cinzento levemente ligado.
FC150, FC250, etc	Ferros fundidos cinzentos da classe indicada pelo número de três dígitos.
G	Gradiente de temperatura no líquido ( $^{\circ}K/mm$ ).
$h_c$	Profundidade de indentação para a força máxima (mm).
$h_c^{\wedge}$	Profundidade média de indentação para a força máxima (mm).
HB	Dureza Brinell (MPa).
I-A, I-B, I-D, I-E	Formas das grafitas lamelares do tipo I [NBR, 1981].
$K_1$	Coefficiente característico da liga ( $^{\circ}K s^{1/2}/\mu m^{1/2}$ ).
$K_2$	Coefficiente característico da liga ( $^{\circ}K s^{1/2}/\mu m^{1/2}$ ).
$K_3$	Coefficiente característico da liga ( $^{\circ}K s^{1/2}/\mu m^{1/2}$ ) ??
$K_c$	Coefficiente de concentração de tensões.
L	Metal ou liga na sua fase líquida.

$\lambda_{\min}$	Espaçamento lamelar mínimo no eutético estável (mm).
$\lambda_{\max}$	Espaçamento lamelar máximo no eutético estável (mm).
$\lambda_m$	Espaçamento lamelar médio no eutético estável (mm).
N	Número de ensaios.
$\%_{\max} C^{Si, Mn, Cr, P, S}$	Solubilidade máxima do carbono no ferro. Presença de Si, Mn, Cr, P e S
(%C), (%Si), etc.	Porcentagem em peso de carbono, de silício ou outros elementos (%).
$P_i$	Força aplicada característica do ciclo de carregamento “i” (N).
$p_r$	Taxa de perda de rigidez mecânica.
$r_a$	Raio de curvatura no extremo do eixo maior da elipse que representa o alojamento da grafita (mm).
$r_c$	Raio de gume da cunha (mm).
$R_i$	Rigidez mecânica associada à força característica do ciclo “i”. (MPa)
$S_1, S_2, S_3$	Tensões principais (MPa)
$S^*$	Tensão crítica para ocorrer deformação plástica (MPa), equação 2.14.
$S_{cc}$	Desvio padrão da resistência à compressão entre cunhas (MPa).
$S_{\Delta l_t}$	Desvio padrão do alongamento de ruptura (mm)
$S_{ct}$	Desvio padrão da resistência à tração (MPa).
$S_{hc}$	Desvio padrão da profundidade de indentação para a força máxima (mm).
$S_p$	Espessura de parede (mm).
t	Temperatura em graus Celsius (°C). Equações 2.7, 2.8, 2.10 e 2.11.
T	Temperatura em graus Kelvin (°K). Equações 2.9 e 2.12.
$T_{eeu}$	Temperatura de equilíbrio de solidificação eutética. Estável (°C)
$T_{eum}$	Temperatura de equilíbrio de solidificação eutética metaestável (°C)
$T_{de}$	Temperatura de equilíbrio de solidificação dendrítica.
$T_L$	Temperatura liquidus (°C). Equação 2.16).
$v_s$	Velocidade ultra-sônica.
V	Velocidade de crescimento da interfase sólido líquida ( $\mu\text{m/s}$ ).

## Capítulo 1

### **Introdução**

#### **1.1 Considerações iniciais**

A Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) e os organismos internacionais de normalização SAE, DIN e ASTM, classificam os ferros fundidos cinzentos segundo sua resistência à tração. Esse valor é obtido testando corpos de prova com 20 mm de diâmetro na região de ensaio, usinados de barras de 30 mm de diâmetro, confeccionadas com o material fundido e o tipo de moldes utilizados na fabricação das peças.

A resistência à tração dos corpos de prova associa-se à resistência da peça, suposição geralmente incorreta por causa das diferenças de velocidade de resfriamento entre o material na peça e na barra, as quais geram diferentes macroestruturas e microestruturas. Essa limitação e a construção lenta do corpo de prova, torna o ensaio não apropriado para o controle de produção.

Objetivando manter a resistência à tração como base de classificação dos ferros fundidos, e diminuir a dificuldade operacional da sua determinação, desenvolveram-se experimentalmente relações matemáticas entre a resistência à tração e: a) a dureza Brinell; b) a composição química; c) a velocidade do som no material; e) a resistência à compressão entre cunhas.

De entre essas equações empíricas, umas das mais simples e de menor dispersão de resultados, são as que relacionam de forma linear a resistência à tração e a resistência à compressão entre cunhas dos ferros fundidos cinzentos. A resistência à compressão entre cunhas define-se como o quociente entre a força necessária para iniciar a fratura num corpo de prova situado entre duas cunhas em oposição e a área resistente nominal inicial do corpo de prova. Os

corpos de prova, discos ou placas de 6 mm de espessura e 20 mm de dimensão lateral, podem ser geralmente retirados das paredes das peças e suas características mecânicas associadas as paredes.

O ensaio de compressão entre cunhas foi normalizado na União Soviética, na República Democrática Alemã, na República Federal Alemã, Polônia e Áustria. As normas definiram o método de ensaio, a geometria das cunhas e do corpo de prova, a exatidão da máquina de ensaios e a relação empírica entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas. Atualmente elas encontram-se em processo de revisão. O significado físico da resistência à compressão entre cunhas e a utilização desse ensaio ficou limitado ao controle da qualidade em fundições européias e em algumas fundições brasileiras, quando solicitado pelos seus clientes.

## **1.2 Justificativa do trabalho**

Os ferros fundidos cinzentos mantêm sua vigência na construção de peças estruturais. As novas tecnologias de inoculação permitem a fabricação de peças de paredes finas, a energia envolvida no seu aquecimento e fusão é aproximadamente equivalente à das ligas de base alumínio-silício o que os torna concorrentes das ligas leves. A sua sucata é matéria prima na carga dos fornos pelo que apresentam benefícios ambientais de reuso e reciclagem.

A melhor compreensão do comportamento dos ferros fundidos cinzentos, nos ensaios de tração e de compressão entre cunhas, contribuirá para um melhor aproveitamento das suas propriedades, assim como as de outros materiais heterogêneos, tais como os ferros fundidos nodulares, concretos, sinterizados, cerâmicos e plásticos termoestáveis.

## **1.3 Objetivos do trabalho**

O trabalho pretende propor ferramentas e procedimentos que melhorem a caracterização mecânica e os procedimentos destinados ao seu controle durante e após sua fabricação.

O objetivo geral é atingido mediante o estudo experimental da relação existente entre o processo de fabricação, a estrutura e microestrutura e o comportamento mecânico. Esta relação é conseguida através dos ensaios de tração e de compressão entre cunhas

## Capítulo 2

### Revisão da Literatura: Ferros Fundidos Cinzentos

#### 2.1 Introdução

Mais pesado e de resistência à tração menor ou semelhante do que os compósitos e ligas leves, assim como de menor resistência à tração e tenacidade à fratura do que os aços e ferros fundidos nodulares, o ferro fundido cinzento é utilizado na fabricação de peças porque, sua tecnologia está espalhada pelo mundo e é particularmente viável nos países de menor desenvolvimento; porque o desenvolvimento das tecnologias, do conhecimento sobre sua solidificação, transformações no estado sólido [Caspers, 1973], [Loeblich, 1985] e características mecânicas estáticas e dinâmicas [Haenny, 1983], [Nechtelberger, 1982], [Löhe, 1984], [Wolfensberger, 1987] [Hornbogen, 1985]. [Bradley, 1990] tornam mais confiável sua utilização. Suas temperaturas de fusão são inferiores às dos aços [Bradley, 1990], sua contração de solidificação próxima a 1 % e a elevada fluidez da sua solidificação predominantemente eutética, permitem fundir peças complexas e de paredes finas [Collaud, 1944], como também modificações estruturais e mecânicas, através de variações pequenas de elementos de ligas e dos parâmetros de fundição [Kurz, 1992]. Seu calor específico e calores latentes de transformações de fases, resultam em energias menores das necessárias para fundir ligas alumínio-silício [Röhrig, 1998]. Além disso os ferros fundidos cinzentos outorgam a possibilidade de produzir diferentes classes de resistência a partir de um banho metálico e adições de elementos de ligas [Bjorkegren, 1997].

#### 2.2 Classificação dos ferros fundidos utilizados

Na temperatura ambiente, a estrutura do ferro cinzento está formada pela matriz (cujos micro-constituintes são comuns aos aços) e as grafitas. As grafitas planas e de distribuição espacial, intersectam a superfície da amostra metalográfica visualizando-se na forma de lamelas.

A quantidade, tamanho e distribuição das grafitas e o tipo de microestrutura da matriz dos ferros fundidos cinzentos determinam as suas características mecânicas.

Do ponto de vista da composição química, os ferros fundidos cinzentos podem ser classificados em “não ligados” e “levemente ligados”. Aos primeiros correspondem as ligas de base ferro, contendo teores de carbono e silício (elementos principais) e manganês e enxofre. Os teores de carbono variam aproximadamente entre 2,5 % e 3,7 %, os de silício entre 1.0 % e 3.0 % em peso, os de manganês entre 0,2% e 0,4% e os de enxofre em torno de 0,05% em peso. Aos materiais “levemente ligados” caracteriza a existência de outros elementos em teores individuais na faixa entre 0,20 e 2,0% em peso, os quais modificam as propriedades mecânicas do material “não ligado” no qual são adicionados, através de câmbios na microestrutura (ferrítica, perlítica, aparecimento de precipitados), decorrentes da modificação da cinética das transformações durante o resfriamento nos moldes.

Sempre do ponto de vista da composição química, podem também ser classificados em hipoeutéticos, eutéticos e hipereutéticos, segundo seu valor de Carbono Equivalente (CE) seja respectivamente menor, igual ou maior do que 4,26 % em peso de carbono (Figura 2.1). O Carbono Equivalente leva em conta o efeito dos elementos presentes (equação 2.8) e é utilizado para entender a seqüência de solidificação do ferro fundido e sua proximidade do eutético, referida ao diagrama de equilíbrio binário Fe-C [de Sousa Santos, 1989].

A classificação de maior importância industrial dos ferros fundidos cinzentos é baseada na resistência à tração de corpos de prova de diâmetro 20 mm na região de ensaio, extraídos de barras fundidas de 30 mm de diâmetro. As barras são fundidas, retiradas do molde e resfriadas até a temperatura ambiente nas mesmas condições do que a peça para a qual serão referências. Os molde das peças e das barras podem estar dispostos em serie ou em paralelo [NBR, 1986], [ASTM, 1992], [SAE, 1979], [DIN,1985].

A Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), designa aos ferros fundidos cinzentos, independentemente de serem “não ligados” ou “levemente ligados”, mediante a sigla FC seguido de um número que define a classe do material e especifica sua menor resistência à tração admissível, expressa em MPa. As classes definidas são: FC100, FC150, FC200, FC250, FC300, FC350 e FC400. O limite superior da tolerância da resistência à tração para cada classe

de material é de 100 MPa sobre sua respectiva resistência à tração mínima admissível, com a exceção da classe FC100, para a qual o limite é 150 MPa.

## 2.3 Solidificação

### 2.3.1 Solidificação no equilíbrio

A solidificação sob condições de equilíbrio, caracteriza-se pela sua velocidade suficientemente lenta para que, em qualquer temperatura, as fases presentes estejam nas quantidades e possuam a composição química homogênea definida no diagrama de equilíbrio.

Os diagramas de equilíbrio ternários Fe-C-Si, estável e metaestável [Stefanescu, 1988], [Pieske, 1974], são utilizados com bons resultados na previsão das transformações de fases dos materiais não ligados resfriados em moldes de areia. Neles, as reações eutética e eutetoide, ocorrerem através de faixas de temperaturas relativamente estreitas. Durante a reação eutética estável, cujo resultado é uma estrutura formada por austenita e grafita, coexistem as fases líquida, austenita e grafita (equação 2.1). Na reação eutética metaestável, que origina a estrutura ledeburítica (austenita e cementita), estão presentes as fases: líquida, austenita e cementita (equação 2.2). Na reação eutetoide metaestável, coexistem junto à austenita e se formam a partir dela as fases cementita e ferrita. Durante a reação eutetoide estável coexistem as fases austenita, ferrita e grafita. A localização das superfícies dos diagramas de equilíbrio Fe-C-Si (estável e metaestável), que limitam as regiões nas quais se desenvolvem as reações eutética e eutetoide não está completamente documentada na literatura disponível, o qual limita a predição da quantidade e composição química das fases.



A previsão das transformações de fases, feita utilizando o diagrama de equilíbrio Fe-C-Si, torna-se menos exata quando o material é “levemente ligado” e quando a velocidade de resfriamento é muito maior do que a de equilíbrio. A velocidade de resfriamento maior do que a de equilíbrio, resulta em que a solidificação e as transformações no estado sólido ocorram em

temperaturas inferiores às de equilíbrio e que nas fases sólidas e líquidas se produzem gradientes de composição química e a eventual precipitação de terceiras fases. Um exemplo disto último é a solidificação dos eutéticos de fósforo, estável (equação 2.3) à temperatura de 954 °C, ou metaestável (equação 2.4) a 948 °C [Stefanescu, 1988].

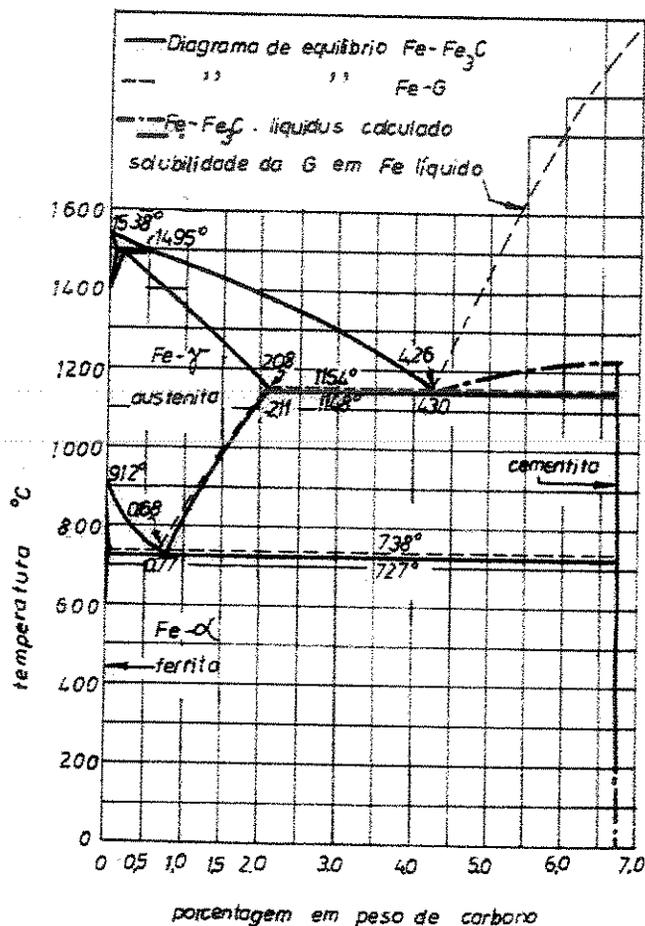
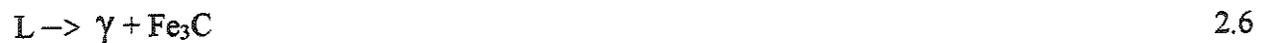


Figura 2.1. Diagramas de equilíbrio binário Fe-C estável e metaestável [Craig, 1988]

Os diagramas binários: estável Fe-C (grafita) e metaestável Fe-C (cementita), apresentam-se geralmente superpostos (Figura 2.1) [Stefanescu, 1988], [Pieske, 1974]. Suas reações eutética e eutetoide, ocorrem em temperaturas constantes. Na reação eutética estável (equação 2.5) a liga

líquida transforma-se em grafita e austenita. A reação eutética metaestável o resultado é austenita e cementita. (equação 2.6). A reação eutetoide transforma a austenita em ferrita (diagrama estável) ou em perlita (diagrama metaestável). O carbono liberado na transformação austenita – ferrita migra para as grafitas.e/ou para a cementita.



Os diagramas Fe-C (Figura 2.1), podem ser utilizados na previsão das transformações de fases e das temperaturas de reação de sistemas de mais de dois componentes. Os elementos de liga modificam a solubilidade máxima de carbono no ferro líquido, na austenita e na ferrita, e mudam a posição das correspondentes linhas dos diagramas de equilíbrio. No sistema multicomponente, a solubilidade máxima de carbono para uma determinada temperatura e uma determinada fase, pode ser calculada utilizando conceitos termodinâmicos e de atividade química. O cálculo é possível em soluções nas quais o total de elementos dissolvidos é menor do que 10 % em peso, requisito cumpridos pelos ferros fundidos cinzentos não ligados e levemente ligados.

A solubilidade máxima do carbono no ferro pode ser calculada num ferro fundido cinzento contendo Fe-C-Si-Mn-Cr-S-P mediante a equação 2.7, na qual,  $\% \max.C|_{Fe-C}$ , é a solubilidade de carbono no sistema binário Fe-C, em porcentagem em peso, que se calcula utilizando a equação que representa a linha de máxima solubilidade de carbono no ferro (expressa em função da temperatura), que corresponda à fase investigada e ao diagrama de equilíbrio utilizado. Os termos seguintes,  $\Delta\%C^X$  (onde X= Si, Mn, Cr, P, S) definem a variação da solubilidade do carbono no ferro, em porcentagem em peso, produzida pela quantidade e tipo do elemento “X” adicionado. Fatores de solubilidade para diferentes elementos, que ajudam para a definição destes últimos termos, encontram-se tabulados para sistemas ternários Fe-C-X, e são utilizáveis nos sistemas multicomponentes [Stefanescu, 1988].

$$\% \max.C^{Si,Mn,Cr,P,S} = \% \max.C|_{Fe-C} + \Delta\%C^{Si} + \Delta\%C^{Mn} + \Delta\%C^{Cr} + \Delta\%C^P + \Delta\%C^S \quad 2.7$$

As temperaturas eutética e eutetoide são influenciadas pelo tipo e os teores dos elementos de liga presentes. Estudos permitem especificar que o silício, alumínio, níquel e cobre, aumentam

a temperatura eutética estável e diminuem a temperatura eutética metaestável em proporção direta a sua concentração (Figura 2.2a), que o arsênio e antimônio diminuem ambas temperaturas eutéticas e ampliam a distância entre elas ao aumentar os seus teores (Figura 2.2b), que os elementos fortemente formadores de carbonetos, tais como cromo, vanádio e molibdênio diminuem a temperatura eutética estável e aumentam a metaestável reduzindo e até anulando a diferença entre ambas temperaturas ao aumentar a sua concentração (Figura 2.2c) e, que os formadores de carbonetos de ação moderada (manganês e tungstênio) diminuem a temperatura e a diferença de temperaturas entre ambos os eutéticos (Figura 2.2d) [Stefanescu, 1988].

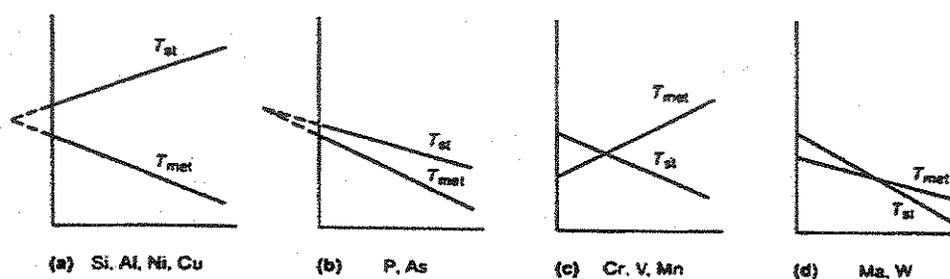


Figura 2.2. Sistema Fe-C-X. Influencia do teor do terceiro elemento nas temperaturas eutéticas estável e metaestável [Stefanescu, 1988].

a) grafítizantes fortes; b) grafítizantes fracos; c) estabilizadores fortes de carbonetos; d) estabilizadores fracos de carbonetos

Para o cálculo do carbono equivalente (CE) em sistemas multicomponentes, utilizam-se comumente expressões disponíveis na literatura, como a equação 2.8 [Pieske, 1974].

$$CE (\%) = (\%C) + 0.31(\%Si) + 0.33(\%P) + 0.40(\%S) - 0.03(\%Mn) - 0.06(\%Cr) + 0.05(\%Ni) - 0.10(\%Sn) - 0.01(\%Mo) + 0.08(\%Cu) \quad 2.8$$

Também estão disponíveis equações empíricas baseadas nos teores de carbono, silício e fósforo, expressos em porcentagem em peso [Caspers, 1969], para o cálculo aproximado do carbono equivalente (equação 2.15) e da temperatura de Liquidus ( $T_L$ ) (equação 2.16), dos ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos não ligados:

$$CE (\% \text{ em peso}) = (\% C) + (\% Si)/4 + (\% P)/2 \quad 2.9$$

$$T_L (^\circ C) = 1660 - 120 \cdot (CE) \quad 2.10$$

### 2.3.2 Solidificação em moldes de areia e de casca

A solidificação dos ferros fundidos em moldes de areia ou casca, ocorre com velocidade de resfriamento maior do que a velocidade de solidificação em equilíbrio. O resultado é a formação de regiões constitucionalmente super-resfriadas cujas frentes de solidificação progridem nas formas celular o dendrítica [Trivedi, 1988]. As mudanças nas temperaturas eutéticas (Figura 2.2) e dos limites de solubilidade do carbono no ferro causados pelos elementos de liga e pela velocidade de resfriamento superior à de equilíbrio produzem câmbios na macroestrutura e na microestrutura do material durante o resfriamento do material no molde [Naro, 1970].

A velocidade do crescimento dos eutéticos e das dendritas (V), está relacionada com o superresfriamento ( $\Delta T$ ) pelas equações 2.11 e 2.12 respectivamente:

$$\Delta T = T_{eu} - T = K_1 \cdot V^{0,5} \quad 2.11$$

$$\Delta T = T_d - T = G \cdot D + K_2 \cdot V^n \quad 2.12$$

nas equações, T é a temperatura de solidificação;  $T_{eu}$  e  $T_d$  são respectivamente as temperaturas de equilíbrio do eutético e do início da solidificação dendrítica primária; V a velocidade de crescimento; G o gradiente de temperaturas no líquido, D o coeficiente de difusão do soluto no líquido; "n" um coeficiente de ajuste de valor 0,46 e,  $K_1$  e  $K_2$ , constantes do material [Jackson, 1966], [Jones, 1980], [Magnim, 1988]. A utilização de inoculação permite regular o superresfriamento ( $\Delta T$ ), ao facilitar a nucleação da grafita proporcionada pelos seus componentes contendo Sr, Ce, Ba, Ca, Al, Ti e Zr [Muzumdar, 1972] e os elementos Mb, V, Nb, B e Ce, hoje mais freqüentes na sucata, por causa da utilização dos aços micro-ligados [Motz, 1988].

No caso dos eutéticos, o espaçamento entre as suas fases ( $\lambda$ ), está relacionado com a velocidade de crescimento V, pela equação 2.13, na qual  $K_3$  é uma constante do material [Jackson, 1966]:

$$\lambda = K_3 / V^{0.5}$$

2.13

### 2.3.3 Curvas de resfriamento

As curvas de resfriamento são importantes ferramentas para a análise das transformações durante o resfriamento fora de equilíbrio. As variações nas suas formas são causadas pelas variações no fluxo de calor entre o material e o molde [Ribeiro, 1985], [de Mello, 1999], [Tuttle, 1985]. A curva esquemática da Figura 2.3, representa a transferência de calor entre o material e o molde de areia num ferro fundido cinzento hipoeutético.

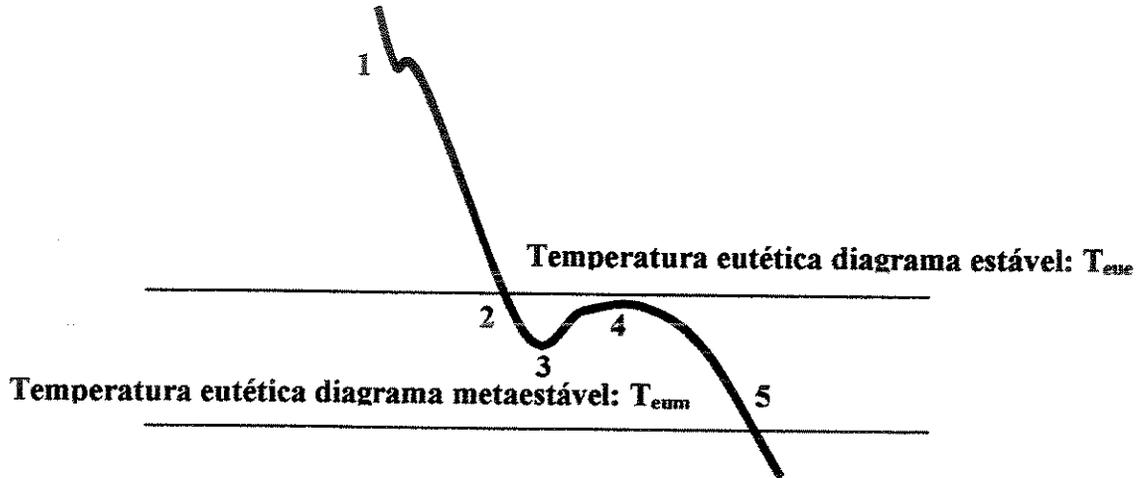


Figura 2.3. Curva de resfriamento. Ferro fundido cinzento hipoeutético.

A sua inclinação inicial representa a taxa de resfriamento do metal líquido. No ponto 1, a inflexão corresponde à liberação de calor latente da nucleação heterogênea da austenita [Elliot, 1988]. A inclinação da curva (Figura 2.3) diminui entre os pontos 1 e 2 por causa da liberação de calor latente de solidificação causada pelo crescimento da fase austenita. No ponto 2, a inclinação da tangente à curva inicia uma diminuição gradual que identifica a nucleação da grafita eutética. A redução da inclinação da tangente no tramo 2-3, é o produto da liberação do calor latente pela continuação da nucleação e presumivelmente pelo início de crescimento das fases grafita e austenita. O ponto 3, de máximo super-resfriamento, para o qual a liberação de calor latente detém o resfriamento, interpreta-se como o fim da nucleação da grafita. A

temperatura do ponto 3 ( $\Delta T$ , nas equações 2.11 e 2.12) [Jones, 1980], atinge valores em torno de 15 °C inferiores à temperatura eutética estável [Foti, 1998].

A partir do ponto 3, a inversão da inclinação da curva de resfriamento e o aumento progressivo da temperatura do material indicam que a liberação do calor latente da solidificação eutética é maior do que a capacidade de extração de calor do molde. O superresfriamento, a velocidade de crescimento e a taxa de aumento da temperatura da reação eutética diminuem progressivamente na medida que aumenta o calor latente liberado e diminui a quantidade de líquido. No ponto 4 é atingido o equilíbrio entre o calor latente de solidificação produzido pelo material e o retirado pelo molde. Além do ponto 4, a diminuição da massa de eutético solidificando (e do calor latente liberado), permite a retomada do resfriamento e a finalização da solidificação no ponto 5, após do qual a taxa de resfriamento permanece praticamente constante.

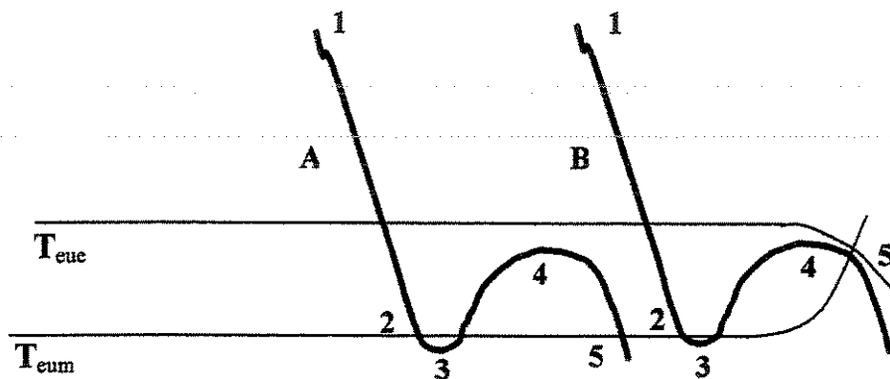


Figura 2.4. Solidificação eutética mesclada.

a) Curva A: Estrutura inicialmente metaestável e depois estável pela recalescência.

b) Curva B: Estrutura mesclada. Possibilidades de precipitação de carbonetos no final da solidificação ou, formação de estrutura austenita-grafita-carboneto.

As curvas de resfriamento da análise térmica (Figura 2.3) são utilizadas: para verificar a composição química do banho metálico com relação à composição eutética (existência ou não do tramo 1-2); para controlar a eficácia do processo de inoculação (medindo o superresfriamento do ponto 3) e indiretamente a morfologia da estrutura eutética [Elliot,1988]; para selecionar as

condições de resfriamento (parâmetros de processo), necessárias para um determinado material solidificar e atingir as características necessárias preestabelecidas.

Na Figura 2.4, as curvas “A” e “B”, mostram o mecanismo de obtenção de eutéticos mesclados. Na curva “B” se considera o efeito de aproximação das temperaturas eutéticas pela adição de elementos formadores de carbonetos. A solidificação pode gerar carbonetos no final da solidificação ou estruturas austenita-grafita-carboneto, no caso da curva “B” passar pelo ponto de intersecção das temperaturas eutéticas [Magnim, 1988-3].

## 2.4 Solidificação eutética

O crescimento dos eutéticos estável e metaestável é controlado principalmente pelo transporte do carbono, através do líquido localizado na frente de solidificação. Os átomos de carbono movimentam-se preferencialmente na direção das fases grafita (eutético estável) e cementita (eutético metaestável) [Magnim, 1988-1]. A formação de cada um deles pode ser incentivada mediante a seleção e adição de elementos de liga, o tratamento do banho metálico e as condições de resfriamento e assim modificar sensivelmente as propriedades e a utilização dos ferros fundidos cinzentos [Kurz, 1992].

O eutético metaestável possui uma estrutura “quase regular” constituída pelas fases austenita e cementita de baixo valor de entropia de fusão. Sob a ação do superresfriamento cresce com interfase sólido/líquida difusa [Campos F°, 1978], formando lamelas alternadas de cementita e austenita, sobre as quais desenvolvesse uma outra estrutura também regular e de direção perpendicular às primeiras lamelas. Nesta última a austenita cresce na forma de cilindro na matriz de cementita (Figura 2.5a), [Wolf, 1985], [Elliot, 1988]. A elevada resistência mecânica da estrutura, aumenta com o refino da estrutura produzido ao aumentar a velocidade de solidificação.

A estrutura do eutético estável (grafita-austenita) é irregular [Magnin, 1988]. Enquanto a fase austenita de estrutura cristalográfica CFC, pode crescer aproximadamente com a mesma velocidade em todas as suas direções cristalográficas, a grafita o faz com maior velocidade sobre o plano (10 $\bar{1}$ 0) da sua estrutura cristalográfica hexagonal [Minkoff, 1990], [Souza Santos, 1989]. Esse crescimento preferencial causa as formas planas e orientações diversas, as quais não

coincidem necessariamente com a da direção do fluxo de extração de calor. Os espaços interlamelares variáveis, caracterizam a estrutura irregular do eutético (Figura 2.5b) [Kurz, 1992].



Figura 2.5. Estrutura esquemática dos eutéticos metaestável [Stefanescu, 1988] e estável [Magnim, 1988].

a) Eutético metaestável de estrutura quase regular.

b) Eutético estável. Estrutura irregular. Mecanismo de ramificação da grafita ( $\beta$ ) na austenita ( $\gamma$ ).

A grafita do ferro fundido cinzento lamelar corresponde à classificação “T”, que determina sua característica lamelar e a os tipos A, B, C, D e E que especificam suas formas [NBR, 1981], [SAE, 1979], [DIN, 1985], [ASTM, 1992], [DIN, 1994]. As formas e tamanhos das grafitas estão relacionados com o superresfriamento da solidificação.. O superresfriamento próximo à diferença entre as temperaturas eutéticas estável e metaestável, favorece a formação de grafitas finas dos tipos E e D de localização interdendrítica. A diminuição gradativa do superresfriamento promove a formação de grafitas maiores, dos tipos B e A [NBR, 1981], [Craig, 1988].

O crescimento do eutético estável ocorre com interfase sólido/liquida irregular (Figura 2.5b) e temperaturas que podem ser diferentes de ponto para ponto. As temperaturas maiores geram distâncias interlamelares maiores e vice-versa [Magnim, 1988]. Os espaços interlamelares variam entre um valor mínimo  $\lambda_{\min}$  e outro máximo  $\lambda_{\max}$  (Figura 2.5). O valor  $\lambda_{\min}$  corresponde à distância para a qual o crescimento de duas lamelas de grafita convergentes se detém, pela elevada energia interfacial produzida pela aproximação. Duas lamelas cujo

crescimento é divergente se distanciam até o valor  $\lambda_{max}$ , para o qual uma das grafitas deve-se ramificar para diminuir a distância entre elas e possibilitar a continuação do crescimento controlado pela difusão do carbono na frente sólido/liquida. As equações 2.10 e 2.13 são aplicáveis ao eutético irregular, se é considerados valores médios para o espaçamento entre as lamelas  $\lambda_m$  e para o superresfriamento  $\Delta T$  [Magnim, 1988-1]. A resistência mecânica do eutético estável, inferior à do eutético metaestável, pode ser aumentada refinando a grafita através do aumento do superresfriamento da solidificação.

#### **2.4.1 Crescimento acoplado dos eutéticos**

Segundo os diagramas de equilíbrio, um ferro fundido tem uma estrutura completamente eutética apenas se sua composição química for exatamente a eutética. Na prática, estruturas totalmente eutéticas ocorrem em ligas de composição química diferente da eutética [Mollard, 1967]. De outro lado, ligas de composição eutética apresentam frequentemente estruturas de solidificação com presença de dendritas. Essas anomalias decorrem da solidificação sob condições fora das de equilíbrio e são importantes pela sua significância tecnológica. O aparecimento de dendritas de austenita em materiais de composição eutética, pode significar uma perda de fluidez no momento do preenchimento do molde e um aumento da resistência à tração do material com referencia à sua estrutura puramente eutética [Sun, 1990].

O desacordo entre o valor do carbono equivalente (CE) e a macroestrutura de solidificação de um material, pode ser entendido como o resultado da competição pelo crescimento que ocorre entre as dendritas de austenita e a estrutura eutética. A estrutura dominante é a de maior velocidade de crescimento nas condições de solidificação existentes, principalmente de composição química e de superresfriamento na frente de solidificação [Stefanescu, 1988-1], [Elliot, 1988].

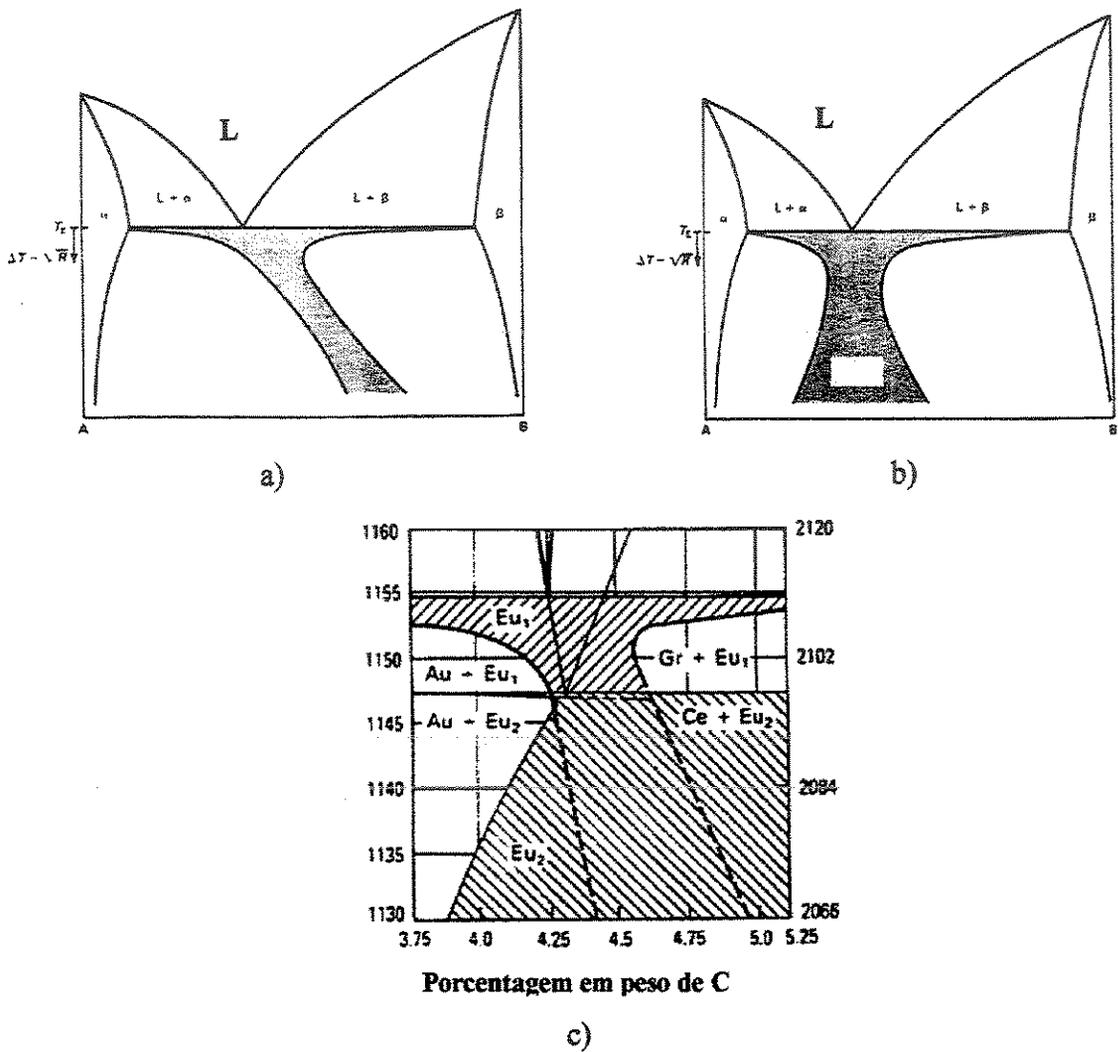


Figura 2.6. Eutéticos. Regiões de crescimento acoplado [Magnim, 1988] e sua superposição para os eutéticos Fe-C estável e metaestável na região de composição eutética e proximidades [Elliot, 1988].

a) . eutético estável; b). eutético metaestável; c) Superposição de eutéticos.  $Eu_1$ : eutético estável;  $Eu_2$ : Eutético metaestável; Gr: grafita; Ce: cementita

Nas Figuras 2.6a e 2.6b, as regiões achureadas, que abrangem respectivamente toda a faixa de composições da região de reação eutética nos diagramas binários Fe-C metaestável e estável, definem para cada composição química o superresfriamento para o qual a velocidade da solidificação eutética (crescimento acoplado) é maior do que a velocidade de crescimento da

austenita (materiais hipoeutéticos) e da grafita (materiais hipereutéticos). As fronteiras das regiões de crescimento acoplado estão definidas pelas condições para as que se igualam às velocidades de crescimento da fase primária e do eutético [Elliot, 1988].

As condições de composição e superresfriamento localizadas fora das regiões de crescimento acoplado rompem a frente de solidificação eutética, para dar passo ao crescimento da fase de maior velocidade de crescimento (Figura 2.7a).

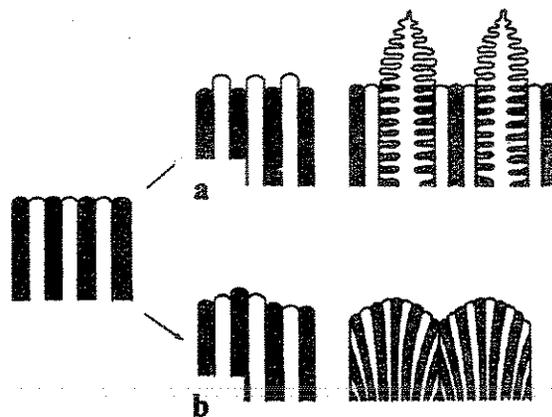


Figura 2.7 Eutético. Instabilidade da interfase sólido/líquida [Magnim, 1988].  
a) Formação de dendritas; b) Crescimento acoplado e com interfase celular.

Estruturas particularmente complexas podem-se produzir nos ferros fundidos de composição química (ou carbono equivalente) próxima da eutética. Na Figura 2.6c superpõem-se as reações eutéticas (estável e metaestável) e definem-se as regiões e suas estruturas de maior velocidade de crescimento. Dependendo do histórico do superresfriamento durante a solidificação, diferentes estruturas podem ser obtidas, inclusive estruturas compostas contendo eutéticos estável, metaestável e dendritas de austenita (ou grafitas primárias).

A Figura 2.6c não considera os efeitos dos elementos de liga e do fato das reações eutéticas estável e metaestável ocorrerem nas ligas de mais de dois componentes, através de faixas de temperaturas, cujas posições relativas não são perfeitamente definidas. Pode-se portanto esperar que seja maior a complexidade das reações e das estruturas resultantes.

## 2.4.2 Estrutura trifásica austenita-grafita-carboneto

A modificação da posição das temperaturas eutéticas estável e metaestável, causadas pelos elementos de liga, modificam constantemente a situação estática apresentada pela Figura 2.6c. O cromo por exemplo, reduz a diferença entre as temperaturas eutéticas e até a anula para teores de aproximadamente 0,5 % em peso [Magnim, 1988-2]. Nessa condição especial, ambos eutéticos poderiam crescer simultaneamente e a forma definitiva de solidificação estaria governada pela facilidade de nucleação das fases. Experimentos de solidificação direcional, realizados com ferros fundidos cinzentos com teores de cromo de 0,5% em peso e taxas de solidificação entre 0,17  $\mu\text{m/s}$  e 1,7  $\mu\text{m/s}$ , resultaram na formação de uma estrutura trifásica constituída por grafita, cementita e austenita, que não pode ser considerada um eutético triplo, nem uma estrutura mesclada produto da diminuição do superresfriamento de solidificação eutética.

## 2.5 Transformações no estado sólido

Após a solidificação, a transformação da austenita depende da composição química e da velocidade do resfriamento. Teores de silício no limite superior e de carbono no limite inferior da faixa normalmente utilizada nesses materiais, favorecem a transformação da austenita em ferrita. Altos teor de carbono e baixo teor de silício conduzem à transformação da austenita em perlita [Stefanescu, 1988].

A transformação ferrítica é ajudada pela existência de alumínio, silício, níquel e de velocidades de resfriamento lentas. A transformação perlítica, característica do diagrama de equilíbrio metaestável, é incentivada por elementos estabilizadores de carbonetos (cromo, vanádio) mesmo com velocidades de resfriamento lentas. Aumentos da velocidade de resfriamento ou dos teores dos elementos estabilizadores de carbonetos, podem levar à formação de microestruturas fora de equilíbrio, tais como bainita e martensita.

A cinética da transformação da austenita para um determinado ferro fundido, levando em conta os efeitos da presença dos elementos de liga e da velocidade de resfriamento do material,

pode ser encontrada nas suas curvas de transformação isotérmica ou de transformação-temperatura-tempo (TTT) [Clímax, M545].

## 2.6 Critérios de falha

Os critérios de falha objetivam definir os estados de tensões que produzem no material a perda das suas características úteis. No caso dos ferros fundidos, essa condição é a fratura.

Os critérios de falha dos ferros fundidos cinzentos foram definidos considerando principalmente seu comportamento sob estados de tensões biaxiais e sob tração e compressão uniaxial. A sua determinação experimental foi feita à temperatura ambiente aplicando os estados de tensões sobre corpos de prova cilíndricos e de parede fina. No cálculo das tensões, feito utilizando a teoria da Energia da Distorção (equação 2.14), as grafitas foram consideradas trincas internas e idealizadas como elipsóides de revolução, como nas análises dos materiais totalmente frágeis [Griffith, 1921].

$$2(S^*)^2 = (S_1 - S_2)^2 + (S_2 - S_3)^2 + (S_3 - S_1)^2 \quad 2.14$$

A equação 2.14, na qual  $S_1$ ,  $S_2$  e  $S_3$  são tensões principais e  $S^*$  um valor crítico para o qual ocorre deformação plástica do material solicitado à tração uniaxial, foi utilizada para calcular as tensões desenvolvidas sobre a matriz localizada frente às bordas dos alojamentos das grafitas.

Para o cálculo dos critérios de falha foi assumido que as grafitas transmitiam as tensões de compressão. Os critérios de falha obtidos por Fisher [Fisher, 1952], Coffin [Coffin, 1957] e Clough e Shank [Clough, 1957], resultaram semelhantes na forma e simetria (Figura 2.8).

A hipótese de Fisher [Fisher, 1952] baseou-se na ocorrência da fratura imediatamente após ter-se ultrapassado o limite elástico da matriz sob tração uniaxial ou, quando é alcançado o valor crítico ( $S^*$ ) no critério da Energia de Distorção (equação 2.14). A Figura 2.14a, mostra o critério de falha resultante para um ferro fundido de limite elástico  $S^* = 62$  MPa, e o ajuste com os pontos experimentais obtidos por Grassi e Cornet [Grassi, 1948]. Os maiores desvios se constatarem na região compressão-tração. No critério de falha de Fisher, a relação entre a tensão crítica em tração uniaxial e em compressão uniaxial é de aproximadamente 0,33.

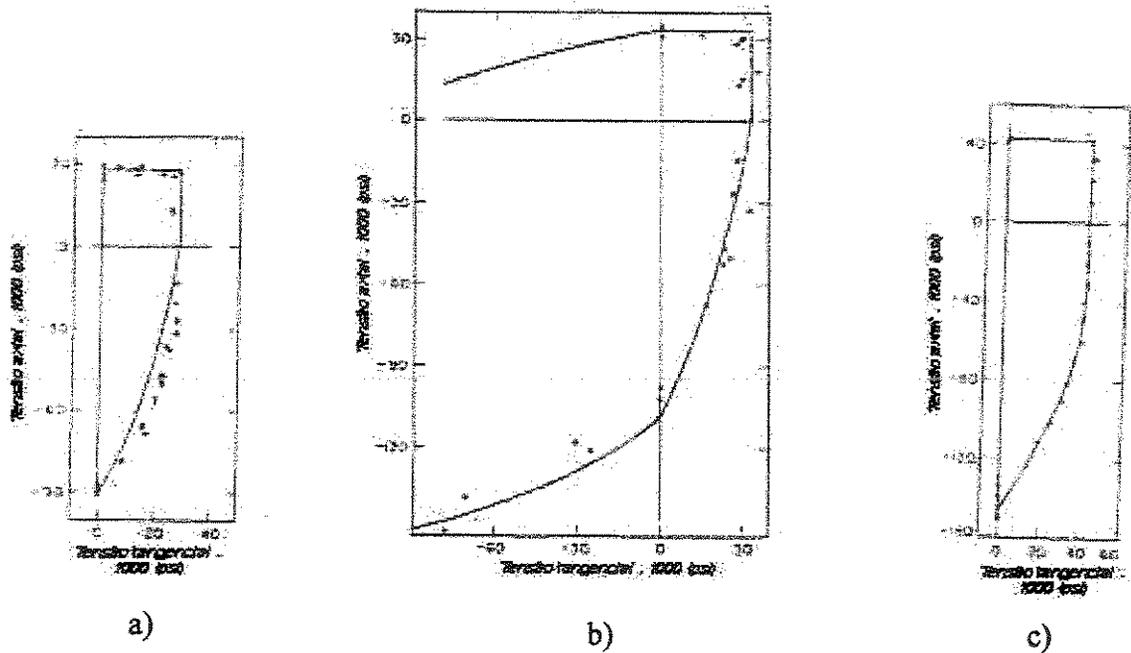


Figura 2.8 Critérios de falha. Estado biaxial de tensões  
 a) De Fisher [Fisher, 1952]; b) De Coffin [Coffin, 1950]; c) De Clough e Shank [Clough, 1957]

Coffin [Coffin, 1957], repetiu o mesmo estudo anterior considerando a existência de uma tensão residual de tração de valor  $\sigma_D = 20$  MPa, atuando sobre a matriz localizada frente à borda do alojamento da grafita e na direção perpendicular ao seu plano principal (a tensão  $\sigma_D$ , seria gerada pela diferença entre os coeficientes de contração térmica entre a matriz e a grafita (tabela 2.1)) e, a matriz possui capacidade significativa de deformação plástica antes da sua fratura, especialmente para estados planos compressivos.

Essas considerações levaram ao critério de falha da Figura 2.14b, cujo ajuste com os pontos experimentais, com referência ao critério de Fisher, é melhor no quarto quadrante (compressão- tração). No terceiro quadrante (compressão-compressão), não relatado por Fisher, os desvios são pequenos, se consideradas as tensões aplicadas [Coffin, 1957]. A relação entre a resistência à tração uniaxial e à compressão uniaxial é próxima de 0,25 quando o coeficiente de concentração de tensões assumido para os alojamentos das grafitas foi de  $K_c = 3.6$  ( $K_c$ , fator de concentração de tensões).

Clough e Shank [Clough, 1957] adicionaram às considerações de Coffin, as características dúcteis observadas por eles nas fraturas dos corpos de prova e nas análises metalográficas (deformação plástica severa sobre as pontes de matriz localizadas entre lamelas de grafitas). Esse mecanismo foi responsabilizado pela formação de vazios entre as grafitas e os seus alojamentos e pela variação de densidade do material.

A existência de deformação plástica previa à fratura dos ferros fundidos cinzentos, deveria impedir a utilização da teoria da Energia de Distorção (equação 2.14) na determinação dos critérios de falha. Apesar disso, Clough e Shank [Clough, 1957], utilizaram também essa teoria. O critério de falha definido por eles (Figura 2.14c) possui no quarto quadrante (compressão-tração) um tramo paralelo ao eixo das ordenadas até um valor de compressão equivalente em módulo ao valor crítico para a fratura sob tração uniaxial. Essa particularidade faz o critério de falha ajustar melhor, inclusive com dados experimentais de Coffin [Coffin, 1957] e de Grassi e Cornet [Grassi, 1948]. Neste critério de falha a relação entre as resistências à tração e à compressão uniaxial é aproximadamente igual a 0,30 (utilizando  $K_c = 3,5$ ).

Os critérios de falha dependem principalmente do raio das bordas e da relação entre os semi-eixos dos elipsóides de revolução utilizados para representar trincas pré-existentes ou alojamentos de grafitas no material. A influencia das escolhas pode ser apreciada na relação entre a resistência à tração uniaxial e à compressão uniaxial do material. Na teoria de Griffith essa relação é igual a 1/8 [Griffith, 1920], considerando que a relação entre os semi-eixos e raios de bordas é infinita (borda extremamente aguda) e é igual a 1/3, se o elipsóide toma a forma de um círculo.[Babel, 1968]. Nos ferros fundidos cinzentos, as dimensões finitas das grafitas e seus raios das bordas, ao ser introduzidas nas equações da Energia de Distorção, conduzem a valores entre 1/4 e 1/3.

## **2.7 Ensaio de tração**

O ensaio de tração uniaxial é utilizado para a caracterização do comportamento mecânico dos materiais metálicos, plásticos e cerâmicos. Seus fundamentos matemáticos, baseados nas teorias de elasticidade e da plasticidade, são aplicáveis aos materiais ideais, definidos como

isotrópicos, contínuos e homogêneos ou a materiais reais, cujas particularidades cristalográficas e de microestrutura os aproximam dessas características.

A utilização do ensaio de tração na caracterização mecânica do ferro fundido cinzento exige cuidados especiais na análise dos resultados. A estrutura formada pela matriz e as grafitas, cujas propriedades mecânicas são diferentes, tabela 2.1 [Anand., 1982], [MatWeb, 2003], desviam seu comportamento com respeito daquele do material ideal, porque tornam não homogênea a distribuição das tensões sobre a matriz e porque a deformação se realiza com volume variável (formação de frestas nas interfases matriz/grafitas).

Tabela 2.1. Propriedades da grafita e o ferro.

característica	Grafita C	Ferro
Densidade g/cm <sup>3</sup>	2,25	7,87
Temperatura de fusão °C	3650	1535
Coef. expansão linear µm/m °C	2	12,2
Módulo na Origem GPa	4,8 (tensão)	200
Resistência à tração MPa		540
Relação de Poisson -		0,29

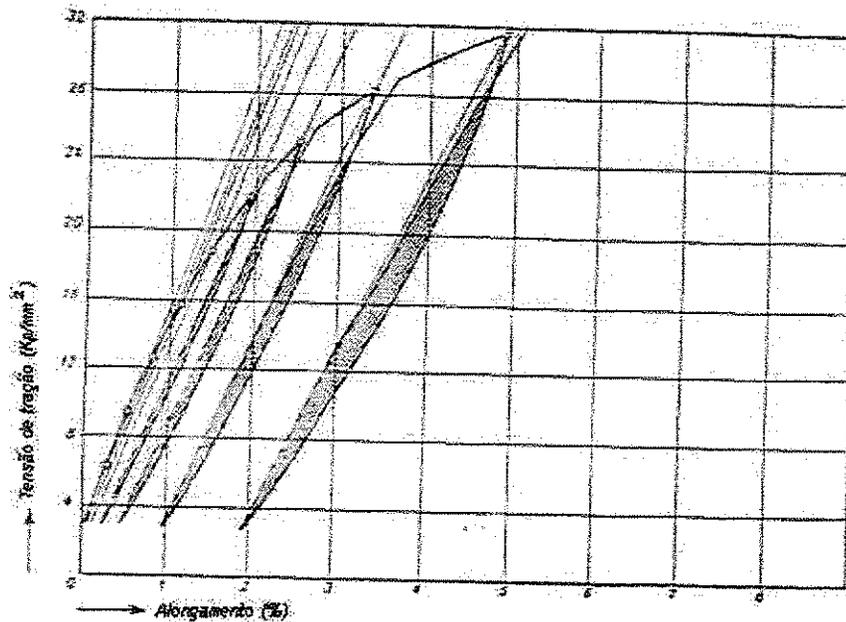


Figura 2.9 Ensaio de tração de ferro fundido classe FC300 [Collaud, 1944].  
Variação da inclinação das diagonais aos ciclos de histerese

### 2.7.1 Módulo elástico

O módulo elástico do material é definido pelo quociente entre uma tensão de tração na região de comportamento elástico e sua correspondente deformação. Nos ferros fundidos cinzentos, de comportamento elástico não linear, o módulo elástico é avaliado no início da curva força–alongamento onde a inclinação da tangente à curva apresenta a sua máxima inclinação. O módulo de elasticidade na origem ( $E_0$ ), representa a rigidez do material sob um estado de tensões quase nulo, condição na qual as diferenças entre as propriedades mecânicas da matriz e as grafitas não se manifestam e o comportamento de ambos é completamente elástico.

Os cálculos do módulo de elasticidade na origem, utilizando métodos numéricos [Speich, 1980], ou medido sobre curvas de força–alongamento [Wolfensberger, 1987], coincidem em que o seu valor é afetado principalmente pela quantidade e, em menor nível, pela morfologia das grafitas. Nos ferros fundidos cinzentos, a fração de volume das grafitas avaliada na metalografia varia entre 8% e 10%. Quanto menor a presença e tamanho das grafitas, maior é a influência das características mecânicas da matriz e maior e mais próximo do aço será o módulo elástico na origem. De particular importância para a manutenção da resistência mecânica próxima às características da matriz é a solidificação na forma de dendritas [Sun, 1990], as quais também contribuem para aumentar a rigidez depois do material ter sofrido deformação plástica.

O módulo de elasticidade na origem pode ser também determinado pelo método dinâmico de ressonância (ultra-som), o qual parece ser o mais exato e fácil de realizar. Um método proposto por Collaud [Collaud, 1944], baseado na extrapolação para força aplicada nula da rigidez de ciclos de carga e descarga total de forças, possui a vantagem de permitir avaliar a rigidez do ferro fundido após deformação plástica sob tração. A rigidez, calculada como o quociente entre a tensão característica ao ciclo e a recuperação elástica devida à retirada total da tensão, diminui na medida que aumenta a tensão dos ciclos (Figura 2.9). A tensão do ciclo é calculada pelo quociente entre a força característica ao ciclo  $P_i$ , que é a máxima alcançada antes de iniciar a descarga e a área transversal inicial do corpo de prova. Cada ciclo "i" está caracterizado por esta força " $P_i$ ", sendo  $P_i < P_{i+1} < P_{i+2}$ , etc, definidas como o máximo valor antes de iniciar o seu descarregamento. A cada descarregamento de " $P_i$ " e carregamento da força " $P_{i+1}$ ",

do ciclo seguinte, forma-se um ciclo de histerese, cuja diagonal diminui ao aumentar a força aplicada.

### 2.7.2 Região elástica

Na curva força-alongamento do ferro fundido cinzento a literatura distingue três regiões: elástica, elasto-plástica e danificação acelerada até a fratura.

A região elástica é a de maior inclinação da tangente à curva. A deformação é não linear e totalmente recuperável. A retirada da força aplicada retorna a curva força-alongamento ao seu ponto inicial ainda que por um caminho diferente (Figura 2.9). Autores consideram que na região se mantém constante o valor do módulo de elasticidade na origem  $E_0$  [Le Rolland, 1956], [Haenny, 1983]. Na realidade, devem existir variações momentâneas e recuperáveis causadas pela abertura de vazios entre a matriz e as grafitas durante o carregamento e seu fechamento no descarregamento.

A área do ciclo de histerese formado na aplicação e retirada da força aplicada, representa a energia associada à deformação e recuperação elástica e relaciona-se com a capacidade de amortecimento do material [Le Rolland, 1956]. A extensão da região de comportamento elástico poderia ser definida de maneira convencional, fixando um valor para o alongamento permanente quando da retirada da força aplicada (de forma semelhante à prática utilizada para os aços). Esta possibilidade não é utilizada na prática.

### 2.7.3 Região Elásto-plástica

Para forças " $P_i$ " aplicadas acima da região elástica, os alongamentos totais ( $\Delta l_{ti}$ ), correspondentes possuem uma componente recuperável ( $\Delta l_{ri}$ ) e uma permanente ( $\Delta l_{pi}$ ) (Figura 2.9). O alongamento total ( $\Delta l_{ti}$ ), está definido sobre o eixo das abscissas, pela projeção do ponto da curva força-alongamento correspondente à força  $P_i$ . O alongamento permanente ( $\Delta l_{pi}$ ) está determinado pela distancia entre a origem do sistema e a interseção da curva com o eixo das

abscissas, após a retirada da força "Pi". O alongamento recuperável ( $\Delta l_H$ ) é avaliado como a diferença entre o alongamento total ( $\Delta l_H$ ) e o alongamento permanente.

Na medida que a força aplicada aumenta, a taxa de diminuição da inclinação da tangente à curva diminui. O comportamento é semelhante ao processo de deformação plástica com endurecimento pela deformação a frio observado nos aços. No material se produzem e aumentam de tamanho os vazios em torno das grafitas, principalmente daquelas dispostas em angulo reto com a direção da aplicação da tensão principal externa [Gilbert, 1959]. A curva de força-alongamento reflete o comportamento global do material, mas as componentes recuperável e permanente do alongamento medidas não correspondem ao conceito tradicional, pela formação dos vazios e pela deformação plástica localizada da matriz [Nechtelberger, 1982].

No ferro fundido cinzento testado à tração sob ciclos sucessivos de carga e descarga total das forças crescentes (Figura 2.9), a rigidez mecânica isto é, o quociente entre a tensão do ciclo e a recuperação elástica logo de retirar essa força, diminui progressivamente na medida que aumento a força aplicada. O fato tem levado a considerar erroneamente os ferros fundidos cinzentos materiais cujo módulo elástico depende da força aplicada [Collaud, 1944], [Gilbert, 1961]; [Nechtelberger, 1982].

Na região elasto-plástica, a diminuição da rigidez do ferro fundido mantém uma taxa de variação aproximadamente constante. O valor do módulo elástico pode ser determinado dispondo extensômetros no sentido transversal à direção da força aplicada, direção na qual não se produzem vazios e onde a contração lateral do corpo de prova é linear [Gilbert, 1963].

#### **2.7.4 Região de danificação acelerada até a fratura**

Nesta região o comportamento do material é também elasto-plástico. A região se localiza próximo da ruptura. A inclinação da tangente à curva assume valores baixos, positivos e quase constantes. A queda da rigidez do material é aproximadamente constante e mais elevada do que na região denominada elasto-plástica (item 2.8.3) [Gilbert, 1959], o qual é interpretado como uma aceleração da danificação da estrutura com o aumento da força aplicada [Haenny, 1983].

### 2.7.5 Fratura sob tração

A resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos aumenta com o crescimento da estrutura dendrítica, com a diminuição do tamanho e quantidade das grafitas e com a diminuição do tamanho das células eutéticas. A diminuição do tamanho das células eutéticas dificulta a progressão das fraturas pelo aumento da região de contorno das células, lugares de segregação de elementos de liga estabilizadores da perlita, carbonetos e compostos de fósforo [Sun, 1990].

A iniciação e propagação da fratura sob tração ocorrem sem a formação de uma região de deformação plástica bem definida (como no caso dos aços), elas acontecem após o esgotamento da capacidade de deformação plástica das pontes de matriz que separam as bordas das grafitas dispostas de forma perpendicular à força aplicada. A deformação plástica produzida nas bordas dos alojamentos das grafitas, submete a estas últimas a tensões as descolam da matriz e as fraturam [Clough, 1957], [Hoener, 1977].

O início da trinca é proposto acontecer na matriz que circunda as bordas das grafitas emergentes à superfície de ensaio do material [Verma, 1881]. Essas grafitas comportam-se como entalhas e submetem a matriz à condição de fratura de modo I [ASTM-E, 1983]. A propagação das fraturas ocorre sobre as pontes de matriz e sua ramificação seguindo as facilidades outorgadas pelas direções das grafitas vizinhas [Clough, 1957], [Hoener, 1977], [Hornbogen, 1985], [Bradley, 1990]. O processo é dinâmico, ele muda de direção, a tensão atuando na sua frente (ou suas frentes) é variável e depende da orientação das grafitas e da espessura das pontes de matriz [Haenny, 1985]. As análises metalográficas praticadas sobre planos perpendiculares às fraturas, mostram uma intensa deformação localizada, a qual pelo seu baixo volume, contribui pouco para aumentar a tenacidade e ductilidade do material. A seqüência do desenvolvimento da fratura não é individualizável nas fraturas [Voight, 1990].

As pontes de matriz localizadas no interior do material (não na sua superfície), podem iniciar a fratura de uma forma dúctil, em torno de carbonetos, compostos de fósforo ou de manganês, sob a ação de uma tensão maior causada pelo efeito concentrador de tensões gerado pelas bordas desses precipitados [Kuroda, 1970].

## 2.8 Tipos de fraturas

Nos ferros fundidos cinzentos a fratura sob tração se desenvolve sobre planos perpendiculares à direção da força aplicada. Desvios dessa direção são produzidos pelas características estruturais das regiões através da qual a trinca progride. As grafitas influenciam a morfologia da fratura através das suas direções espaciais e através das concentrações de tensões que induzem sobre a matriz localizada em frente às suas bordas. Durante a fratura, a ruptura das grafitas e o descolamento dos seus alojamentos necessitam baixa energia [Voigt, 1997]. A maior energia de fratura é utilizada na ruptura da matriz, a que frequentemente acontece após deformação plástica, sobre as pontes que separam as grafitas [Voigt, 1990]. O esgotamento da capacidade de deformação plástica dessas regiões, dá origem a fraturas cuja posterior interligação resulta na fratura final.

A deformação plástica restringida a regiões tão localizadas não contribui significativamente para aumentar a tenacidade à fratura do material. As regiões com grafitas do tipo I-A, são mais resistentes do que as regiões com grafitas do tipo I-B [NBR, 1981-2]. As fraturas iniciam nas células eutéticas e progridem transversalmente seguindo a direção das interfaces grafitas/matriz até alcançar os limites das células, que opõem maior resistência à propagação [Sun, 1990], [Voigt, 1997]. As quantidades, grau de desenvolvimento e orientação das dendritas influenciam a resistência mecânica e a morfologia de fratura do material.

A maior quantidade de informação disponível sobre fraturas está dedicada aos aços. Para eles foram classificados os tipos de fraturas, considerando a forma de progressão e a morfologia e associadas aos estados de tensões que as produziram [ASM, 1983]. Sobre as fraturas características aos ferros fundidos cinzentos existe apenas informação isolada, a maioria do tipo metalográfica que mostra o desenvolvimento da trinca num plano perpendicular a ela. Em menor número, estão disponíveis imagens de microscopia eletrônica de varredura de fraturas produzidas sob tensão de tração uniaxial [Sun, 1990], [Voigt, 1990] e sob tensão de flexão [Hoener, 1977].

A análise da fratura dos ferros fundidos pode utilizar os critérios empregados nas fraturas dos aços. Os tipos de fraturas mais frequentes considerando a sua velocidade de progressão são:

a) de progressão estável e b) abruptas ou catastróficas. As fraturas de progressão estável apresentam maior evidência de ductilidade. As fraturas abruptas ocorrem em alta velocidade e abrangem as áreas resistentes do corpo de prova existentes após o desenvolvimento de uma fratura de progressão estável.

Os seguintes critérios de classificação das fraturas utilizadas para os aços, são considerados úteis para o entendimento dos resultados experimentais deste trabalho [ASM, 1983].

### **2.8.2 Fraturas frágeis**

As fraturas frágeis não mostram deformação plástica previa. Podem ser:

#### **Por clivagem trans-granular:**

Este tipo de fratura segue os planos cristalográficos das fases existentes na matriz do material. Inicia sobre os limites de grãos, de inclusões ou outros lugares sob efeito de concentração de tensões. Os planos de fratura variam de grão para grão e geralmente possibilitam a apreciação dos seus tamanhos, mediante observações com baixo aumento. As fraturas se desenvolvem sobre planos de clivagem, freqüentemente formando degraus ("rios"). Esses planos independentes se interligam através da ativação de planos de clivagem secundários, permitindo que a progressão da fratura necessite menor energia. A orientação dos "rios" coincide com a direção de crescimento da fratura e sua altura está relacionada com o ângulo entre a força aplicada, o plano da fratura e a orientação dos grãos.

As fratura clivada é favorecida sob a ação de: a) baixas temperaturas; b) presença de estados triaxiais de tensões (entalhas); c) altas taxas de deformação. Tipicamente se produz em materiais de estrutura cristalográfica cúbica de corpo centrado (Fe, Mb, Cr) ou hexagonal compacta (Zn, Ti, Mg), assim como também nos matérias de estrutura cúbica de fase centrada, sob condições especiais de corrosão ou corrosão sob tensão.

### **Por clivagem intergranular**

Este tipo de fratura propaga-se ao longo dos limites de grão. Resulta da tensão aplicada ser maior do que a coesão intergranular. A resistência mecânica dos limites de grão é diminuída porque eles constituem regiões de elevado grau de desordem cristalográfico e porque são lugares preferenciais para a difusão dos elementos de liga durante a solidificação e os tratamentos térmicos. Esses elementos podem permanecer dissolvidos ou formarem precipitados. A ruptura intergranular pode ser incentivada pelas tensões locais causadas pela solução sólida de átomos de tamanhos diferentes aos da rede cristalográfica da matriz ou pela formação de fases gasosas (por exemplo hidrogênio molecular) a partir de elemento no estado atômico.

### **2.8.3 Fraturas dúcteis**

Sua morfologia evidencia deformação plástica prévia à fratura, visualizada pela existência de micro-cavidades nucleadas sobre terças fases, vazios ou precipitados existentes no material e posteriormente coalescidas até a fratura. Sua presença é freqüente em regiões submetidas a tensões cisalhantes e onde os efeitos concentradores de tensão são pequenos.

Através da direção das micro-cavidades existentes na fratura pode se deduzir a direção da tensão maior no estado de tensões atuante. Micro-cavidades equiaxiais indicam estados de tensão de tração dominantes e perpendiculares à superfície de fratura. As micro-cavidades tornam-se semi-elípticas na medida que cresce a componente cisalhante do estado de tensões.

### **2.9 Determinação indireta da resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos.**

As dificuldades de relacionar a resistência à tração do material da peça fundida e a do corpo de prova de tração e de utilizar o ensaio de tração no controle da qualidade da linha de produção, incentivou a procura de ensaios alternativos, rápidos e baratos e no possível, realizados no material das peças. Os resultados desses ensaios deveriam ser relacionáveis à resistência à tração, para evitar modificar a base atual da classificação dos ferros fundidos.

Foram desenvolvidas relações entre a resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos e sua composição química, a velocidade de propagação do som no material, a sua dureza Brinell e a sua resistência à compressão entre cunhas. A seguir essas relações, sua base experimental e a sua confiabilidade.

#### **Composição Química:**

$$\sigma_t = 785,6 - 150(\%C) - 47(\%Si) + 45(\%Mn) + 219(\%S) \quad 2.15$$

$$N = 628 \text{ ensaios} \quad B = 68\% \quad s_r = 25 \text{ MPa}$$

Os coeficientes da equação 2.15, se modificam dependendo do tipo de forno, matéria prima e sucata empregadas na fabricação do material. É o caso da utilização de forno de indução e sucata de ferro bruto (FB) da equação 2.16 [Weiss, 1969].

$$\sigma_t = 572 - 72(\%C) - 34(\%Si) - 13(\%FB) \quad 2.16$$

$$N = 70 \text{ ensaios} \quad B = 72\% \quad s_r = 16 \text{ MPa}$$

#### **Dureza Brinell:**

A revisão da literatura técnica mostra baixa confiabilidade e grande dispersão entre os valores da resistência à tração e a dureza Brinell do ferro fundido cinzento, não sendo recomendada sua utilização [Weiss, 1969]. Isso é evidente na norma DIN 1691 [DIN 1691, 1985]. Uma condição especial [Collaud 1944], para a qual a relação torna-se utilizável, ocorre quando o material ensaiado pertence à mesma peça e é retirado de paredes de diferentes espessuras [Ludwik von P., 1934].

#### **Dureza Brinell e composição química**

A resistência à tração na região da medição da dureza Brinell, pode ser estimada, mediante a relação 2.17 [Weiss, 1969], válida para ferros fundidos cinzentos até a classe FC250, ou utilizando a equação 2.18 [Caspers, 1973], de aplicação geral, mas maior desvio padrão:

$$\sigma_t = 258,3 + 1,275(\text{HB}) - 63,7(\%C) - 25(\%Si) - 31,4(\%P) \text{ MPa} \quad 2.17$$

$$N = 628 \text{ ensaios} \quad B = 77,8\% \quad s_r = 21 \text{ MPa}$$

$$\sigma_t = 454,5 + 1,4(\text{HB}) - 122(\%C) - 27,3(\%Si) - 32(\%P) \text{ MPa} \quad 2.18$$

$$N = 124 \text{ ensaios} \quad s_r = 37 \text{ MPa}$$

### Velocidade sônica

A correlação apresenta apreciável dispersão, baixa confiabilidade, como mostram a equação 2.19 e os dados que a acompanham [Patterson, 1981]:

$$\sigma_t = 367,4 + 0,1233 \cdot v_s + 0,73 \cdot s_p \quad 2.19$$

$$N = 218 \text{ ensaios} \quad B = 49,6\% \quad s_r = 37,6 \text{ MPa}$$

Na equação 2.19,  $v_s$  é a velocidade ultra-sônica e  $s_p$  é a espessura da parede. A confiabilidade, pode ser levemente aumentada se a equação for calculada para um processo e peça específica e associada à composição química, como na equação 2.20 [Löblich, 1985].

$$\sigma_t = 486,2 + 0,0171 \cdot v_s - 99,7(\%C) - 18,8(\%Si) + 185,65(\%S) \quad 2.20$$

$$N = 103 \text{ ensaios} \quad B = 74\% \quad s_r = 13,9 \text{ MPa}$$

## 2.10 Ensaio de Compressão entre Cunhas

### 2.10.1 Descrição do ensaio e definições

O ensaio de compressão entre cunhas pode utilizar corpos de prova na forma de barras cilíndrica de diâmetro 30 mm [NBR,1986], comprimidas entre as cunhas na direção perpendicular ao seu eixo de simetria longitudinal [VDG, 1971], ou placas ou discos de  $(6,0 \pm 0,1)$  mm de espessura e  $(20 \pm 0,2)$  mm de dimensão lateral [TGL, 1988], [ÖGL, 1989]. No primeiro caso o ensaio perde a maioria das suas principais vantagens e por essa razão não será analisado neste trabalho.

Na compressão entre cunhas a placa ou o disco é comprimido até sua ruptura, entre duas cunhas em oposição (Figura 2.10). Uma das cunhas é fixa à base do dispositivo de ensaio e a outra, sobre a qual aplica-se uma força monotônica, desliza sobre guias para manter uma perfeita contraposição com a cunha fixa. As cunhas, de aço temperado e revenido com durezas de  $(62 \pm 2)$  graus Rockwell C, possuem ângulo de  $(90 \pm 0,5)^\circ$  e e raio de gume de  $r_c < 0,20$  mm..

A resistência de compressão entre cunhas  $\sigma_c$  (equação 2.21), se define como o quociente entre a máxima força  $F_c$ , aplicada sobre a cunha móvel até iniciar ou produzir a ruptura, e a área transversal nominal inicial do corpo de prova  $A_c$ , localizada entre os gumes das cunhas.

$$\sigma_c = F_c / A_c \quad 2.21$$

As dimensões dos corpos de prova permitem sua retirada de lugares específicos das peças fundidas (ensaio destrutivo), de canais de alimentação de espessuras semelhantes às paredes da peça (ensaio não destrutivo), ou de material superposto à peça fundida para ser utilizado com essa finalidade. O material superposto é conseguido modificando o molde, mediante a aplicação de um modelo auxiliar sobre o modelo da peça (ensaio não destrutivo) [Loeblich, 1985].

A resistência à compressão entre cunhas é determinada de uma forma simples e rápida e os corpos de prova apresentam as vantagens de uma construção barata, assim como a diminuição dos custos e tempos de preparação metalográfica, ao utilizar suas caras planas maiores para a caracterização da macroestrutura e da microestrutura do material. As dimensões das placas e discos fazem necessárias menores forças de ensaio e permitem a utilização de dispositivos e máquinas de ensaio menos robustos do que no ensaio de tração. A compressão pode ser realizada

em equipamentos oferecidos comercialmente [Boelher], utilizando dispositivos de fabricação própria montados entre as placas de compressão de uma máquina universal de ensaios ou, em prensas hidráulicas de 50.000 N de força máxima, com ajuste de velocidade controlada.

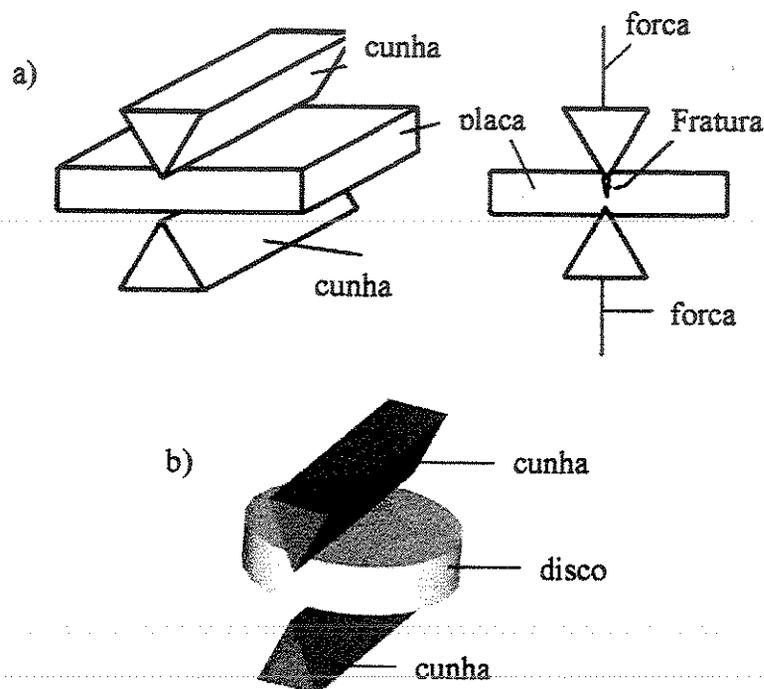


Figura 2.10 Ensaio de compressão entre cunhas. Disposição da ferramenta e o corpo de prova. a) Corpo de prova tipo placa. Forças aplicadas e fratura da placa. b) Corpo de prova tipo disco.

### 2.10.2 Correlações entre as resistências à tração e à compressão entre cunhas

As seguintes são os tipos de equações experimentais disponíveis, que descrevem a relação entre a resistência à tração ( $\sigma_t$ ) e à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ). dos ferros fundidos cinzentos moldados em areia:

$$\sigma_t = \sigma_c \cdot [1 + 2 \cdot (\sigma_c / 100)] \quad [\text{Ludwik von P., 1934}], [\text{GOST, 1945}] \quad 2.22$$

$$\sigma_t = 0,029 \cdot \sigma_c^2 - 10,2 \sigma_c + 1123 \quad [\text{Soinski, 1987}] \quad 2.23$$

$$\sigma_t = A_1 \cdot \sigma_c \quad (A_1 = 1,32) \quad [\text{Pidgeon, 1966}] \quad 2.24$$

$$\sigma_t = A \cdot \sigma_c - B$$

[VDG P340, 1971], [TGL, 1988], [ÖGI, 1989] 2.25

A equação 2.22 [Ludwik von P., 1934], foi adotada pela norma GOST [GOST, 1945]. Não é conhecida a base experimental dessa proposta, nem o seu desvio padrão, apenas consta que os resultados foram conseguidos utilizando cunhas de ângulo de gume de  $(90 \pm 0,25)$  graus e raio de gume de até 0,4 mm. A equação 2.22 não é válida para ferros fundidos levemente ligados ou tratados termicamente [Ludwik von P., 1934]. A relação parabólica da equação 2.23 foi utilizada para descrever o comportamento de ferros fundidos cinzento, ligados com cromo (1 % até 3,5 % em peso) e com alumínio (2 % até 5% em peso). Nessa experiência utilizaram-se cunhas com ângulo de gume de  $90^\circ$  e raio de gume de  $r_c = 0,3$  mm [Soinski, 1987].

A equação 2.24, linear e sem termos independentes de  $\sigma_c$ , considera a resistência à tração nula quando o for a resistência à compressão entre cunhas [Pidgeon, 1966]. Essa imposição outorga à origem de coordenadas um peso estatístico elevado, o qual modifica sensivelmente a relação entre ambas as resistências.

Em relação às equações 2.22, 2.23 e 2.24, a equação 2.25 está sustentada por uma maior base experimental [Dilewinjs, 1967], [Standke, 1975], [Loeblich, 1985]. A quantidade e a convergência dos resultados tornaram essa equação a mais difundida e aceita. A relação linear entre as resistências à tração ( $\sigma_t$ ) e à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) se demonstrou válida nos ensaios realizados com ferros fundidos cinzentos não ligados ou levemente ligados e manteve um desvio padrão da resistência à tração menor do que  $s_t = 20$  MPa e altos coeficientes de correlação. Um resumo pormenorizado das experiências realizadas até ano 1975 apresentada por Standke [Standke, 1975] constata que, equações calculadas utilizando dados obtidos de ensaios de tração e compressão entre cunhas realizadas sob condições semelhantes de dispositivos de ensaio e de geometria de corpos de prova e de cunhas, mas com diferenças de raio de gume das cunhas (de  $r_c < 0,2$  mm até  $r_c = 0,4$  mm), possuem diferentes valores de seus coeficientes “A” e “B”. As diferenças entre os coeficientes “A” e “B” das equações, não significaram que a resistência à tração calculada com elas tenha sido sensivelmente diferente. Equações calculadas na década dos anos 80, como a 2.26 [Loeblich, 1985] e 2.27 [ÖGI, 1989], mostraram características semelhantes:

$$\sigma_t = 1,85 \cdot \sigma_c - 78,6 \quad 2.26$$

$$B = 78,6\% \quad s_r = \pm 19,7 \text{ (MPa)}$$

$$\sigma_t = 1,57 \cdot \sigma_c - 20,5 \quad 2.27$$

$$B = 92,8\% \quad s_r = \pm 17,3 \text{ MPa}$$

Na Figura 2.11, são apresentadas sobre o plano  $(\sigma_c, \sigma_t)$ , varias relaciones do tipo 2.25. As suas diferenças de inclinação e posição são causados pelos seus diferentes valores das constantes “A” e “B” respectivamente. As diferenças entre os coeficientes “A” estão associadas com a capacidade de extração de calor do molde. As linhas de números 1 [TGL, 1969], 2 [ÓGL, 1989] e 3 (calculada com base nos resultados experimentais do capítulo 4), são equações de ajuste conseguidas para ferros fundidos cinzentos moldados em areia, com corpos de prova e cunhas de geometrias semelhantes. As equações apresentam entre si valores parecidos para seus respectivos coeficientes “A” e “B”.

As linhas 4 e 5 (Figura 2.11), resultaram do ensaio de corpos de prova dos mesmos materiais resfriados em molde de areia (linha 4) e em moldes de metal (linha 5). O molde metálico aumentou a inclinação da linha 5 (aumento do coeficiente “A”) [Standke, 1975]. A maior resistência mecânica dos materiais resfriados em molde metálico, com respeito às suas versões moldadas em areia, é causada pelo refino da macroestrutura e microestrutura.

Nas linhas da Figura 2.11 os valores do coeficiente “B” são parecidos. As razões pelas quais elas não passam sobre a origem do sistema de coordenadas  $(\sigma_c, \sigma_t)$ , como proposto pela equação 2.24, devem ser procuradas no atrito associado ao contato entre as cunhas e o corpo de prova, atrito no dispositivo de ensaio [Dilewinjs, 1967], [Ebner, 1967 e 1972], [Standke, 1975] e a momentos flexores sobre o dispositivo de ensaio ao ser posicionado não exatamente centrado com respeito da linha de ação da força aplicada pela máquina de ensaios.

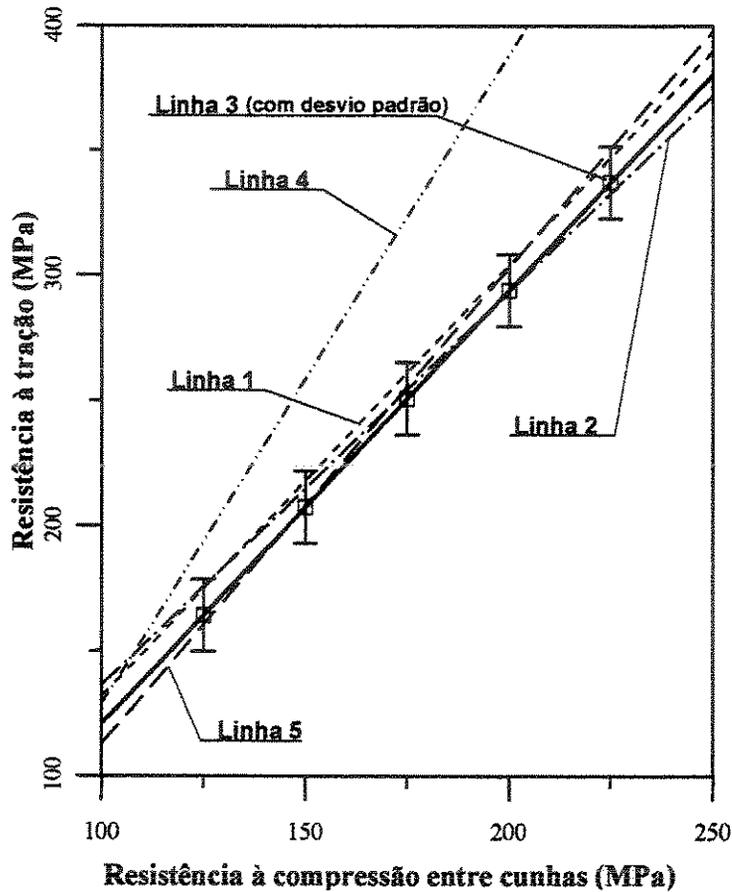


Figura 2.11 Correlações do tipo equação 2.25, entre as resistências à tração e à compressão entre cunhas.

Linha 1: TGL 14401/04 (1069). Linha 2: Instituto Austríaco de Fundição, Especificação de ensaio N° 42. Linha 3 TGL 14401/04 (1988), com dados próprios (capítulo 4). Linha 4: Materiais moldados em areia [Standke, 1975]. Linha 5: Mesmos materiais da linha 4, porem moldados em coquilha [Standke, 1975] O coeficiente “B”, define a intersecção da relação  $\sigma_t = \sigma_t (\sigma_c)$  com o eixo das ordenadas.

### 2.10.3 Normalização

Os objetivos, parâmetros e condições de ensaio e as correlações entre a resistência á tração e á compressão entre cunhas e respectivos desvios padrão, definidos nas normas existentes, são comparados na tabela 2.2.

Pelo menos as cinco normas e recomendações definem as condições de ensaio da compressão entre cunhas dos ferros fundidos cinzentos. Essas normas e recomendações são: a) na

União Soviética: "Peças fundidas em ferros fundidos cinzentos. Método de ensaio mediante compressão entre cunhas" [GOST, 1945]; b) na Polônia, referenciada por Soinski [Soinski, 1987], mas não disponível em documento: [PN-54, 1954]; c) na República Democrática Alemã: "Ferros fundidos com grafita lamelar. Determinação da resistência à compressão entre cunhas", nas suas versões de 1969 [TGL, 1969] e 1988 [TGL, 1988]; d) na República Federal Alemã: "Ensaio de compressão entre cunhas" [VDG, 1971]; e) a norma de ensaio "Determinação indireta da resistência à tração de ferros fundidos com grafita lamelar mediante o ensaio de compressão entre cunhas" do Instituto Austríaco de Fundição" [ÖGI, 1989].

#### **2.10.4 Influências dos parâmetros de material e de ensaio**

Estudos foram conduzidos para definir a influência que sobre a resistência à compressão entre cunhas, tinham as condições de ensaio: a) raio e ângulo do gume das cunhas; b) espessura, qualidade superficial dos corpos de prova e erros de paralelismo entre suas caras destinadas ao apoio das cunhas; c) a localização na peça ou na barra de ensaio, do material com o qual será feito o corpo de prova.

A influência do ângulo de gume das cunhas foi pesquisada para raio de gume de 1 mm. Os resultados indicaram que o aumento do ângulo do gume de 30 graus até 100 graus aumenta o valor da resistência à compressão entre cunhas. O ângulo de gume foi estandardizado no valor de 90 graus, compromissando características de rigidez da ferramenta e sensibilidade nas medições [Standke, 1975]. Ao manter o ângulo de gume de 90 graus, o raio de gume menor do que 0,2 mm e a espessura do corpo de prova entre 8 e 10 mm, o valor da resistência à compressão entre cunhas é praticamente consante (Figura 2.12a). Esse resultado é posterior à definição da espessura dos corpos de prova em  $(6,0 \pm 0,1)$  mm. Aumentos do raio de gume das cunhas a partir 0,3 mm, aumentam de uma forma diretamente proporcional a resistência à compressão entre cunhas. A cada incremento de 0,05 mm do raio do gume, a resistência à compressão entre cunhas aumenta em aproximadamente 0,6 MPa [Ebner, 1972].

Tabela 2.2. Ferros fundidos cinzentos: Normas sobre o ensaio de compressão entre cunhas. Parâmetros de ensaio e coeficientes de correlação

Normas e recomendações de ensaio					
	GOST 2861-45 1945	TGL 14401/04 1969	VDG Merkblatt P340 1971	TGL 14401/04 1988	ÖGI N° 42 1989
Objetivo	Determinação da resistência à tração, onde não é possível o ensaio de tração	cálculo da resistência à tração	determinação da resistência à tração		determinação indireta da resistência à tração
Corpo de prova					
geometria	barras: seção retangular 12 mm x 8 mm. Comprimento >15 mm	Disco: 20φ mm x 6mm, retirado a 40 mm do alimentador	barra: 30φ mm discos: 20φ mm x 6mm até 10mm espessura	disco: 20φ mm x 6 mm, retirado a 60 mm do alimentador	disco: 20Φ mm x 6 mm
paralelismo fases	< 0,02mm na espessura e altura	<0,1 mm/25 mm	-		
qualidade superficial	lisa	torneamento		torneamento	torneamento
cunha					
∇ de gume	90 graus ± 15'	90 ± 1 grau		90± 1 grau	90± 1 grau
raio de gume	0,3 até 0,4 mm	< 0,2 mm		< 0,2 mm	< 0,2 mm
dureza	60 até 64 HRC	62 ± 4 HRC		62 ± 4 HRC	
comprimento				aprox. 40 mm	
Condição de ensaio					
temperatura		20 ± 10 °C		20 +15/ -10°C	
veloc. Aplic da força	< 120 Kg/s	< 1 KP/mm <sup>2</sup> /s		< 10 N/mm <sup>2</sup> /s	< 10 N/mm <sup>2</sup> /s
Correlação					
Equação	$\sigma_t = \sigma_c(1+0,02\sigma_c)$	$\sigma_t = 1,72\sigma_c - 4$	barra: $\sigma_t = 2\sigma_c - 5,5$ discos: $\sigma_t = 1,85\sigma_c - 7,3$		$\sigma_t = 1,572\sigma_c - 20,5$
desvio padrão		± 1,5 Kp/mm <sup>2</sup>	barra e disco: ± 1,5 Kp/mm <sup>2</sup>	± 15 MPa	± 17 MPa
coeficiente da correlação				B >0,85	B = 93 %

Cuidando de manter o paralelismo entre as superfícies sobre as quais se apóiam as cunhas, corpos de prova de espessura 6 mm [Ebner, 1972] foram torneados de forma grosseira e outros retificados e ensaiados. A pesar de se ter obtido diferentes valores para os coeficientes “A” e “B” nas suas equações de ajuste do tipo 2.25, ambas confundiram-se sobre o plano ( $\sigma_c, \sigma_t$ ) e seus desvios padrão permaneceram menores do que 12 MPa. O resultado indica que as irregularidades associadas ao torneamento grosseiro, são irrelevantes para o resultado de resistência à compressão entre cunhas dos ferros fundidos cinzentos, o qual permite diminuir os custos de

fabricação dos corpos de prova. De outro lado, falhas propositalmente introduzidos no paralelismo entre as caras sobre as quais são apoiadas as cunhas, diminuiriam o valor da resistência à compressão como indicado na Figura 2.12b [Loeblich, 1985].

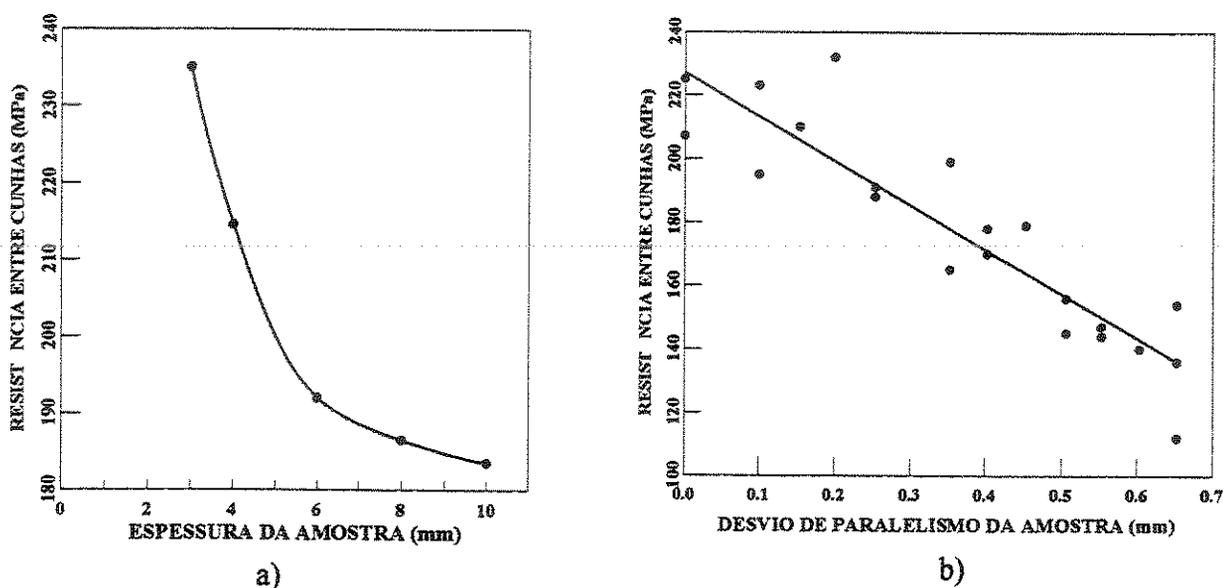


Figura 2.12. Resistência à compressão entre cunhas. Aspectos de ensaio

a) Influência da espessura do corpo de prova. Raio de gume das cunhas  $r_c = 0,2$  mm [Ebner, 1972], [Loeblich, 1985].

b) Influência da falta de paralelismo entre as superfícies do corpo de prova sobre as que se apóiam as cunhas [Loeblich, 1985].

A influência da distância entre o local da extração do corpo de prova e o sistema de alimentação foi ensaiada em discos retirados de barras fundidas do tipo DIN 52110. A resistência média à compressão entre cunhas aumentou na ordem de 2 % na medida que cresceu a distância da posição do corpo de prova até o sistema de alimentação. O resultado contribuiu para definir essa distância na norma TGL 14404/04 [TGL, 1988]. Nessa escolha está implícita a existência de uma variação de resistência mecânica derivada da estrutura mais grosseira do material nas proximidades do ponto quente constituído pelo sistema de alimentação.

Não são relatadas na literatura técnica, experiências tendentes a definir a influência da velocidade de aplicação da força durante o ensaio, mas as normas orientam para não ultrapassar taxas de aumento de força de mais de 120 Kp/s.

### 2.10.5 Estados de tensões e deformações elásticos.

O conhecimento insuficiente do estado de tensões induzido sobre o material durante o ensaio de compressão entre cunhas e do volume de material envolvido no ensaio, são as principais dificuldades para a sua aceitação no controle da qualidade e nos acordos entre fornecedores e clientes.

Durante o ensaio de compressão entre cunhas, é esperado que a solicitação mecânica se concentre numa faixa de material, cuja extensão e simetria na direção perpendicular ao plano de simetria das cunhas não tem sido pesquisada. Intuitivamente se espera essa região deformada aumente em volume, na medida que cresce a força aplicada e a indentação se aprofunda e alarga.

Ebner, estudou qualitativamente aspectos das deformações e tensões mediante a técnica da foto-elasticidade, visualizou as direções principais e determinou as curvas isoclinas e isocromáticas [Ebner, 1972]. Um estudo similar citado por Ebner [Bay, 1932], teria determinado que no campo elástico do material, as forças de compressão nos pontos de contato entre as cunhas e o material, geram tensões de tração em praticamente um 85 % da espessura do corpo de prova. O valor máximo dessa tensão de tração seria de aproximadamente um 70 % da tensão de compressão entre cunhas.

Em paralelo aos estudos sobre o ensaio de compressão entre cunhas, outros pesquisadores se preocupavam em facilitar a caracterização da resistência à tração de concretos (de estrutura heterogênea e fratura frágil). Em 1953, simultaneamente no Brasil e no Japão, foi desenvolvido para o concreto o ensaio de compressão diametral de cilindro entre placas planas [Carneiro, 1953]. A força monotônica é aplicada sobre o cilindro de concreto até a fratura, a qual inicia nas proximidades do contato do cilindro com as placas e progride ao longo do diâmetro definido pelos dois pontos de contacto entre o cilindro e as placas [Mitchel, 1961].

A condição geométrica de aplicação das forças no ensaio de compressão entre cunhas e no ensaio de cilindro entre placas planas são iguais. O esquema analítico se reduz a duas forças iguais, de sentido contrario, atuando sobre o corpo de prova de área transversal circular

(concreto) ou retangular (ferro fundido). Não é estranho, como constatado por Mitchel e outros autores, que no caso do ensaio do concreto a relação entre a sua resistência à compressão e à tração seja também representada mediante uma equação linear.

Mitchel considerou para o estudo analítico de compressão do cilindro entre placas planas, um material ideal (isótropo, homogêneo, contínuo) e utilizou a teoria de Mohr para a análise do estado de tensões no campo de comportamento elástico e das condições que levam o cilindro à fratura. Seus resultados indicam que no centro do cilindro atuam uma tensão de tração de direção perpendicular à linha de aplicação das forças (responsável pela fratura) e outra tensão de compressão na direção das forças aplicadas. Os módulos dessas tensões conservam entre si uma relação aproximada de 1 : 3. A tensão de compressão cresce desde um valor finito no centro do cilindro  $\sigma_y = (-6P)/(\pi \cdot d \cdot t)$  (“P” = força aplicada, “d” = diâmetro do cilindro e “t” = comprimento do cilindro) até um valor infinito no ponto de aplicação das forças.

O estado de tensões induzidas sobre o cilindro mediante o ensaio de compressão entre placas planas foi calculado e apresentado na Figura 2.13. A Figura 2.13a e Figura 2.13b mostram os estados biaxiais de tensões calculados mediante a técnica dos elementos finitos, para a condição elástica [Rudnick, 1963]. Na Figura 2.13a, as forças aplicadas são concentradas. A distribuição se caracteriza pela existência de uma tensão principal de tração constante ao longo do diâmetro do cilindro sobre o qual as forças são aplicadas, por uma tensão principal de compressão que ao igual que a tensão de cisalhamento possui valores infinitos nas regiões do cilindro próximas à aplicação das forças. A tensão principal de compressão e a tensão de cisalhamento apresentam uma região de transição até assumir na parte central do cilindro valores quase constantes, cujos módulos são três e duas vezes o módulo da tensão de tração.

Na Figura 2.13b, a distribuição biaxial das tensões corresponde à aplicação das forças sobre calços intermediários, que tornaram finitas as tensões resultantes da aplicação da força sobre a superfície do cilindro. Nas proximidades do ponto de aplicação da força ambas as tensões principais são compressivas e finitas e produzem elevadas tensões de cisalhamento. A aplicação da força através de calços manteve praticamente inalteradas as tensões no centro do cilindro, quando referidas à distribuição de tensões da Figura 2.13a.

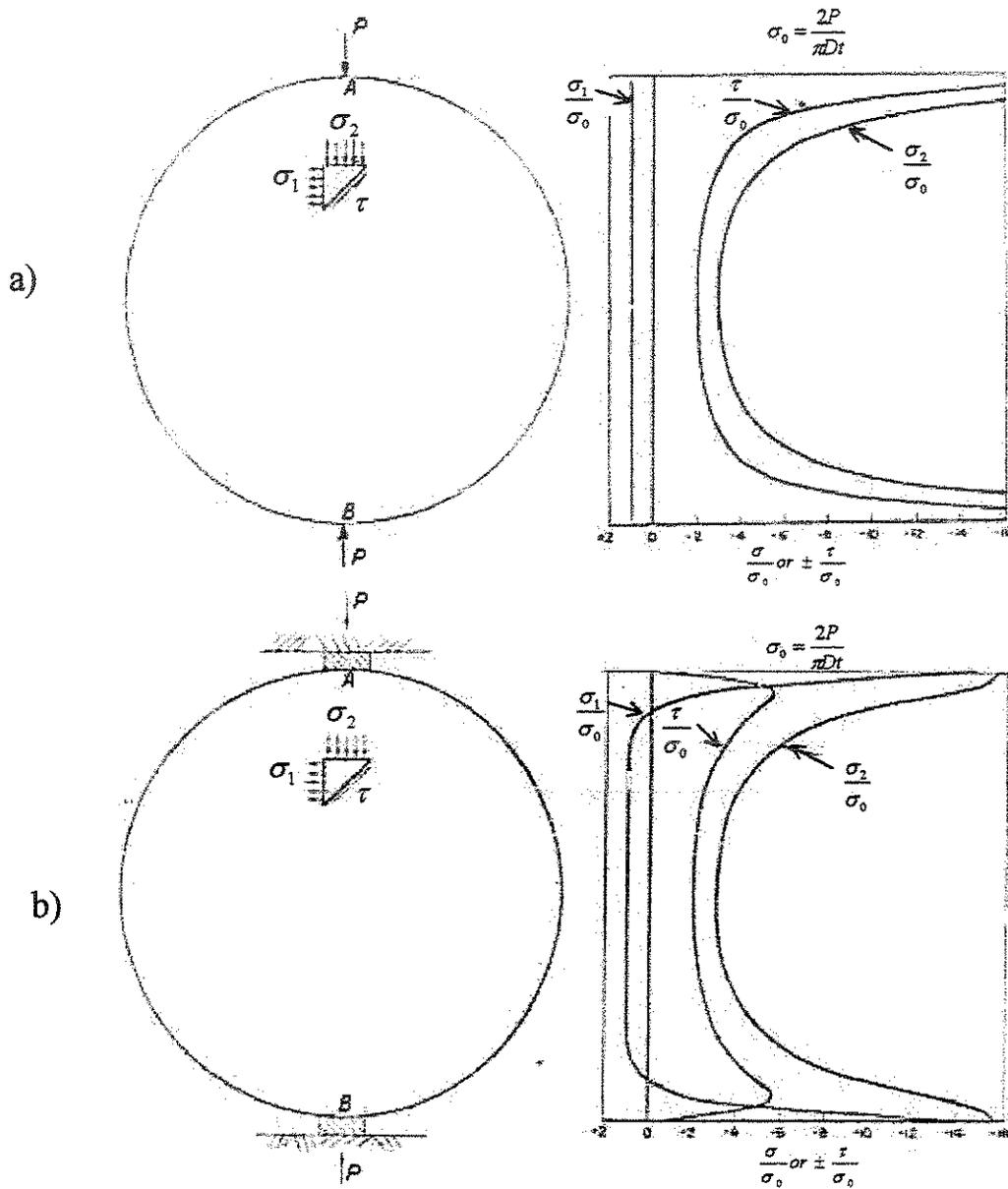


Figura 2.13 Distribuição de tensões sobre o diâmetro de um cilindro comprimido entre placas planas [Rudnick, 1963]  
 a) forças aplicadas em forma pontual; b) aplicação das forças sobre calços intermediários (superfícies finitas).

A pesar do concreto ser um material heterogêneo e a geometria da seção do corpo de prova não favorecer a premissa de existência de estado plano de tensões, os resultados teóricos e as formas de fratura do cilindro foram coerentes. Para a distribuição das tensões da Figura 2.13a existem, já no início do ensaio, condições que permitem o início de fratura nos lugares de aplicação das forças. Para explicar o fato da fratura iniciar no centro do cilindro, pode ser assumido que, durante o ensaio a distribuição de tensões modifica-se da Figura 2.13a para 2.13b, pelo crescimento da área de contacto entre as placas e o cilindro.

O estado de tensões elásticas, calculado por Rudnick [Rudnick, 1963] para o plano diametral de um cilindro de material ideal comprimido entre placas planas, considerou uma superfície finita para aplicação da força (Figura 2.13b) e se caracteriza por ser proporcional à força aplicada e pela existência de :

- a) Duas regiões de elevadas tensões principais de compressão e tensões cisalhantes variáveis, localizadas nos pontos de apoio das cunhas e suas proximidades.
- b) Uma região que abrange praticamente toda a espessura do corpo de prova, com um estado de tensões constituído por uma tensão principal de tração ( $\sigma_1$ ), perpendicular ao plano de aplicação das forças, e outra de compressão ( $\sigma_2$ ) perpendicular à primeira, atuando no plano de aplicação das forças. Ambas tensões estão aproximadamente na relação de  $\sigma_1/\sigma_2 = (-1/3)$ .
- c) Duas regiões de transição entre as duas regiões anteriores, onde atuam uma tensão principal ( $\sigma_1$ ) e uma tensão principal de compressão ( $\sigma_2$ ), cuja relação  $\sigma_1/\sigma_2$  varia rapidamente entre o valor nulo e  $(-1/3)$  (Figura 2.13b).

Uma distribuição de tensões semelhante, foi calculada mediante o método dos elementos finitos para o ensaio de compressão entre cunhas, considerando um material ideal, um estado plano de deformações e duas espessuras de corpo de prova [Alarcón, 1984].

## Capítulo 3

### Métodos Experimentais

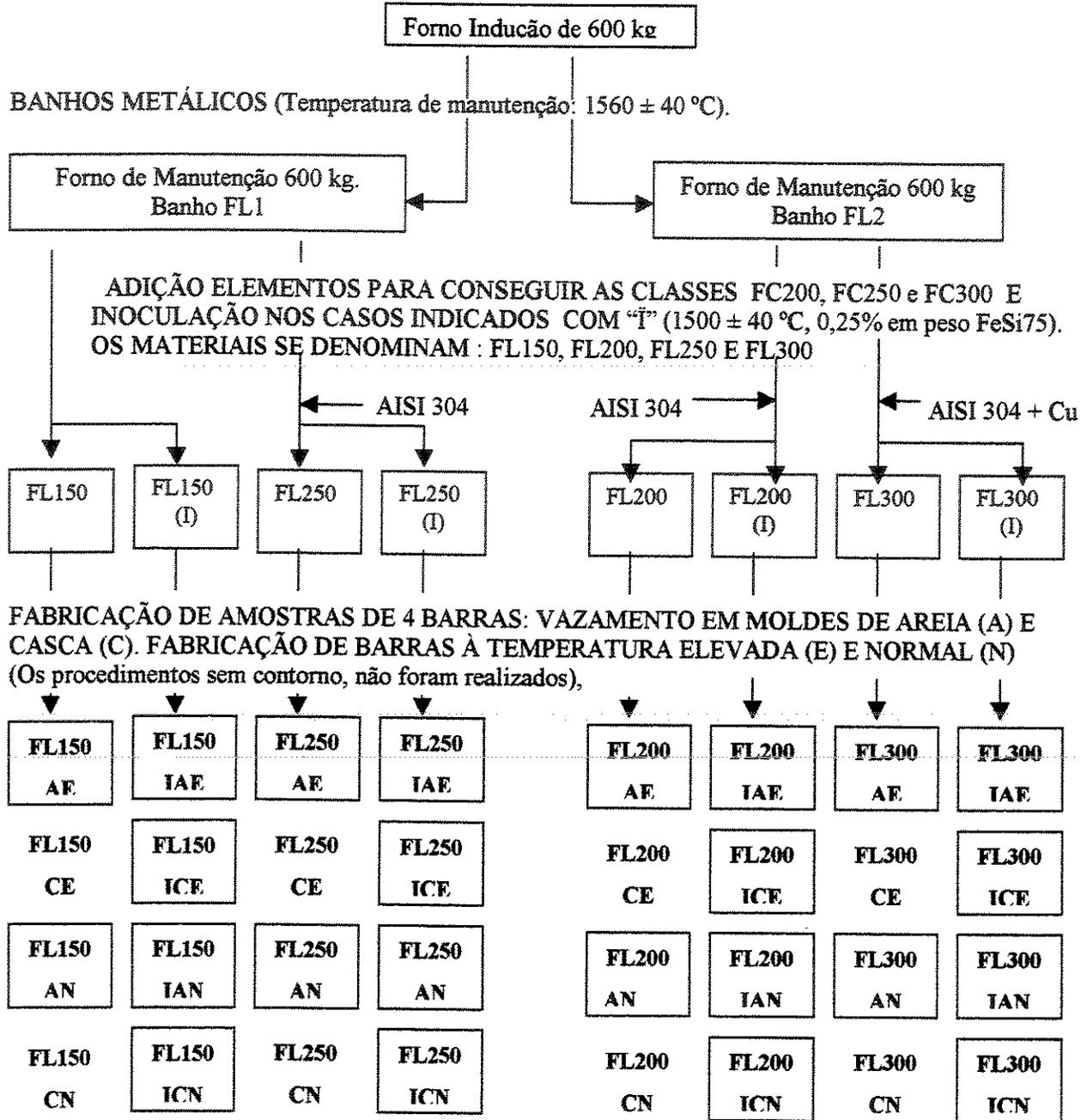
#### 3.1 Descrição resumida das experiências

Foram planejadas e realizadas três experiências direcionadas a ampliar os conhecimentos sobre a relação entre o processo de fabricação, a estrutura e microestrutura e o comportamento mecânico de ferros fundidos cinzentos não ligados e levemente ligados. A primeira experiência investigou a influência da composição química e dos procedimentos de fundição nas características estruturais e no comportamento à tração e à compressão entre cunhas de materiais levemente ligados de classes FC150, FC200, FC250 e FC300 [NBR, 1986]. A segunda experiência pesquisou a influência dos teores de fósforo e dos tratamentos térmicos sobre o comportamento sob tração e sob compressão entre cunhas de ferros fundidos cinzentos não ligados da classe FC250. Na terceira experiência o ensaio de compressão entre cunhas utilizou-se na verificação do controle da qualidade de peças já aprovadas pelos métodos convencionais.

##### 3.1.1 Experiência 1. Ferros fundidos cinzentos levemente ligados (FL) no estado bruto de fusão. Influência do processamento na estrutura e comportamento mecânico

O planejamento inicial considerou a preparação de um banho metálico levemente ligado, projetado para obter a classe FC150, quando vazado e solidificado em moldes de areia. A partir desse banho e mediante adições de elementos de liga, objetivava-se obter as classes FC200, FC250 e FC300. Os materiais básicos identificar-se-iam FL150 (banho metálico inicial), FL200, FL250 e FL300. De cada um desses materiais seriam fabricadas barras de 30 mm de diâmetro [NBR, 1986], produzidas: a) com e sem inoculação; b) vazados a temperaturas alta e norma; c) em moldes de areia e casca.

**a) Materiais e procedimentos de fabricação**



Retirada dos moldes: após  $(4,0 \pm 0,1)$ h.

**b) Ensaios**

Composição química, tração uniaxial, compressão entre cunhas, metalografia e fractografia.

Figura 3.1 Experiência 1. a) Esquema de fabricação dos materiais. Matriz de planejamento experimental e procedimentos eliminados (materiais e procedimentos sem bordas). b) Tipos de ensaios realizados.

As necessidades de produção da fundição onde a experiência foi realizada, romperam o delineamento experimental e obrigaram à preparação de dois banhos metálicos (Figura 3.1). A análise química posterior desses banhos demonstrou que possuíam diferenças significativas de carbono equivalentes. Essa diferença entre os dois banhos iniciais teve que ser considerada junto aos parâmetros de fabricação planejados, na comparação do comportamento mecânico dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300. De outro lado o fundidor, objetivando uma redução dos custos e tempos, solicitou uma redução das experiências. A solicitação significou a eliminação das amostras a serem fabricadas na condição não inoculada e vazada em molde de casca, consideradas de menor interesse industrial (Figura 3.1).

De cada um dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300 foram produzidas 24 barras do tipo A [NBR,1986], quatro para cada uma das seis condições de fabricação empregadas: a) sem inoculação e vazamento a temperaturas elevada e normal em moldes de areia; b) com inoculação e vazamento a temperaturas elevada e normal em moldes de areia; c) com inoculação e vazamento em molde de casca a temperatura elevada e normal. De cada grupo de quatro barras (amostras de igual material e processamento), três utilizaram-se na fabricação de corpos de prova para tração e compressão entre cunhas. Os cavacos resultantes foram analisados quimicamente. A quarta barra dedicou-se a pesquisar a influência dos parâmetros do ensaio na resistência à compressão entre cunhas e a deformação e progressão da fratura dos materiais.

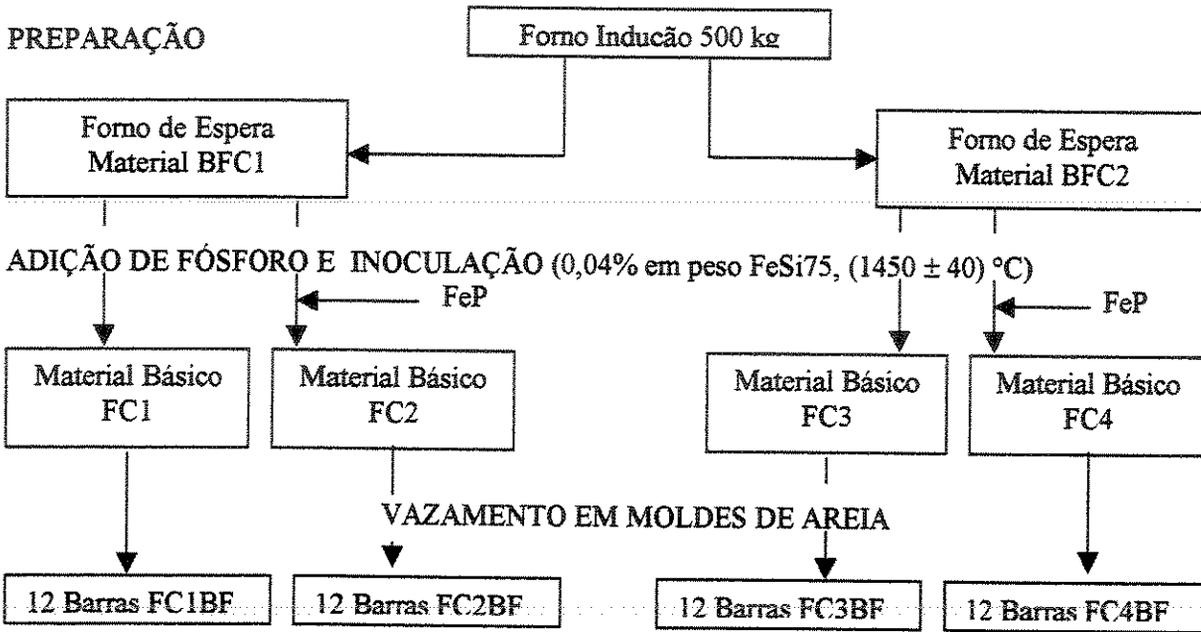
Os ensaios dos corpos de prova forneceram valores de resistência à tração e à compressão entre cunhas, suas respectivas curvas de força-deslocamento e fraturas, todo o qual foi relacionado aos processos de fabricação e às macroestruturas e microestruturas. Para cada amostra constituída de corpos de prova de igual material e processamento calcularam-se o valor médio e desvio padrão de ambas as resistências. Esses resultados utilizaram-se no cálculo de equações que relacionaram a resistência à tração e à compressão entre cunhas.

### **3.1.2 Experiência 2. Ferro fundido cinzento classe NBR-FC250. Influência do teor de fósforo e os tratamentos térmicos na microestrutura e comportamento mecânico**

A partir de dois banhos metálicos de composição química semelhante BFC1 e BFC2, prepararam-se quatro materiais experimentais da classe FC250 (Figura 3.2). Designou-se “básico

FC1” o material provindo do banho BFC1 e “básico FC3” o retirado do banho BFC2. Os materiais denominados: “básico FC2” e “básico FC4”, conseguiram-se mediante a adição de compostos de fósforo em panelas contendo material dos banhos BFC1 e BFC2 respectivamente.

**a) Processo de fabricação**



Retirada dos moldes: (3,0 ± 0,1) h.

**b) Grupos de barras e seus tratamentos térmicos**

GRUPO	TRATAMENTO TÉRMICO	Denominação dos Materiais e condições de tratamento térmico			
		FC1	FC2	FC3	FC4
1	Bruto de fusão	FC1BF	FC2BF	FC3BF	FC4BF
2	Recozido Alívio de tensões	FC1AT 4 h, 650 ° C	FC2AT 4 h, 650 ° C	FC3AT 6 h, 650 ° C	FC4AT 6 h, 650 ° C
3	Recozido para Ferritização	FC1RF 6 h, 760 ° C	FC2RF 6 h, 760 ° C	FC3RF 6 h, 760 ° C	FC4RF 6 h, 760 ° C

Grupos 1, 2 e 3: formados por 16 barras de cada material básico. Quatro delas em cada estado de tratamento térmico.

**c) Ensaios**

Composição química, tração uniaxial, compressão entre cunhas, metalografia e fractografia.

Figura 3.2: Experiência 2. a) Processo de fabricação dos materiais. b) Distribuição das barras e tratamentos térmicos. c) Tipos de ensaios realizados.

De cada material básico (FC1, FC2, FC3 e FC4) fundiram-se doze barras do tipo A [NBR,1986]. As barras se organizaram em três grupos formados de 16 unidades, quatro de cada material. O primeiro grupo foi mantido na condição “bruto de fusão” (BF), o segundo foi recozido para alívio de tensões (AT), 4 h e 650 °C e o terceiro grupo recozido para ferritização (RF), 4 h e 760 °C.

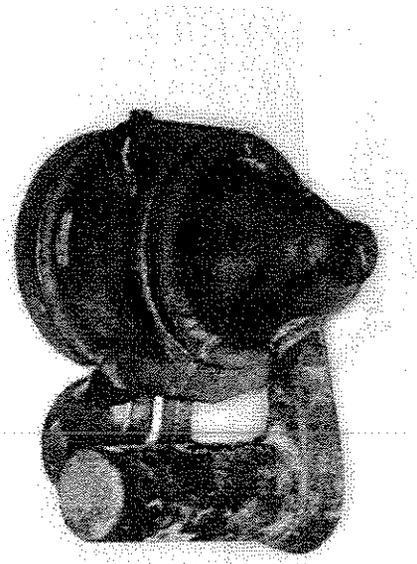
Houve afastamento do planejamento experimental inicial, na aplicação do tratamento térmico de alívio de tensões. Nos materiais básicos FC3 e FC4 o tempo de permanência à temperatura de tratamento foi duas horas maior, do que o utilizado nos materiais básicos FC1 e FC2. Essa variação foi aceita após verificações metalográficas porque, apesar de que introduziria uma dispersão nos resultados e poderia dificultar o cálculo de uma correlação entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas, as mudanças produzidas na microestrutura dos materiais contribuiriam para facilitar a avaliação da sua influência no comportamento mecânico. Os corpos de prova fabricados dos materiais básicos FC1, FC2, FC3 e FC4 nas suas três condições de tratamento térmico foram ensaiados à tração e à compressão entre cunhas.

### **3.1.3 Experiência 3. Avaliação da qualidade de mancais especificados em NBR-FC200**

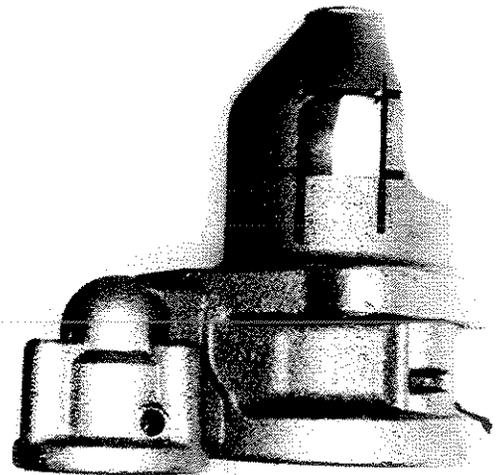
Os mancais de acionamento de motores de partida para motores de combustão interna são um bom exemplo para demonstrar as dificuldades da verificação da resistência à tração do material das peças fundidas e para verificar sua conformidade com os requisitos da qualidade. Nesta experiência utilizou-se o ensaio de compressão entre cunhas para avaliar a resistência mecânica do material das paredes de amostras de lotes de produção. Cada amostra esteve constituída por três mancais.

Amostras de lotes de quatro tipos de mancais, foram retiradas dos estoques de peças aprovadas de uma empresa do setor automobilístico. De cada mancal e da sua região próxima à entrada do canal de alimentação do molde, extraiu-se um corpo de prova de dimensões  $(20,0 \pm 0,1)$  mm x  $(20,0 \pm 0,1)$  mm x  $(6,0 \pm 0,1)$  mm (Figura 3.3).

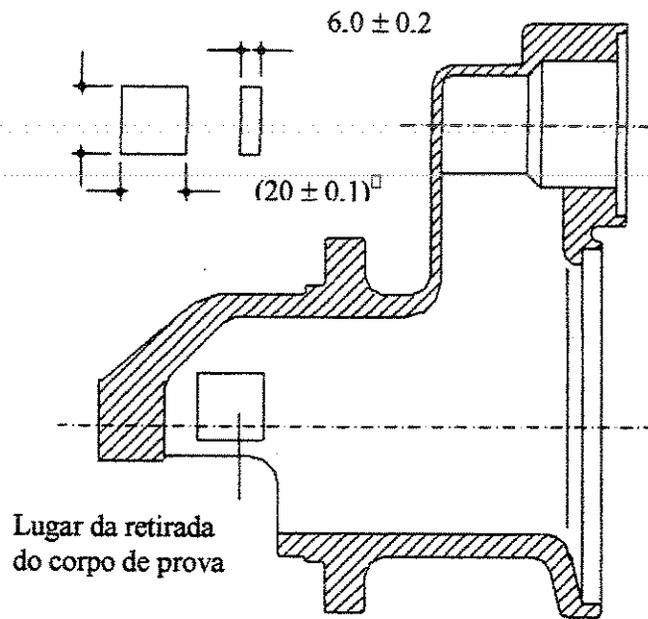
Os corpos de prova foram testados à compressão entre cunhas e classificados considerando sua resistência à compressão entre cunhas e a forma da sua respectiva curva. O comportamento mecânico foi relacionado às características de macroestrutura e microestrutura.



a)



b)



c)

Figura 3.3 : Experiência 3. Mancal

a) Mancal característico, sistema de alimentação. b) Região da extração do corpo de prova. c) Desenho em corte da peça e características do corpo de prova.

## 3.2 Processos e materiais

### 3.2.1. Experiência 1

A experiência 1 (Figura 3.1), foi realizada durante dois dias consecutivos, utilizando condições, equipamentos e recursos humanos disponíveis na oficina de fundição.

Num forno de indução prepararam-se os banhos metálicos levemente ligados denominados FL1 e FL2 de (600 - 50) kg cada. Eles foram projetados pelo fundidor para se obter a classe FC150 [NBR, 1986], quando vazados em molde de areia. Os banhos mantiveram-se na temperatura de  $(1560 \pm 40)$  °C. De cada um deles retirou-se em painéis e em forma sucessiva, (50 - 4) Kg de material. O tratamento do material e os procedimentos de fabricação de barras de 30 mm de diâmetro [NBR, 1986], descrevem-se a seguir.

Do banho FL1 retiraram-se duas painéis (de capacidade nominal: 50 kg) com (50 - 4) kg cada. O material de uma delas inoculou-se por simples transferência adicionando aproximadamente 0,25% em peso de liga de ferro silício (FeSi75) à temperatura de  $(1500 \pm 40)$  °C, medida com pirômetro após  $(30 \pm 3)$  s da sua imersão no material da painél. O material da segunda painél não foi inoculado.

O vazamento do material FL1 da painél inoculada, foi feito em moldes de areia e em moldes de casca, ambos mantidos à temperatura ambiente até o momento de realizar a operação. Os moldes cumpriam as indicações construtivas da norma ABNT NBR 6589 [NBR, 1986]. Os de areia possuíam quatro cavidades e os de casca duas. Cada cavidade permitia a obtenção de barras de  $(30,0 \pm 0,5)$  mm de diâmetro e  $(230 \pm 4)$  mm de comprimento. O material FL1 da painél não inoculada foi vazado apenas em moldes de areia.

O vazamento dos materiais inoculados e não inoculados nos moldes, efetuou-se em duas etapas. Na primeira, o vazamento realizou-se após  $(3,0 \pm 0,1)$  min de permanência do material na painél. Na segunda, outros moldes preencheram-se após  $(6,0 \pm 0,1)$  min. Simulou-se assim o preenchimento do primeiro e o último molde de uma fileira de produção. As respectivas temperaturas denominaram-se: "elevada" e "normal". No caso do vazamento do material do

Banho FL1 inoculado, na definição do tempo de espera para o vazamento no molde com temperatura “normal” (produto da perda natural de calor na panela), se considerou evitar perdas de eficiência da inoculação. As temperaturas de vazamento no molde foram medidas com o pirômetro de imersão mantido no material contido na panela. As barras solidificadas foram retiradas dos moldes após  $(4,0 \pm 0,1)$  h do seu vazamento.

O material do banho metálico FL1, foi denominado “básico FL150”, para especificar sua condição de material levemente ligado e o objetivo de atingir com ele a classe de resistência mecânica FC150 [NBR, 1986]. Com o material básico FL150 foram fabricadas quatro barras de cada uma das seis combinações dos parâmetros de temperatura de vazamento, condição de inoculação e tipo de molde utilizados (Figura 3.1) [NBR, 1986], [ASTM, 1992]. Três delas empregaram-se na fabricação de corpos de prova de tração e compressão entre cunhas.

Os materiais resultantes do material básico FL150 submetido às seis diferentes condições de fabricação foram identificados conforme a forma de processamento como:: FL150 AE, FL150 AN, FL150 IAE, FL150 IAN, FL150 ICE e FL150 ICN. Nessas designações, as letras I, A, C, E e N indicam respectivamente a utilização de inoculação, molde de areia, molde de casca, temperatura de vazamento elevada e temperatura de vazamento normal respectivamente. Para a identificação de cada barra adicionou-se um número de 1 até 4 após a identificação do material e o processo de fabricação. Exemplo: FL150 ICE1 (material levemente ligado classe ABNT FC150, inoculado, molde de casca, temperatura elevada, barra número 1).

Objetivando a obtenção da classe FC250 [NBR, 1986] o fundidor depositou no fundo de duas panelas de capacidade nominal 50 kg, quantidades iguais de cavacos de aço AISI 304 (Cr = 18/20 %, Ni = 8/10 %, Mn = 2 %, Si = 1 %, S = 0,045 %, P = 0,030 % e NC = 0,1 % em peso). Cada panela foi preenchida com (50-4) kg do material retirado do banho metálico FL1. O material obtido após a dissolução e homogeneização dos cavacos na panela foi denominado “básico FL250”. Uma das panelas do material básico FL250 foi inoculada. Seguindo a seqüência de operações e utilizando o mesmo tipo de moldes descritos para o material básico FL150, obtiveram-se quatro barras de cada um dos seguintes materiais: FL250 AE, FL250 AN, FL250 IAE, FL250 IAN, FL250 ICE e FL250 ICN.

O banho metálico FL2, destinou-se à obtenção dos materiais das classes FC200 e FC300

[NBR,1986]. O fundidor depositou em duas panelas vazias (capacidade nominal de 50 kg), quantidades iguais de cavacos de aço AISI 304 que, dissolvidos em (50-4) kg do material do banho FL2, deveriam outorgar-lhe as características de resistência à tração da classe FC-200. O material assim obtido se denominou “básico FL200”. Para a obtenção do material “básico FL300”, o fundidor repetiu o procedimento adicionando o material FL2 com cavacos de aço AISI 304 e de cobre.

Apenas uma das panelas contendo os materiais básicos FL200 e FL300 foi inoculada mediante à adição por simples transferência de 0,25% em peso de liga de ferro silício (FeSi75), na temperatura de  $(1500 \pm 40)$  °C. Seguindo o procedimento descrito para os materiais básicos FL150 e FL250, obtiveram-se quatro barras de cada uma das seguintes condições de fabricação: FL200 AE, FL200 AN, FL200 IAE, FL200 IAN, FL200 ICE, FL200 ICN, FL300 AE, FL300 AN, FL300 IAE, FL300 IAN, FL300 ICE e FL300 ICN.

Uma das quatro barras de cada amostra de material e processamento de fabricação foi deixada como reserva ou disponível para a execução de ensaios especiais, as outras se destinaram à construção de corpos de prova de tração e de compressão entre cunhas.

### **3.2.2 Experiência 2**

Em forno de indução de 500 kg de capacidade nominal prepararam-se sucessivamente os banhos metálicos não ligados BFC1 e BFC2, de composição química adequada para se obter a classe FC250 [NBR, 1986], quando inoculados e vazados em molde de areia. De cada um dos banhos metálicos obtiveram-se 12 barras do tipo A [NBR, 1986], mediante o seguinte processo:

- Vazamento de (50 – 4) Kg de material do forno em panela de 50 kg de capacidade nominal e na temperatura de  $(1500 \pm 40)$  °C.
- Inoculação na panela por simples transferência, mediante adição de 0,04% em peso de liga ferro- silício a 75 % (FeSi75).
- Após 3 minutos da inoculação, na temperatura de  $(1450 \pm 40)$ °C, vazamento do material da panela em moldes de areia mantidos até esse momento à temperatura ambiente.

- Retirada do molde após  $(3,0 \pm 0,1)$  h de efetuado o vazamento.

Doze barras foram fundidas com material proveniente do banho metálico BFC1 e outras tantas com o material do banho metálico BFC2. O material dessas barras foi designado “básico FC1” e “básico FC3” e seus estados bruto de fusão como FC1BF e FC3BF.

Outras doze barras foram fabricadas com o material de cada um dos banhos metálicos, utilizado o mesmo procedimento de fundição descrito anteriormente. Neste caso, no momento da inoculação os materiais foram adicionados com Ferro Fósforo (FeP). As quantidades foram calculadas pelo fundidor para se obter teores de 0,05 % em peso de fósforo no material do banho BFC1 e 0,15 % em peso de fósforo no material do banho BFC2. O material obtido após a adição de FeP no material do banho BFC1, foi designado “básico FC2” e seu estado bruto de fusão como FC2BF. O material resultante da adição de FeP no material do banho BFC2, se denominou “básico FC4” e suas barras no estado bruto de fusão por FC4BF.

As barras fundidas distribuíram-se em três grupos constituídos de 16 unidades cada. Cada um dos grupos continha quatro barras de cada um dos quatro materiais (FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF). O primeiro grupo manteve-se no estado bruto de fusão. O segundo grupo foi submetido ao tratamento térmico de alívio de tensões, caracterizado por uma taxa de aquecimento e resfriamento de  $100 \text{ }^\circ\text{C/h}$  e  $(4,0 \pm 0,1)$  h de permanência a  $(650 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$ . Um erro na execução do tratamento térmico, significou a permanência das barras de FC3BF e FC4BF durante 6 h na temperatura de  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ . Os materiais das barras de FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF, submetidas ao recozido para alívio de tensões denominaram-se respectivamente FC1AT, FC2AT, FC3AT e FC4AT. O terceiro grupo de barras foi recozido visando a ferritização dos materiais. Mantiveram-se as taxas de aquecimento e resfriamento de  $100 \text{ }^\circ\text{C/h}$  e o tempo e temperatura de permanência foram de  $(6,0 \pm 0,1)$  h e  $(760 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$  respectivamente. Os quatro materiais recozidos para ferritização designaram-se FC1RF, FC2RF, FC3RF e FC4RF. A identificação das barras de cada grupo definiu em primeiro lugar o material básico, em segundo lugar seu estado de tratamento térmico e finalmente o número correspondente. Exemplo FC4 BF2.

### 3.2.3 Experiência 3

Do estoque de peças aprovadas de uma empresa fabricante de equipamento automotivo, retirou-se amostras de quatro tipos de mancais de ferro fundido cinzento da classe FC200 [NBR, 1986]. Cada amostra esteve constituída de três peças [NBR, 1986].

A identificação dos mancais foi feita definindo primeiro o tipo de mancal mediante dígitos de 1 até 4, seguido do fabricante individualizado pelas letras “X” ou “Y” e finalmente um segundo dígito (1, 2 ou 3) para definir o espécime da amostra (tabela 3.1).

Tabela 3.1. Experiência 3. Mancais fundidos: tipos, fundidores e peças das amostras.

Tipo de mancal	Fundidor	Peças da amostra
1	X	1X1; 1X2; 1X3
2	X	2X1; 2X2; 2X3
3	X	3X1; 3X2; 3X3
1	Y	1Y1; 1Y2; 1Y3
4	Y	4Y1; 4Y2; 4Y3

Cada mancal amostrado submeteu-se ao seguinte procedimento:

- a) Retirada de material para a compressão entre cunhas. A região escolhida foi próxima à entrada do sistema de alimentação (Figura 3.3). A placa na sua condição final de usinagem, teve as dimensões de  $(20,0 \pm 0,2)$  mm x  $(20,0 \pm 0,2)$  mm x  $(6,0 \pm 0,1)$  mm.
- b) Ensaio á compressão entre cunhas da placa, obtenção da curva de compressão entre cunhas.
- c) Avaliação da composição química do material dos mancais.
- d) Metalográfica e registro fotográfico da macroestrutura microestrutura do corpo de prova.
- e) Análise da relação entre a forma da curva de compressão entre cunhas e a macroestrutura e microestrutura do material.

### 3.3 Modelos e Moldes

#### 3.3.1 Experiência 1

##### Casca

Os modelos construíram-se utilizando dois semicilindros de alumínio, cujas dimensões foram  $(30,0 \pm 0,2)$  mm de diâmetro e  $(230 \pm 2)$  mm de comprimento, paralelos entre si e montados sobre uma placa de aço de  $(190 \pm 2)$  mm x  $(320 \pm 2)$  mm x  $(8,0 \pm 0,1)$  mm. A distancia entre os eixos de simetria longitudinal dos semicilindros foi de  $(100,0 \pm 0,5)$  mm (Figura 3.4). No extremo superior do modelo, cada semicilindro recebeu um sistema de alimentação (de alumínio), cujas dimensões constam na Figura 3.4a. Os modelos aqueceram-se a  $(180 \pm 20)$  °C e cobriram-se durante aproximadamente 3 minutos, com areia de granulometria 90-100, segundo a American Foundry Society (AFS) (de grãos sub-angulares, isentos de argila), misturada a 13% em peso de resina fenólica e 4% em peso de catalisador. As cascas resultantes, de espessura média de  $(8,0 \pm 1,0)$  mm, foram submetidas a um processo de cura de  $(20 \pm 2)$  min na temperatura de  $(150 \pm 15)$  °C. O molde construiu-se contrapondo duas cascas de forma vertical (Figura 3.4b), e instalando-as em caixas onde foram suportadas com areia (Figura 3.4b).

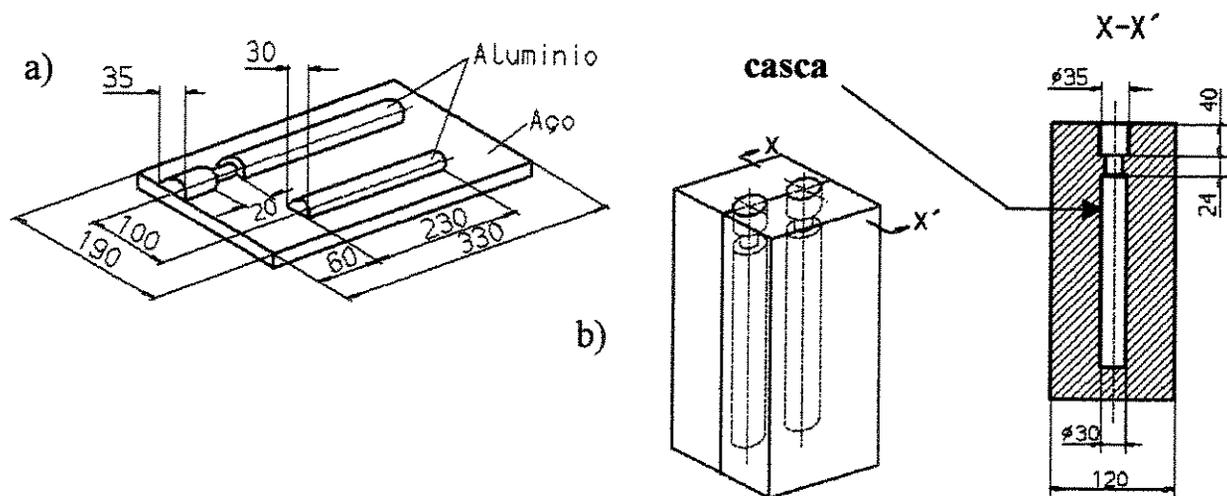


Figura 3.4 :Experiência 1. Molde de Casca

a) Modelo (placa de aço, semicilíndricos de alumínio). b) Molde. Casca de aproximadamente 8 mm de espessura apoiada sobre areia verde de 45 mm de espessura. Vazamento direto.

## Areia

Os modelos das barras se construíram em madeira, nas dimensões de  $(30,0 \pm 0,2)$  mm de diâmetro e  $(230 \pm 2)$  mm de comprimento. Os modelos foram montados em caixas metálicas de dimensões internas de  $(200 \pm 2)$  mm x  $(200 \pm 2)$  mm de lado e  $(320 \pm 2)$  mm de altura, dispostos verticalmente e com seus eixos de simetria longitudinal localizados sobre os vértices de um quadrado de 90 mm de lado (Figura 3.5). O molde resultante, após o preenchimento da caixa e compactação da areia, possuía quatro cavidades cilíndricas cada uma das quais equipada com um sistema de alimentação individual feito manualmente, composto de uma câmara de vazamento/alimentador ligada à cavidade por um canal de entrada de  $(24 \pm 1)$  mm de diâmetro e aproximadamente  $(20 - 5)$  mm de extensão, dimensões determinadas fabricando barras livres de rechupes feitas em material da classe FC300. As espessuras das paredes dos moldes foram superiores a 35 mm (Figura 3.5). A areia de moldagem, cujas características estão na tabela 3.2 (Anexo 3), foi compactada utilizando máquinas automáticas.

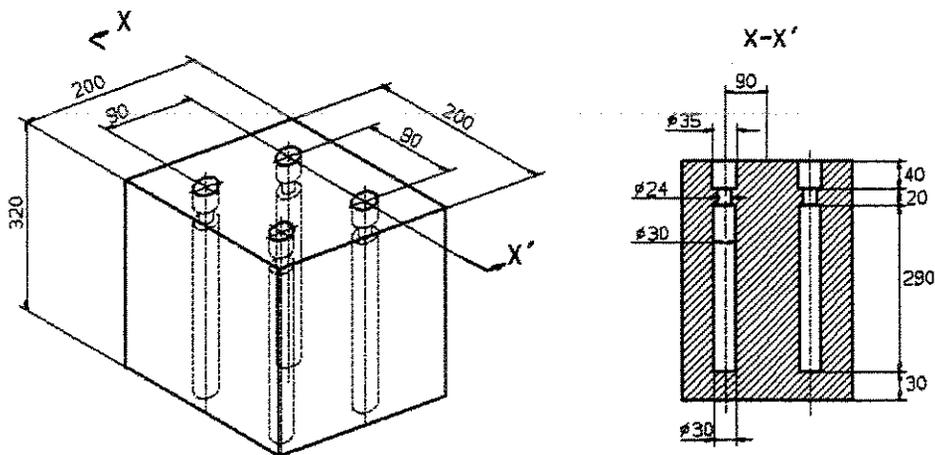


Figura 3.5: Experiência 1. Molde de areia verde  
Quatro cavidades com sistema alimentador individual. .

### 3.3.2 Experiência 2

As características construtivas dos moldes, está no esquema da Figura 3.6. Os modelos das barras, de  $(30,0 \pm 01)$  mm de diâmetro e  $(230 \pm 1)$  mm de comprimento, foram feitos em madeira. Os moldes de apenas uma cavidade disposta verticalmente, se construíram em areia de

cura a frio (pep-set) e com espessura de parede de  $(30 \pm 2)$  mm. A alimentação realizou-se através de um sistema em serie formado de um alimentador lateral, um labirinto de captação da escória, um canal transversal de alimentação de dimensões transversais  $(20,0 \pm 0,5)$  mm x  $(5,0 \pm 0,2)$  mm, ligado à cavidade do molde a  $(40 \pm 2)$  mm da sua fase inferior.

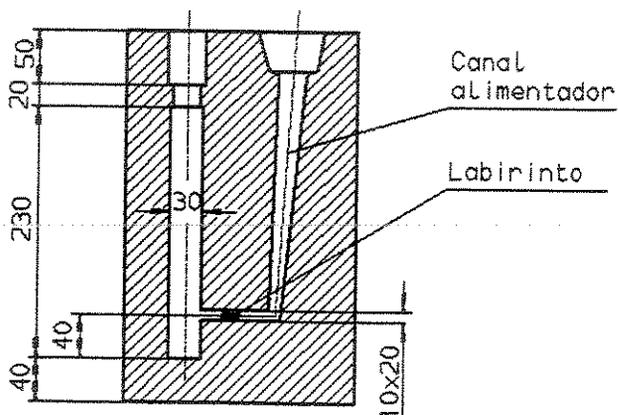


Figura 3.6 : Experiência 2. Esquema do molde de areia de cura a frio Sistema de alimentação lateral. Canal de entrada inferior equipado com labirinto.

### 3.3.3 Experiência 3

Os fornecedores dos mancais utilizaram moldes de areia equipados de um alimentador e dois canais de entrada, dispostos na parte frontal das peças (Figura 3.3a). Não houve preocupação de investigar outras características, toda vez que a experiência estava dedicada a verificar requisitos de propriedades mecânicas especificadas previamente.

## 3.4 Corpos de prova de tração uniaxial e compressão entre cunhas

Para os ensaios de tração dos materiais das experiências 1 e 2, utilizou-se o corpo de prova ASTM A48-92 [ASTM, 1992], com a região cilíndrica de ensaio alongada para  $(24,0 \pm 0,1)$  mm (Figura 3.7b), para possibilitar a montagem de um extensômetro MTS 632.23F-20.

Os corpos de prova para a compressão entre cunhas, do tipo disco, se construíram com  $(20,0 \pm 0,1)$  mm de diâmetro e  $(6,0 \pm 0,1)$  mm de espessura (Figura 3.7c). O comprimento das barras permitiu retirar mediante usinagem, um corpo de prova de tração e dois corpos de prova

para compressão entre cunhas, na disposição, dimensões e qualidade superficial mostrada na Figura 3.7a. O disco mais próximo ao alimentador, cuja posição foi definida como “1”, cumpriu as exigências da norma TGL 14401 [TGL, 1988]. O disco extraído da posição “2” (Figura 3.7) a  $(60 \pm 3)$  mm do extremo da barra oposto ao alimentador, utilizou-se para avaliar a influência da distância entre o disco e o alimentador sobre a resistência à compressão entre cunhas.

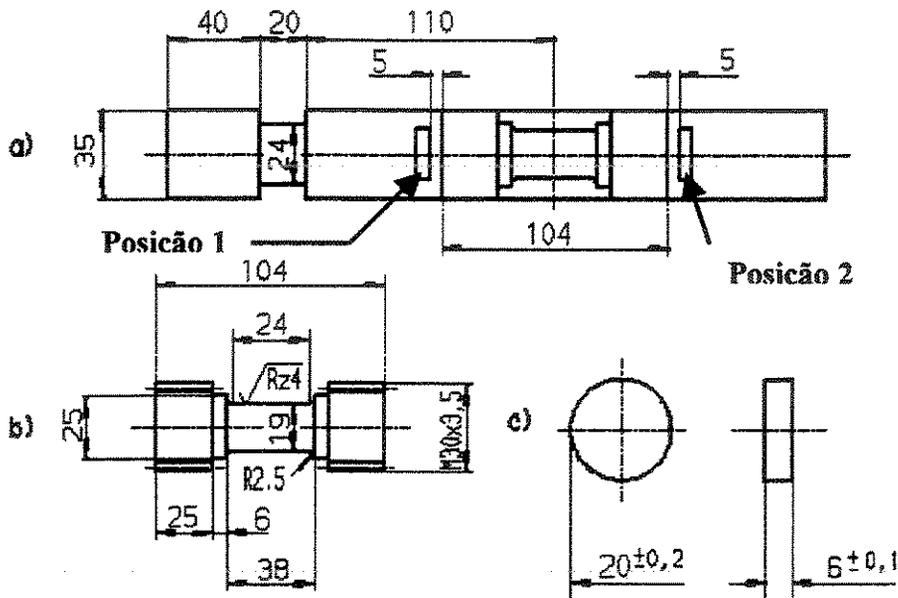


Figura 3.7. Corpos de prova

- a) Distribuição dos corpos de prova ao longo da barra fundida.
- b) Corpo de prova de tração ASTM - A 48-92-B. Região de ensaio alongada para 24 mm.
- c) Corpo de prova para compressão entre cunhas. Norma TGL 14401/04, Junho 1988.

Na experiência 3, os corpos de prova: para os ensaios de compressão entre cunhas de dimensões  $(20,0 \pm 0,1)$  mm x  $(20,0 \pm 0,1)$  mm x  $(6,0 \pm 0,1)$  mm, foram separados das peças com serra e posteriormente foram pleinados para uma qualidade superficial de 6,5 Ra (Figura 3.3c).

Nas experiências 1 e 2, três barras de cada grupo de material e processamento foram destinadas a construção dos corpos de prova, segundo o esquema da Figura 3.7. A quarta barra foi identificada e estocada para ensaios adicionais tais como a construção de discos para determinar a influência da posição ao longo da barra e velocidade de aplicação da força na resistência à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) e para estudos de progressão da fratura (Figura 3.7c).

### **3.5 Métodos de Ensaio**

#### **3.5.1 Análise Química**

As análises químicas dos materiais das experiências 1 e 3, foram realizadas em laboratório químico destinado a análises variadas, por tanto sem uma prática de rotina na análise de ferros fundidos. Para diminuir as possibilidades de variação nos resultados, o analista e os equipamentos utilizados e seus métodos foram mantidos durante os ensaios. Nos materiais analisados das experiências 1, pesquisaram-se os teores de carbono, silício, enxofre, manganês, cromo, níquel, molibdênio estanho e cobre. Para os materiais da experiência 3, a análise foi direcionada apenas para os elementos típicos presentes nos ferros fundidos não ligados. As análises químicas dos materiais da experiência 2 foram realizadas por um laboratório especializado na análise de ferros fundidos cinzentos.

Na experiência 1, as análises químicas dos quatro materiais básicos (FL150, FL200, FL250 e FL300) foram feitas a partir dos cavacos produzidos durante a construção dos corpos de prova das barras processadas sem inoculação e vazadas em molde de areia com temperatura "elevada" (AE) e com inoculação e vazadas a temperatura "normal" em molde de casca (ICN). Nas amostras dos mancais da experiência 3, os materiais utilizados para as análises foram os cavacos produzidos durante a retirada das respectivas placas destinadas à compressão entre cunhas.

As análises químicas completas destinadas à determinação dos teores de C, Si, Cr, Ni, Cu, Sn e Mb, feitas para os materiais da experiência 1 processados nas condições AE e ICN, mostraram uma pequena variação da composição química associada à permanência entre a temperatura de vazamento "elevada" e "normal". Com essa base foi assumido que para as outras formas de fabricação seriam válidos os teores dos elementos de liga Cr, Ni, Cu, Sn e Mb encontrados nos materiais processados AE e ICN. Por essa razão, nos outros materiais avaliaram-se apenas os teores de carbono e silício.

#### **3.5.2 Ensaio de tração**

Os ensaios de tração foram conduzidos à temperatura de  $(25 \pm 5) ^\circ\text{C}$  e com velocidade de deslocamento do travessão de  $(1,000 \pm 0.001) \text{ mm/min}$ .

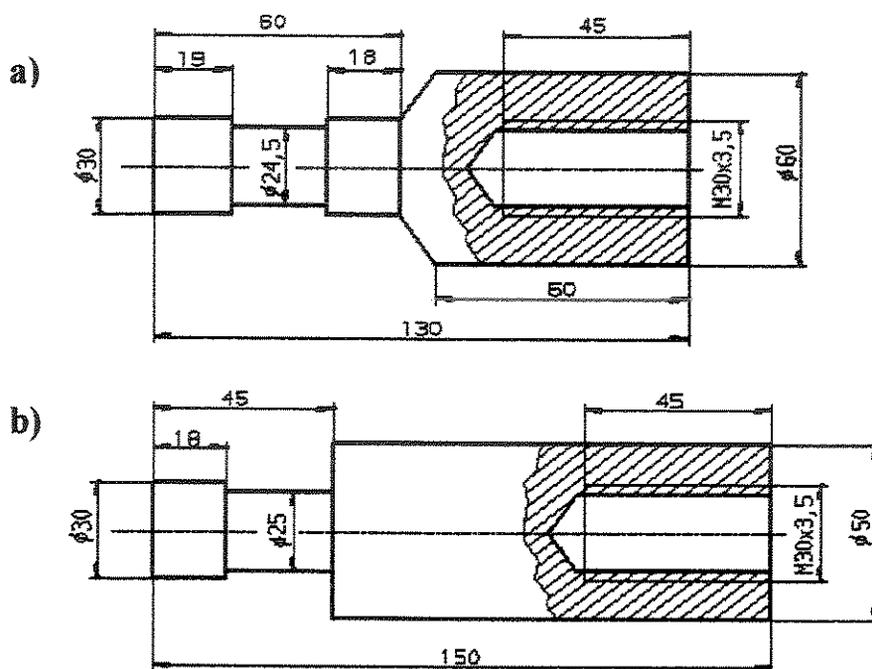


Figura 3.8: Experiências 1 e 2. Peças para sujeição dos corpos de prova às máquinas de tração.  
a) Utilizadas para ensaios na máquina Mohr & Federhaft  
b) Utilizadas na máquina MTS –810

Os corpos de prova da experiência 1, exceto os fabricados pelo processamento IAN, testaram-se numa máquina universal de ensaios hidráulica Mohr e Federhaft A.G. de  $4 \times 10^2 \text{ kN}$  de capacidade nominal. A sujeição foi feita com as peças da Figura 3.8a, pressas às garras da máquina e parafusadas aos corpos de prova. Essas peças foram construídas em aço Piratini AISI 4340 [Piratini, 2000], temperadas e revenidas para uma faixa de dureza de  $(42 \pm 2) \text{ Rockwell C}$ . As curvas de máquina obtiveram-se sobre folhas de papel milimetrado de tamanho A4, utilizando um registrador com escalas de força de  $555,5 \text{ N/mm}$  e de deslocamento de  $0,01 \text{ mm/cm}$ .

A influência na forma da curva força-alongamento e o método de aplicação da força foi pesquisada utilizando força monotônica e ciclos sucessivos de carregamento-descarregamento de forças crescentes. Ensaio de tração interrompidos antes de atingir a fratura, permitiram a

obtenção de estados deformados e analisar o efeito da tensão aplicada na macroestrutura dos materiais. As seguintes foram as condições utilizadas no ensaio de tração dos corpos de prova dos diferentes materiais:

- a) Materiais inoculados, moldados em casca e vazados às temperaturas: "elevada" e "normal" (ICE e ICN), testados até a ruptura sob aplicação monotônica da força.
- b) Materiais não inoculados, vazados em molde de areia, com temperatura elevada (AE), ensaiados até a fratura. Durante o ensaio praticaram-se, dois ciclos de aplicação e retirada total da força, seguidos da re-aplicação monotônica até a fratura. Cada ciclo caracterizou-se pela força "F", definida pelo valor máximo atingido antes do início da descarga.
- c) Materiais não inoculados vazados em moldes de areia à temperatura "normal" (AN). Dois corpos de prova testados até a fratura sob aplicação de força monotônica; um terceiro aplicando 3 ciclos de carregamento - descarregamento total e um quarto (barra de reserva) mediante aplicação monotônica da força, mas interrompendo o ensaio para um valor próximo da sua força de ruptura, estimativa baseada nos valores obtidos com os 3 ensaios já executados.
- d) Materiais inoculados, vazados a alta temperatura e em moldes de areia (IAE). Os ensaios foram conduzidos sob força monotônica até a fratura. Um dos três ensaios dos materiais das classes FC250 e FC300, foi interrompido nas proximidades da sua respectiva força de ruptura.

Os ensaios de tração dos materiais inoculados e vazados em molde de areia à temperatura "normal" (IAN) na experiência 1, e os materiais da experiência 2 (FC250 com diferentes teores de fósforo e diferentes tratamentos térmicos) realizaram-se em uma máquina MTS 810 de 200 kN de capacidade equipada com um extensômetro MTS 632.23F-20. A sujeição dos corpos à máquina foi feita utilizando as peças da Figura 3.8b, construídas no mesmo tipo de material e tratadas termicamente de igual maneira que as peças da Figura 3.8a. As curvas de força-alongamento foram registradas em papel milimetrado tamanho A3, utilizando nas ordenadas (forças) escalas de 6250 N/cm e nas abscissas (alongamentos) de 0,0125 mm/cm.

Os três corpos de prova que constituíam as amostras dos materiais FL150 IAN, FL200 IAN, FL250 IAN, FL300 IAN da experiência 1 e dos materiais da experiência 2, :FC1, FC2, FC3 e FC4 nos seus estados: bruto de fusão (BF), recozido para alívio de tensões (AT) e

recozidos para ferritização (RF), foram testados nas seguintes condições:

- O primeiro corpo de prova foi ensaiado sob força monotônica até a ruptura.
- Os dois corpos de prova restantes foram ensaiados até a ruptura, aplicando quatro ciclos de carregamento - descarregamento, sendo as suas forças características de 20%, 40%, 60%, 80% e em ocasiões 90 % do valor da força de ruptura obtida com a primeira barra (Figura 3.9).

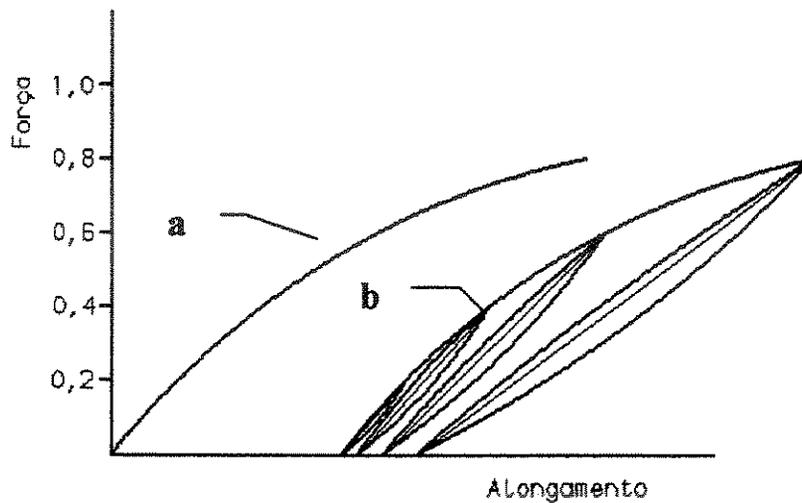


Figura 3.9. Experiência 1 e 2. Esquema do ensaio de tração dos corpos de prova IAN na máquina MTS 810. a) Curva força - alongamento sob aplicação monotônica da força; b) Curva força-alongamento sob ciclos de carregamento-descarregamento total.

### 3.5.3 Ensaio de compressão entre cunhas

Os ensaios de compressão entre cunhas se realizaram em máquina universal de ensaios MTS 810 de 100 kN, e dispositivo de ensaio montado entre as suas placas de compressão. A temperatura de ensaio manteve-se em  $(25 \pm 5) ^\circ\text{C}$ .

#### 3.5.3.1 Dispositivo de ensaio

O dispositivo de ensaio de compressão entre cunhas (Figura 3.10), foi projetado a partir de idéias recolhidas na literatura técnica e construído para ser montado entre as placas planas de compressão das máquinas universais de ensaio. Na execução dos ensaios, a placa inferior da máquina MTS 810 de 100 kN, foi instalada sobre uma rótula formada de uma bola de aço

temperado de  $(25,00 \pm 0,01)$  mm de diâmetro, posicionada dentro de dois cones de ângulo de  $(90^\circ \pm 15')$ , contrapostos, construídos em aço. O Cone superior era solidário à placa e o inferior ao pistão da máquina. O objetivo da rótula foi diminuir os momentos flexores causados pelo deslocamento do dispositivo com respeito do eixo da aplicação da força.

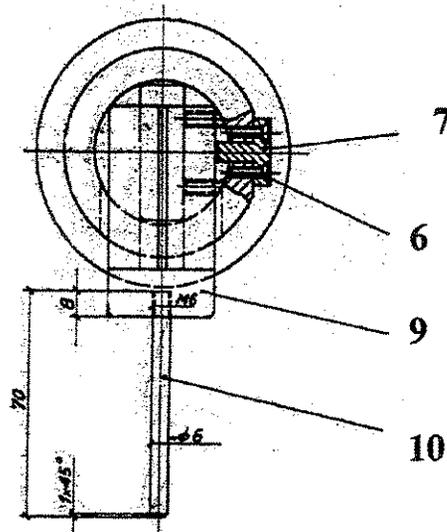
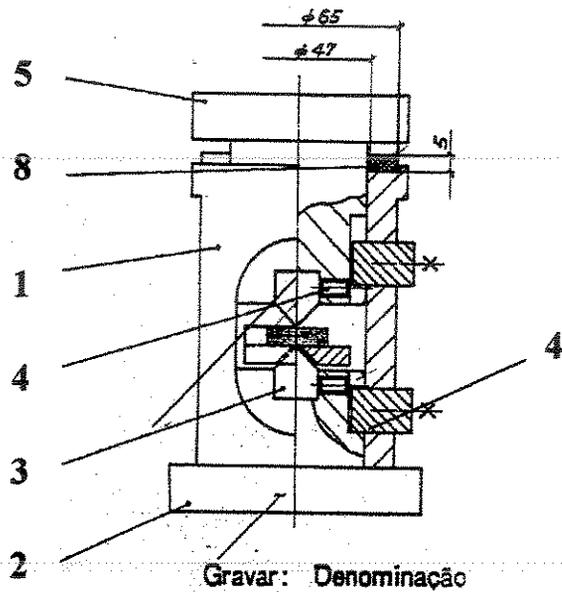


Figura 3.10. Dispositivo para a realização do ensaio de compressão entre cunhas

As características construtivas do dispositivo proporcionaram-lhe (Figura 3.10): a) baixo peso, facilidade de transporte, instalação e manuseio; b) sistema rígido, de fácil montagem; c) assegura a correta oposição entre os gumes das cunhas. O dispositivo está composto de um tubo de aço temperado e revenido para dureza de  $(40 + 5)$  Rockwell C, de diâmetro externo e espessura de parede de 65 e 10 mm respectivamente (posição 1), que descansa sobre a base cilíndrica (posição 2) a qual se introduz parcialmente no tubo com ajuste de interferência H7/h6 [Bosch, 1996] e descansa sua cara inferior sobre a placa de compressão montada sobre a rótula. Na parte superior dessa base, a qual encontra-se no interior do tubo, está montada a cunha inferior (posição 3), também ajustada com interferência H7/h6 e fixada mediante 2 parafusos laterais (posição 4). A cunha superior, idêntica à inferior, de ângulo de gume de  $(90^\circ \pm 30'')$  e raio de gume 0,15 mm (posição 3), esta fixada ao punção (posição 5), cuja parte superior apoiasse sobre a placa de compressão da máquina.

O movimento em oposição das cunhas é assegurado: a) pela guia do punção dentro do corpo e ajuste H7/h6, entre ambas as peças; b) pelo chaveteiro correspondente no punção; c) pela chaveta longitudinal (posição 6), solidária à parede externa do corpo (posição 1) mediante parafusos (posição 7); d) pela usinagem das superfícies de apoio e deslizamento com desvios de paralelismo e perpendicularidade inferiores a 0,02.

O anel de plastiprene (posição 8) na parte superior da posição 1, evita o impacto entre as cunhas, quando da fratura final do corpo de prova. A introdução do corpo de prova é realizada através de uma abertura lateral na posição 1, de contornos aproximadamente elípticos. O posicionamento é facilitado pela utilização de uma forquilha (posição 9) parafusada a uma haste (posição 10). As cunhas fabricaram-se em aço temperado e revenido para dureza de 62-63 HRC. Para a lubrificação das superfícies submetidas ao atrito (punção/corpo e cunhas/corpo de provas) foi utilizado molikote.

### **3.5.3.2 Ensaios exploratórios**

Ensaios exploratórios foram realizados para conhecer a influência dos parâmetros de ensaio sobre a resistência à compressão entre cunhas. Os ensaios se realizaram em temperatura ambiente de  $(25 \pm 5)$  °C montando o dispositivo de ensaio descrito no item anterior, numa máquina universal de ensaios MTS 810 de 100 kN de força máxima. Para a obtenção gráfica da

curvas de compressão entre cunhas, utilizou-se papel milimetrado de tamanho A3 no registrador da máquina e, fundos de escala e escalas para as forças de 50.000 N e 2,5 %/cm e de 10 cm e 0,5 %/cm para as profundidades de indentação. Os resultados obtidos, definiram as condições de ensaio empregadas nos testes de avaliação das amostras dos materiais experimentais das três experiências.

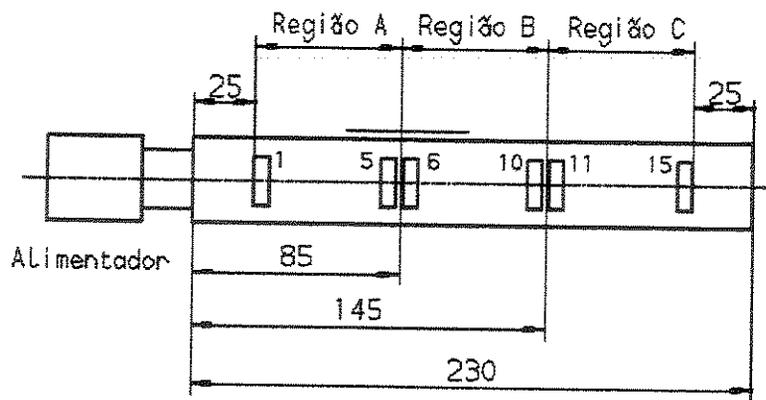


Figura 3.11. Experiência 1. Ensaio de compressão entre cunhas. Avaliação da influência da posição dos discos e da velocidade de aplicação da força no valor da  $\sigma_c$ . Barras FC150 AE, FC150 IAE e FC250 ICN.

Da quarta barra de cada amostra de material, destinada aos ensaios preliminares, eliminaram-se  $(25 \pm 2)$  mm em cada um dos seus extremos e o resto da barra (aproximadamente 180 mm de comprimento) utilizou-se para a extração de 15 discos (Figura 3.7c), igualmente espaçados e identificados (Figura 3.11). A separação dos corpos de prova foi feita com serra e avanço de corte e lubrificação para evitar o aquecimento do material. Os discos pertencentes às barras dos materiais FL150 AE, FL150 IAE e FL250 ICN (experiência 1) se destinaram a ensaios destinados a avaliar:

- A influência da posição do corpo de prova na barra e da velocidade de aplicação da força, sobre a resistência à compressão entre cunhas.
- O comportamento do material durante a compressão entre cunhas, mediante a análise da curva força-profundidade de indentação. A profundidade de indentação foi definida como a soma das indentações de ambas as cunhas. As curvas obtiveram-se ou sob aplicação monotónica, ou sob

seqüências de ciclos de carregamento-descarregamento total de forças crescentes.

- O aparecimento e progressão das fraturas, mediante análise metalográfica de corpos de prova testados de forma interrompida até diferentes níveis de forças aplicadas.

### **3.5.3.3 Velocidade de aplicação da força**

A influência da velocidade de aplicação da força sobre a resistência à compressão entre cunhas foi investigada em discos pertencentes à quarta barra de FL150 AE. Os corpos de prova dividiram-se em regiões, segundo sua posição na barra (Figura 3.11). Os discos de números 1 até 5 corresponderam à região “A” (mais próxima do alimentador) e os de números 6 até 10, à região “B” e os designados de 11 até 15 à região “C”.

Considerou-se a priori que, a pequena distância entre cada um dos cinco corpos de prova pertencentes a uma mesma região (aproximadamente 6 mm), minimizaria a diferença entre os seus comportamentos mecânicos e as suas resistências à compressão entre cunhas. Formaram-se três grupos constituídos de três corpos de prova, um de cada região da barra. Ao primeiro grupo pertenciam os corpos de prova de números 1, 6 e 11, ao segundo os de números 2, 7 e 12 e, ao terceiro grupo os discos identificados como 3, 8 e 13.

A constituição de cada grupo de corpos de prova, cujos discos provenientes de regiões diferentes mantinham entre si distância aproximadamente constante de 60 mm, deveria contribuir para uma melhor comparação dos resultados ao ensaiar cada grupo com diferente velocidade de deslocamento do pistão da máquina de ensaios. As velocidades utilizadas no deslocamento do pistão foram de 6,0 mm/min, 3,0 mm/min e 0,3 mm/min.

### **3.5.3.4 Distância ao alimentador**

A influência da distância entre o corpo de prova e o alimentador sobre a resistência à compressão entre cunhas, foi pesquisada com a quarta barra de FL250 ICN. Considerando os resultados obtidos no item 3.5.3.3, os 15 discos (Figura 3.11) ensaiaram-se com a velocidade de descida do travessão da máquina de ensaios de 1 mm/min.

### **3.5.3.5 Comportamento mecânico e formação de trincas**

Os 15 corpos de prova da quarta barra de FL150 IAE destinaram-se ao estudo das relações entre a forma da curva, a força aplicada e as análises metalográficas do material.

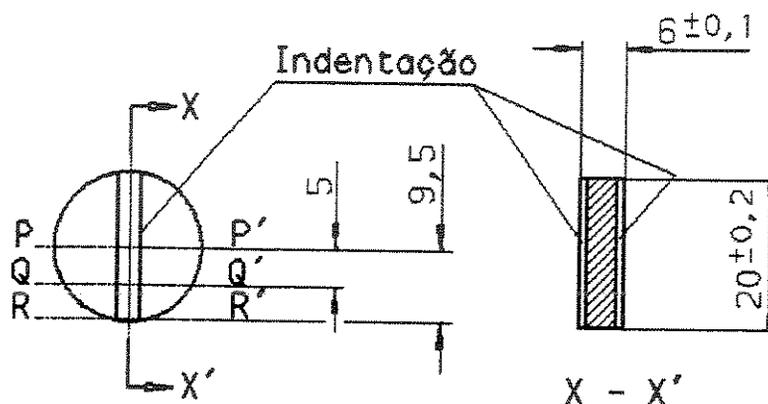


Figura 3.12. Experiência 1 e 2. Planos de análise metalográfica de corpos de prova de compressão entre cunhas, testados de forma interrompida ou até a ruptura.

Os corpos de prova submeteram-se a ensaios interrompidos de compressão entre cunhas. As forças empregadas incrementaram-se em valores aproximadamente constantes até alcançar o máximo valor da curva antes de se produzir a fratura. Foram pesquisadas a extensão lateral da região deformada (com relação ao plano dos gumes da cunhas) e a ocorrência de trincas. A verificação foi feita mediante observações metalográficas sobre o plano “P” (plano diametral do corpo de prova); e os planos “Q” e “R”, paralelos ao plano “P”, localizados a  $(5,0 \pm 0,1)$  mm e  $(9,5 \pm 0,1)$  mm de distância do plano “P” respectivamente, todos perpendiculares ao plano dos gumes das cunhas (Figura 3.12).

### 3.5.3.6 Definição das condições para ensaio de compressão entre cunhas

Como resultado dos testes preliminares, as seguintes condições foram definidas para a realização dos ensaios sistemáticos das amostras: a) temperatura do ensaio foi de  $(25 \pm 5)$  °C; b) velocidade de descida do travessão da máquina de ensaios de 1 mm/min; c) ângulo das cunhas:  $(90,0 \pm 0,5)$  graus; raio de gume das cunhas  $r_{gc} = 0,15$  mm; comprimento das cunhas:  $l_{gc} = (40 \pm 1)$  mm; d) dispositivo de ensaio, como o da Figura 3.10.

### **3.5.4 Compressão entre cunhas. Amostras das experiências 1, 2 e 3**

Realizados nas condições de ensaios descritas no item 3.5.3.6. A força monotônica foi aplicada até a fratura total. Os testes dos discos das experiências 1 e 2, se realizaram em máquina universal de ensaios MTS-810 de 100 kN de capacidade. As curvas de compressão entre cunhas foram registradas em papel, utilizando fundos de escala de forças de 50000 N e da profundidade de indentação de 10 cm. As escalas para as forças e profundidades de indentação foram de 2,5 %/cm e 0,5 %/cm respectivamente. Os ensaios da experiência 3, conduziram-se em uma máquina universal de ensaios Wolpert de 40 kN. de capacidade, equipada com um registrador gráfico. O fundo de escala da força utilizada foi de 25000 N, a amplificação do deslocamento de 100 vezes.

Nas experiências 1 e 2 ensaiaram-se os dois discos de cada barra (Figura 3.7a). A identificação do corpo de prova foi feita adicionando à identificação da barra, um ponto e um número 1 ou 2, segundo a posição do corpo de prova for mais próxima ou mais distante do alimentador. Exemplos: a) Experiência 1: FL150 IAN.1.1 designa o disco próximo do alimentador, da barra 1; b) Experiência 2: FC2BF.3.2. é o disco mais longe do alimentador, pertencente à barra 3 feita no material FC2 no estado bruto de fusão. Na experiência 3, onde foi testado um corpo de prova de cada peça, este manteve a mesma individualização do mancal.

### **3.5.5 Análises Metalográficas**

Análises metalográficas realizaram-se em corpos de prova de tração e de compressão entre cunhas dos materiais da experiência 1 testados nos itens 3.5.2 e 3.5.3.

#### **3.5.5.1 Ensaio de tração. Corpos ASTM A 48-92 testados até a proximidade da ruptura**

Ensaio de tração interrompidos para forças próximas à de fratura, praticaram-se em um corpo de prova de cada classe de resistência dos materiais processados nas condições AN (vide 3.5.2.c), um corpo de prova FL250 IAE e outro FL300 IAE (vide 3.5.2 d). A região cilíndrica de ensaio dos corpos de prova foi separada e retificada para obter duas superfícies paralelas localizadas a aproximadamente 5 mm do plano de simetria longitudinal do corpo de prova (Figura 3.13). Essas superfícies lixaram-se utilizando a seqüência com granas 150, 280, 500 e

600, poliram-se primeiro em feltro e pasta de óxido de cromo e finalmente em feltro e óxido de silício de 3  $\mu\text{m}$ . Foram atacadas com uma solução alcoólica de nital ao 5% por tempos entre 15 e até 20 segundos, introduzidas na câmara de um microscópio eletrônico de varredura Cambridge Stereoscan MK3-250, e observadas e fotografadas utilizando as imagens de elétrons secundários. As amostras inclinaram-se em aproximadamente 20 graus com respeito ao plano horizontal. As ampliações utilizadas foram de 50 e até 10.000 vezes.

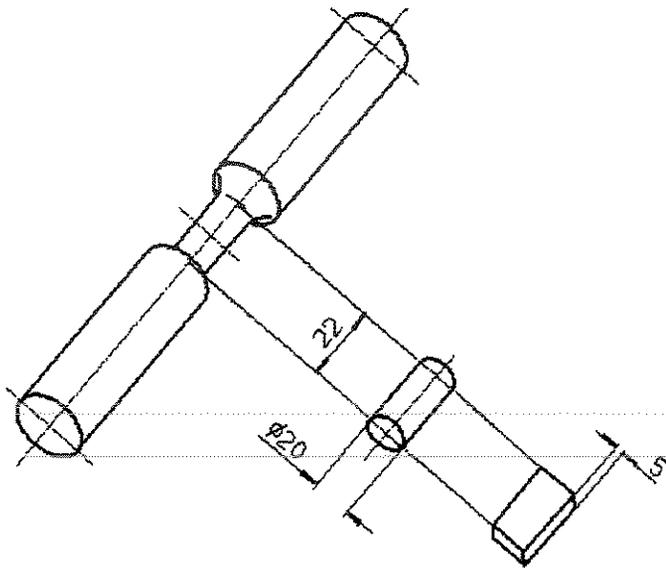


Figura 3.13: Experiência 1. Corpos de prova ASTM-48-B.

Método de extração e dimensões dos corpos de prova para análise metalográfica retirados dos corpos de prova de tração testados de forma interrompida (95% da tensão de tração).

### 3.5.5.2 Ensaio de tração. Corpos planos com preparação metalográfica prévia

De cada quarta barra dos materiais FL150 ICN e FL300 ICN, construíram-se 3 corpos de prova planos (Figura 3.14). As superfícies maiores foram preparadas utilizando o método de lixado especificado no item anterior. No polimento utilizou-se óxido de alumina de 0,25  $\mu\text{m}$ , para evitar a retirada das grafitas. O primeiro corpo de prova de cada material foi testado aplicando força crescente até a fratura, o segundo até 80% e o terceiro com 50% da sua respectiva força de ruptura, determinadas no primeiro ensaio. As superfícies polidas avaliaram-se mediante

microscopia eletrônica de varredura (MEV) antes e depois dos ensaios.

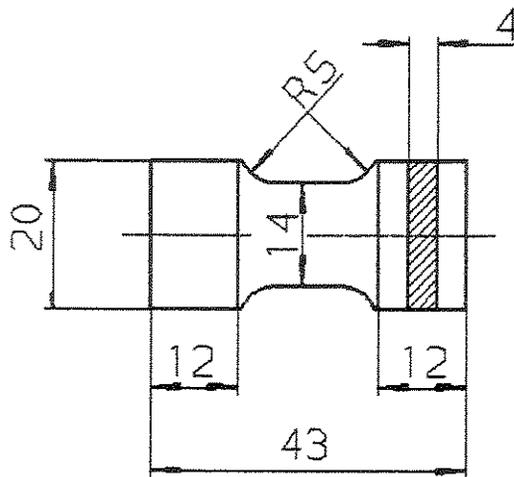


Figura 3.14: Experiência 1. Corpos de prova planos, não normalizados e com as superfícies maiores metalograficamente preparadas.

### 3.5.5.3 Compressão entre cunhas. Força aplicada e deformações no disco

Analísaram-se discos pertencentes às regiões B e C (Figura 3.11), da barra FL150 IAE, submetidos a ensaios de compressão entre cunhas, interrompidos para diferentes valores da força aplicada. A avaliação foi feita sobre os planos “P”, “Q” e “R” definidos na Figura 3.12, paralelos entre si e perpendiculares ao plano da indentação. Os corpos de prova lixaram-se conforme seqüência descrita no item 3.5.5.1 e foram polidos com feltro e pasta de diamante de tamanho médio 1  $\mu\text{m}$  e logo em feltro e suspensão aquosa de óxido de alumínio de 0,25  $\mu\text{m}$  de tamanho médio das partículas. As análises e micrografias das estruturas (submetidas ou não ao ataque químico de nital 5%) foram feitas com um microscópio metalográfico Union, tipo Versamet e mediante as imagens de elétrons secundários no microscópio eletrônico de varredura MK III 250.

### 3.5.5.4 Compressão entre cunhas. Amostras das experiências 1, 2 e 3

A baixa dispersão da resistência à compressão entre cunhas existente entre corpos de prova do mesmo material básico e procedimento de fabricação (experiência 1) e do mesmo material básico e tratamento térmico (experiência 2), incentivou para considerar representativo o disco cuja resistência à compressão entre cunhas foi mais próxima do valor médio da sua amostra. Esses corpos de prova foram analisados metalograficamente sobre uma das suas caras planas

maiores (experiências 1 e 2), em quatro lugares equidistantes do seu centro geométrico e das suas bordas, as suas macroestruturas e microestruturas representativas caracterizadas e fotografadas. Análises adicionais foram feitas quando os corpos de prova da mesma barra, mostraram variações significativas de resistência à compressão entre cunhas.

Na experiência 3, a dispersão da resistência à compressão entre cunhas dos espécimes pertencentes à mesma amostra, tornou necessária a análise metalográfica da totalidade dos corpos de prova ensaiados (utilizou-se a mesma das análises dos discos das experiências 1 e 2).

As macroestruturas foram fotografadas com aumentos de 50 vezes, considerada mais apropriada para a visualização da presença e distribuição das dendritas e grafitas. As microestruturas foram evidenciadas nos discos das experiências 1 e 2, imergindo os discos numa solução alcoólica de nital ao 5%, durante 4 até 6 s, e nos corpos de prova da experiência 3 mediante o friccionado da superfície preparada, com um algodão embebido com picral (4 g de ácido pícrico, em 100 ml de álcool etílico PA). Em ambos o caso utilizou-se aumento de 100 vezes, para melhor caracterização dos micro-constituintes e para a quantificação e classificação normalizada do tamanho e tipo das grafitas, conforme a norma brasileira [NBR-6593]. Alguns discos da experiência 2, nos quais constataram-se aspectos interessantes na decomposição da perlita e nos compostos de fósforo, foram fotografados com ampliações de até 800 vezes.

### **3.5.6 Fractografia**

Os estudos das fraturas limitaram-se a corpos de prova das experiências 1 e 2. Na experiência 1 analisaram-se as fraturas sob tração e compressão entre cunhas dos materiais derivados dos materiais básicos FL150 e FL300, considerando intuitivamente que entre eles seriam encontradas diferenças mais acentuadas. Análises foram feitas nas fraturas sob tração dos materiais FL250 ICE e FL250 ICN, os quais apesar de apenas diferenciar-se pelas suas temperaturas de vazamento, mostraram diferente resistência mecânica e de microestrutura. Na experiência 2 estudaram-se preferencialmente as fraturas dos materiais FC1 (0,025% em peso de fósforo) e FC4 (0,140% em peso de fósforo) nos seus diferentes estados de tratamento térmico.

As análises das fraturas realizaram-se num microscópio eletrônico de varredura Cambridge Stereoscan MKIII-250, utilizando a captação de elétrons secundários e tensões de aceleração na

faixa de 25 até 30 kV. Para melhorar o contraste, inclinou-se o plano principal de fratura entre 10 até 20 graus respeito da incidência do feixe de elétrons. As análises foram, em ocasiões, acompanhadas de avaliações metalográficas realizadas sobre o plano meridiano longitudinal desses corpos de prova e utilizando o mesmo microscópio eletrônico. Utilizou-se uma solução de nital 5% para evidenciar as particularidades da matriz. Análises de raios X de Energia Dispersiva foram praticados sobre alguns corpos de prova para identificar fases ou precipitados.

## Capítulo 4

### Experiência 1

#### **Ferros Fundidos Cinzentos Levemente Ligados (FL) no Estado Bruto de Fusão. Influência do Processamento na estrutura, microestrutura e comportamento mecânico**

##### **Resultados e Comentários:**

##### **4.1 Análises Químicas**

Os valores médios dos resultados das análises químicas feitas nos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300, processados nas condições AE e ICN, encontra-se na tabela 4.1. Foram omitidos os elementos molibdênio e estanho cujos teores foram menores do que 0,01% em peso.

A repetição das análises químicas completas dos materiais básicos processados com AE, objetivou dimensionar a variação do sistema de medição (método, operador, instrumento). As diferenças entre os teores de carbono e silício, resultaram até em 0,25% em peso (silício no material básico FL150 e carbono no material básico FL200), não consideradas relevantes porque corresponderam a menos de 10 % do teor médio de cada um desses elementos nas amostras analisadas. Para os outros elementos de liga as diferenças entre as análises foram pequenas. Apenas nos casos dos materiais FL200 e FL300 as diferenças entre os teores de cromo consideraram-se significativas. Elas poderiam ser o resultado da diluição incompleta dos carbonetos. Os valores médios dos teores de cada elemento resultantes nas análises completas dos materiais, consideraram-se representativos e utilizáveis para o cálculo dos respectivos carbonos equivalente (equação 2.8).

Tabela 4.1: Ferros fundidos levemente ligados. Composição química e carbono equivalente.

Material	Composição química (% em peso) e carbono equivalente (CE)								
	C	Si	P	S	Mn	Cr	Ni	Cu	CE
FL150 AE x <sup>^</sup>	3,60	2,29	0,07	0,010	0,81	0,22	0,12	0,23	4,32
FL150 ICN x <sup>^</sup>	3,50	2,42	0,07	0,004	0,75	0,23	0,13	0,21	4,25
FL200 AE x <sup>^</sup>	3,53	2,08	0,07	0,011	0,63	0,54	0,24	0,18	4,18
FL200 ICN	3,40	2,28	0,07	0,011	0,68	0,53	0,24	0,19	4,11
FL250 AE x <sup>^</sup>	3,70	2,08	0,07	0,010	0,76	0,76	0,34	0,25	4,41
FL250 ICN x <sup>^</sup>	3,70	2,23	0,07	0,006	0,85	1,00	0,36	0,20	4,37
FL300 AE x <sup>^</sup>	3,30	2,15	0,07	0,008	0,60	0,82	0,35	1,36	4,05
FL300 ICN	3,43	2,23	0,06	0,014	0,65	0,70	0,22	1,40	4,21

x<sup>^</sup>: valores médios das amostras, utilizados para o cálculo do carbono equivalente (equação 2.8)

Os materiais processados com ICN tiveram uma amostra completamente analisada e outra na qual apenas foram determinados os teores de carbono e silício (tabela 4.1a do Anexo II). Neste último caso, no cálculo do carbono equivalente (equação 2.8) utilizou os valores médios dos teores obtidos para o resto dos elementos de liga, na análise completa. Essa opção foi baseada nas pequenas variações constatadas entre os teores dos elementos de liga medidos nas análises completas de cada material processado AE e ICN.

As diferenças de composição química entre os banhos metálicos BFL1 (origem dos materiais básicos FL150 e FL250) e BFL2 (origem dos materiais básicos FL200 e FL300), resultaram em valores de carbono equivalente CE entre  $4,2 < CE < 4,4$  e  $4,0 < CE < 4,2$  respectivamente. A composição química dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300, foi coerente com a composição dos banhos metálicos que os originaram e com as adições de elementos de liga realizadas nas panelas. O material FL150 foi diferente do FL250 nos teores de Ni e Cr (adição de cavacos de aço AISI 304); os materiais FL200 e FL300 apresentaram em relação ao banho BFL2, maior presença de Ni e Cr (adição cavacos de aço AISI 304) e, no caso do FL300, maior teor de Cu (adição de cavacos de cobre).

Na tabela 4.2a do Anexo II, as primeiras quatro colunas relacionam o material e forma de processamento, e os teores de carbono, silício e fósforo, os quais foram utilizados na estimativa da temperatura Liquidus dos materiais, conforme a equação 2.10. Considerando os valores nominais de temperatura de vazamento, o superaquecimento no vazamento à “temperatura

elevada” dos materiais básicos FL150, FL200 e FL250 manteve-se em  $(315 \pm 25)$  °C, e em  $(270 \pm 10)$  °C para os do material básico FL300. Nos processamentos com vazamento à “temperatura normal”, para os quatro materiais básicos o superaquecimento foi de  $(210 \pm 20)$  °C. A determinação do superaquecimento foi prejudicada pela tolerância de 80 °C na medição da temperatura de vazamento na panela. A tolerância superpus parcialmente os valores associados às duas temperaturas de vazamento. Nessa situação pareceu razoável considerar o superaquecimento com precauções, nas comparações entre materiais vazados à temperatura “elevada” ou “normal”.

Os teores de enxofre (menores do que 0,01% em peso), devem ter limitado a formação de sulfeto de manganês e conseqüentemente a nucleação da grafita nos materiais não inoculados. Essa escassez de lugares de nucleação para a grafita contribuiu para facilitar a avaliação da ação da liga FeSi75 nos procedimentos nos quais foi usada como inoculante.

## **4.2 Ensaio de Tração**

### **4.2.1 Sem utilização de extensômetro**

Nas curvas obtidas mediante a força monotônica ou ciclos sucessivos (dois ou três) de carregamento e descarregamento total de forças crescentes, constatou-se que as formas não foram modificadas pelo método de aplicação da força. Esse fato permitiu utilizar todos os resultados de resistência à tração, para o cálculo do valor médio e desvio padrão da resistência à tração das amostras. No caso dos materiais FL250 IAE e FL300 IAE, para os que o ensaio do terceiro corpo de prova foi interrompido para força próxima à força de ruptura, assumiu-se essa força como a força de ruptura. O erro introduzido considerou-se irrelevante, para o cálculo do valor médio e desvio padrão da resistência à tração dessas amostras.

O diâmetro da área transversal de ensaio, a força de ruptura (ou de interrupção de ensaio), o valor calculado da resistência à tração de cada corpo de prova, assim como o valor médio e o desvio padrão da resistência à tração de cada uma das amostras dos materiais ensaiados, encontram-se organizados segundo o tipo de processamento nas tabelas 4.3, do Anexo II. As tabelas 4.3a, 4.3b, 4.3c, 4.3d e 4.3e do Anexo II, se referem respectivamente aos corpos de prova e amostras processados com ICE, ICN, AE, AN e IAE. Os desvios padrão da resistência à tração

alcançaram valores entre 0,1% e 3,5% do valor da resistência média à tração de cada amostra. Apenas no caso do FL250 AE o valor foi de 7,5 %. Por essa razão, a resistência média à tração pode ser considerada representativa das amostras.

#### 4.2.2 Com utilização de extensômetro

Nos ensaios de tração dos materiais FL150 IAN, FL200 IAN, FL250 IAN e FL300 IAN, utilizou-se um extensômetro MTS 632.23F-20 de precisão 0,5%, para a avaliação do alongamento da região de ensaio localizada entre suas pinças. Na tabela 4.3f, além dos dados e resultados comuns às outras tabelas 4.3 do Anexo II, introduziram-se os alongamentos de ruptura para cada corpo de prova e os valores médios e respectivos desvios padrão das amostras dos quatro materiais processados com processo IAN.

Na Figura 4.1, as curvas de força-alongamento correspondem aos ensaios dos corpos de prova feitos em FL150 IAN, FL250 IAN, FL200 IAN e FL300 IAN. As curvas são não lineares praticamente a partir de valores nulos da força aplicada e as inclinações das suas tangentes são positivas e diminuem na medida que aumenta a força aplicada. A taxa de diminuição da inclinação da tangente à curva e o alongamento de ruptura tendem a aumentar com a diminuição da resistência à tração dos materiais. As curvas dos materiais FL250 IAN e FL200 IAN, de aproximadamente igual resistência à tração ( $\sigma_t$ ), mostram diferenças nos seus alongamentos de ruptura ( $\Delta l_r$ ) indicando que o entendimento da relação entre essas características necessita das análises da macroestrutura e microestrutura. A tenacidade à fratura (proporcional à área sob a curva força-alongamento), aumenta na seqüência FL150 IAN, FL250 IAN (banho metálico BFL1), FL200 IAN e FL300 IAN (banho BFL2), parecendo estar relacionada com a composição química hipoeutética.

As curvas de tração obtidas mediante a aplicação de ciclos sucessivos de carregamento-descarregamento e sem utilizar extensômetro, forneceram uma orientação para a escolha das forças características aos ciclos a serem utilizados no ensaio dos materiais básicos processados com processo IAN. As forças selecionadas tiveram magnitudes equivalentes a 20 %, 40 %, 60 %, 80 % e, quando possível 90 % do valor da força de ruptura de cada material.

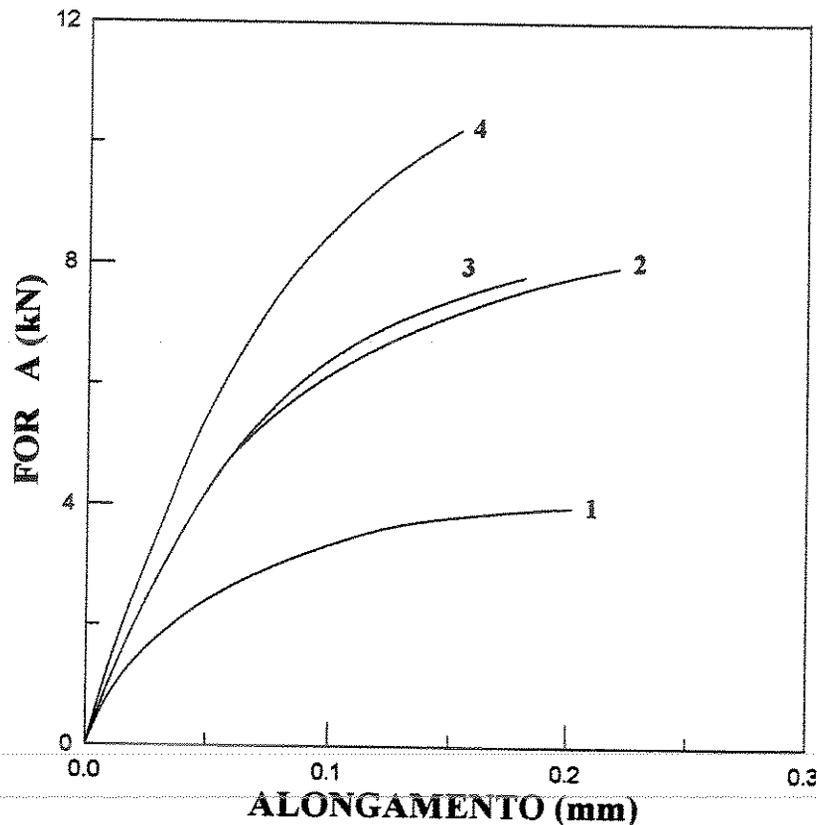


Figura 4.1: Curvas de tração sob força monotônica obtidas utilizando extensômetro. Materiais IAN: FL150 (curva 1); FL200 (curva 2); FL250 (curva 3); FL 300 (curva 4).

As curvas de tração obtidas mediante a aplicação de ciclos sucessivos de carregamento-descarregamento e sem utilizar extensômetro, forneceram uma orientação para a escolha das forças características aos ciclos a serem utilizados no ensaio dos materiais básicos processados com processo IAN. As forças selecionadas tiveram magnitudes equivalentes a 20 %, 40 %, 60 %, 80 % e, quando possível 90 % do valor da força de ruptura de cada material.

A Figura 4.2, representa uma curva força-alongamento que ajuda a visualizar as grandezas utilizadas. Nas tabelas 4.4 do Anexo II, apresentam-se para um corpo de prova de cada material básico processado com IAN, as forças características aos ciclos de carregamento-descarregamento, seus correspondentes alongamentos totais e suas componentes (permanente e

recuperável) e a força de ruptura ( $F_r$ ).

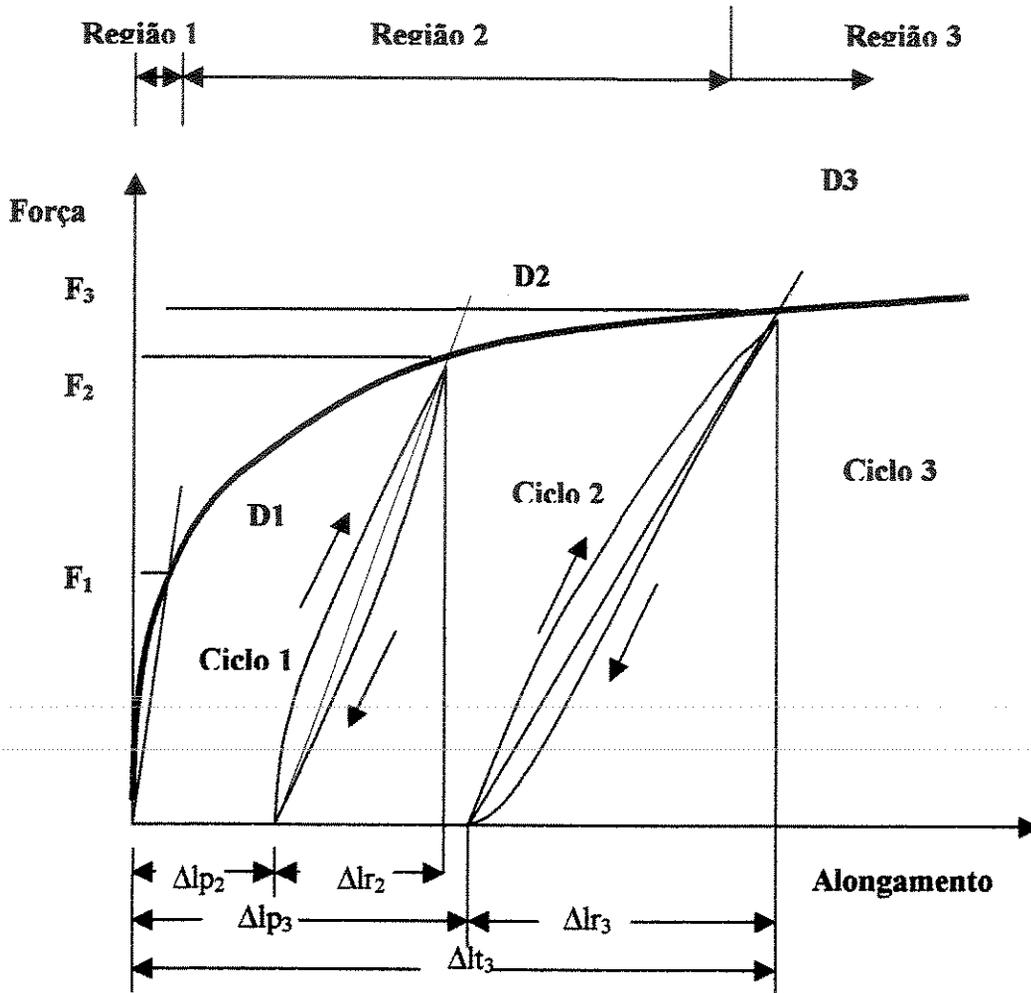


Figura 4.2: Definições na curva força–alongamento

Região 1: Comportamento elástico não linear. Tangente positiva quase constante.

Região 2: Comportamento elasto-plástico e tangente positiva decrescente.

Região 3: Comportamento elasto-plástico e tangente positiva quase constante, diminuindo ao aumentar a força aplicada até o ponto de fratura.

$i = 1, 2, 3$ : Ciclos de carga e descarga total da força

$F_1, F_2, F_3, F_r$ : Forças características aos ciclos 1, 2, 3, e de ruptura respectivamente

$D_1, D_2, D_3$ : diagonais aos loops de histerese ao descarregar–descarregar as forças dos ciclos.

$\Delta l_{t1}, \Delta l_{t2}, \Delta l_{t3}$ : Alongamentos totais correspondentes aos ciclos 1, 2, 3.

$\Delta l_{r1}, \Delta l_{r2}, \Delta l_{r3}$ : Alongamentos recuperáveis correspondentes aos ciclos 1, 2, 3..

$\Delta l_{p1}, \Delta l_{p2}, \Delta l_{p3}$ : Alongamentos permanentes correspondentes aos ciclos 1, 2, 3..

$\Delta l_{ti} = \Delta l_{ri} + \Delta l_{pi}$ ;  $\Delta l_{ti}, \Delta l_{ri} \in \Delta l_{pi}$ : alongamento total, recuperável e permanente do ciclo “i”.

Nas tabelas 4.4 do Anexo II, também constam os resultados dos cálculos das deformações convencionais (total, permanente e recuperável) e respectivas tensões de tração, expressadas em valores absolutos e como porcentagem da resistência à tração do material. Os alongamentos da tabela, são os definidos sobre o eixo das abscissas (Figura 4.2). O alongamento total ( $\Delta l_{ti}$ ) causado pela força “ $F_i$ ” característica ao ciclo “ $i$ ” ( $i = 1, 2, 3$ ) de carregamento-descarregamento, foi medido desde a origem do sistema até a sua interseção com a linha de projeção desde a curva força–alongamento para o valor da força “ $F_i$ ”.

O alongamento permanente do ciclo ( $\Delta l_{pi}$ ) é definido pela distancia entre a origem de coordenadas e o ponto de interseção da curva de retorno quando do descarregamento total da força “ $F_i$ ” do ciclo “ $i$ ”. O alongamento recuperável correspondente ( $\Delta l_{ri}$ ) é igual à diferença entre o alongamento total ( $\Delta l_{ti}$ ) e o permanente ( $\Delta l_{pi}$ ) (Figura 4.2). As deformações médias convencionais, total, permanente e recuperável de cada ciclo definiram-se respectivamente como  $\varepsilon_{ti} = (\Delta l_{ti})/l_0$ ;  $\varepsilon_{pi} = (\Delta l_{pi})/l_0$  e  $\varepsilon_{ri} = (\Delta l_{ri})/l_0$ , onde  $l_0 = 20$  mm, é o comprimento inicial da região do corpo de prova localizada entre os grampos do extensómetro.

---

### **4.2.3 Efeito da aplicação de forças de tração próximas à de ruptura.**

#### **4.2.3.1 Corpos de prova ASTM-48-B**

Corpos de prova submetidos a ensaios de tração interrompidos para forças próximas a 95 % da força de ruptura do material, foram destinados à investigação de fraturas internas. As análises metalográficas das superfícies preparadas como no item 3.5.5.1 (Figura 3.13), confirmaram a fratura de grafitas (não emergentes à superfície original do corpo de prova) e a formação de vazios entre elas e a matriz, mas não detectaram rupturas na matriz que contornava as grafitas. As constatações necessitaram de ampliações de mais de 1000 vezes, para resolver se as aparentes trincas eram mudanças na direção do crescimento das grafitas (Figura 4.3a), ou das colônias perlíticas localizadas a ambos os lados da região suspeita (Figura 4.3b).

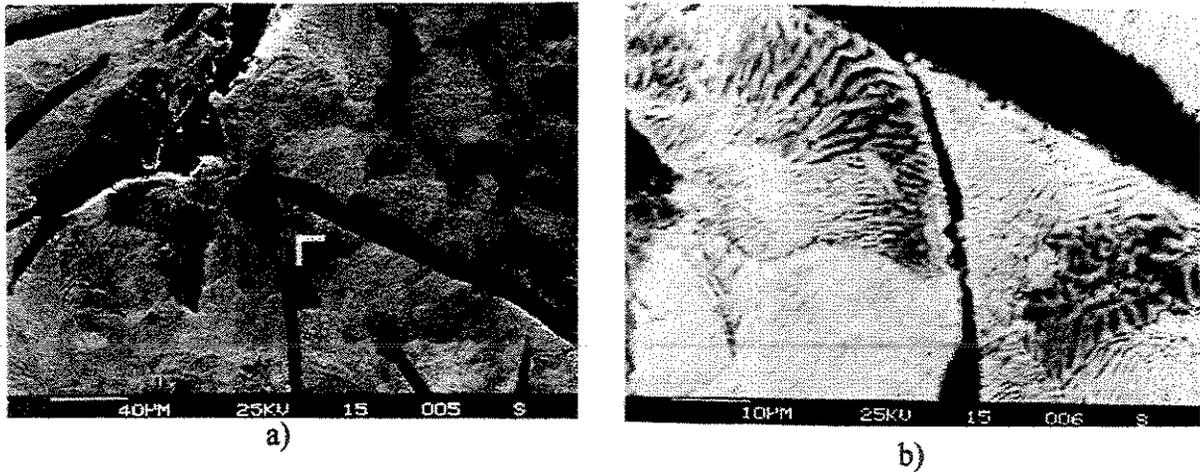


Figura 4.3. Ensaio de tração até 95 % da força de ruptura. Material FL150 ICE. Metalografia feita sobre um plano da amostra preparada segundo Figura 3.13.

- a) Suspeita de trinca (seta). Micro ataque Nital 5%, 15 –20 s.
- b) Diferentes direções de crescimento das colônias perlíticas e a continuação da grafita num plano diferente, eliminaram a possibilidade da trinca na região a.

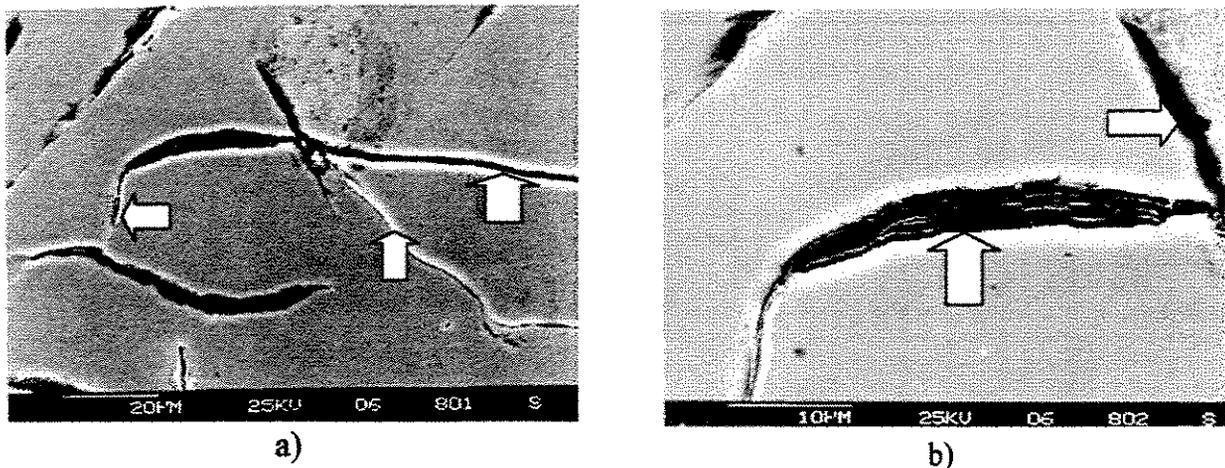


Figura 4.4. Ensaio de tração. Metalografia sobre o corpo de prova plano. Material FL300 ICN.

- a) Trincas na matriz partindo da borda da grafita emergente.
- b) Trincas das grafitas emergentes

#### 4.2.3.2 Corpos de prova planos, com preparação metalográfica prévia das superfícies

Corpos de prova planos (Figura 3.14), com suas superfícies preparadas metalograficamente

(item 3.5.5.2), feitos em FL150 ICN e FL300 ICN (três de cada), foram ensaiados à tração sob aplicação de uma força monotônica. O primeiro corpo de prova de cada material foi testado até a ruptura, o segundo até 80 % e o terceiro até 50 % da respectiva força de ruptura. A força de magnitude equivalente a 50 % da força de ruptura, produziu fraturas superficiais visíveis na matriz (Figura 4.4a) e nas grafitas (Figura 4.4b) de ambos os materiais. As trincas na matriz se desenvolveram a partir das bordas das grafitas emergentes e tornaram-se maiores e mais frequentes ao aumentar a força aplicada. No material FL300 ICN, as trincas ocorreram preferencialmente em regiões com carbonetos, uma das quais é visualizada como uma mancha branca sobre a grafita central da Figura 4.4a.

### **4.3 Ensaios de Compressão entre Cunhas**

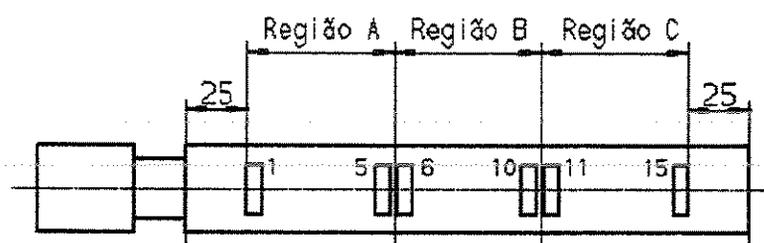
#### **4.3.1 Influência da velocidade de aplicação da força e posição do corpo de prova na barra**

Dos corpos de prova da quarta barra de FL150 AE, identificados conforme a Figura 3.11, escolheram-se os de números 2, 3 e 5, da região "A", 7, 8 e 10 da região "B" e 12, 13 e 15 da região "C". Eles distribuíram-se em três grupos, o primeiro formado pelos discos de números 2, 7 e 12; o segundo pelos de número 3, 8 e 13 e o terceiro pelos corpos de prova de número 5, 10 e 15. Os discos do testaram-se à compressão entre cunhas aplicando força monotônica até a fratura. A velocidade de aplicação da força foi de  $0,3 \times 10^{-3}$  m/s para os discos do primeiro grupo; de  $3,0 \times 10^{-3}$  m/s para os do segundo grupo e de  $6,0 \times 10^{-3}$  m/s para o terceiro.

Na Tabela 4.5 do Anexo II, se relacionam os corpos de prova, suas localizações na barra, a velocidade de aplicação da força e respectivas resistências à compressão entre cunhas. Quando utilizadas as velocidades de aplicação da força de  $0,3 \times 10^{-3}$  m/s e  $3,0 \times 10^{-3}$  m/s, as resistências à compressão entre cunhas, mostraram uma tendência de crescimento na medida que a posição do corpo de prova se afastou do alimentador da barra. Nos discos testados com velocidade de  $6,0 \times 10^{-3}$  m/s, os resultados de resistência à compressão entre cunhas não apresentaram essa tendência. O comportamento é atribuível a efeitos dinâmicos causados pelo aumento na taxa de deformação do material que favorecem a fratura frágil. Estes resultados determinaram a escolha da velocidade de  $1,0 \times 10^{-3}$  m/s para a realização dos ensaios de compressão entre cunhas.

### 4.3.2 Influência da posição do corpo de prova ao longo da barra

Dos discos numerados de 1 até 15 (Figura 3.11), extraídos da barra de FL250 ICN, nove foram ensaiados até a fratura sob compressão entre cunhas. A velocidade de aplicação da força foi de  $1,0 \times 10^{-3}$  m/s. A resistência à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) de cada um deles e às suas posições ao longo da barra se relaciona na Figura 4.5. O valor médio e o desvio padrão da resistência à compressão entre cunhas, calculados considerando dos discos ensaiados foram de  $\sigma_c^{\wedge} = 239$  MPa e  $s_{\sigma_c} = 15$  MPa. Na região “A”, mais próxima do alimentador (Figura 4.6), a resistência à compressão entre cunhas aumentou de  $\sigma_c = 210$  MPa (disco número 1) a  $\sigma_c = 233$  MPa (disco número 5), sem alcançar o valor da resistência média à compressão entre cunhas. A baixa resistência mecânica dos corpos de prova justifica a exigência da norma TGL 14401/4 [TGL, 1988], quanto a retirar o disco de ensaio de uma distância de  $(60 \pm 3)$  mm do alimentador, distância que corresponde aproximadamente ao disco de número 4, da Figura 3.11.



posição	1	2	3	5	7	10	12	13	15
$\sigma_c$ MPa	210,4	220,8	231,3	233,2	234,3	245,0	246,2	246,0	245,8

Figura 4.5. Compressão entre cunhas. Posição e resistência à compressão. Barra FL250 ICN. Resistência média à compressão.  $\sigma_c^{\wedge} = 239$  MPa.  $s_{\sigma_c} = \pm 15$  MPa.

Nos corpos de prova das regiões “B” e “C” (Figura 3.11), a resistência à compressão entre cunhas permaneceu na faixa de  $\pm 1$  desvio padrão e aumentou gradativamente com a distância entre o corpo de prova e o alimentador, sendo o valor do disco número 15 de  $\sigma_c = 246$  MPa. Considerando os resultados obtidos, a exigência sobre a distância ao alimentador do corpo de prova da norma TGL 14401/4, deveria aumentar para uns 90 mm (na região “B”), onde o valor da resistência à compressão dos corpos de prova é mais estável e representativo.

### 4.3.3 Curvas de compressão entre cunhas

Os ensaios de compressão entre cunhas dos discos dos materiais FL150 IAE e FL250 AE, realizados aplicando força monotônica, produziram curvas de compressão entre cunhas como a apresentada esquematicamente na Figura 4.6, nas que se identificaram as seguintes regiões:

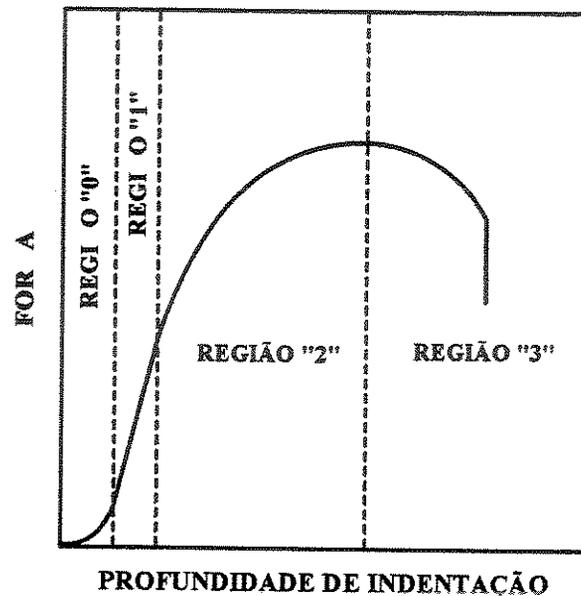
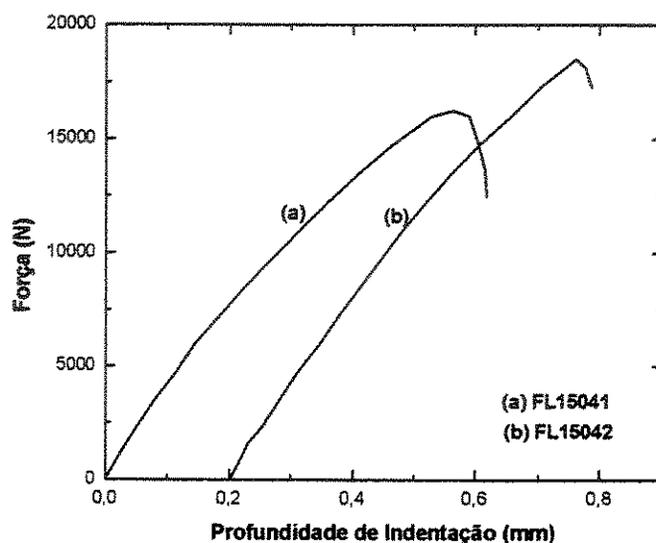


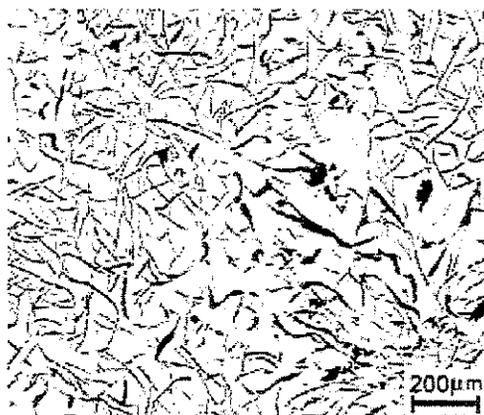
Figura 4.6: Definições na curva de compressão entre cunhas. Força monotônica.

- a) **Região de ajuste.** Não mostrada na Figura 4.6. Resultante da somatória de ajustes mecânicos entre a máquina de ensaios, o dispositivo de teste e o corpo de prova.
- b) **Região "0".** De concavidade positiva. Sua extensão, medida pela sua projeção sobre o eixo das abscissas, alcançou profundidades de indentação de aproximadamente 0,1 mm, para forças aplicadas entre 1500 e 2500 N, dependendo da resistência à penetração do material pelas cunhas.
- c) **Região "1".** A relação entre a força aplicada e a profundidade de indentação é praticamente linear. Sua inclinação é positiva e o aumento da classe de resistência e o refino da macroestrutura e microestrutura do material, torna a região mais íngreme. O aumento da resistência mecânica do material aumentou a inclinação da região "1" (Figura 4.7a). Esse aumento da inclinação e sua relação com o refino da estrutura e microestrutura do material, podem ser constatados na comparação entre as curvas e as micrografias dos discos retirados das posições "1" e "2" dos

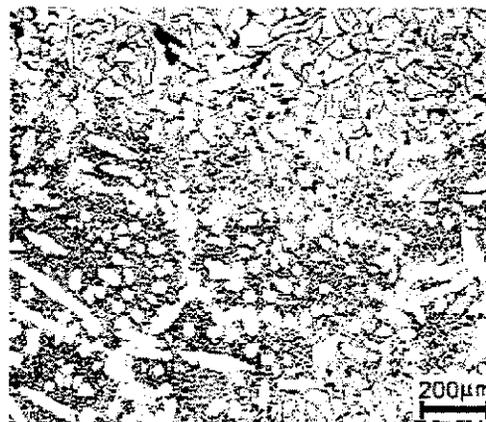
materiais FL150 IAE. O disco de localização “2”, mais afastados do alimentador (Figura 3.7), alcançou maior resistência à compressão entre cunhas e teve sua estrutura mais refinada (Figura 4.7). Independentemente da resistência à compressão entre cunhas, a profundidade de indentação da região atingiu aproximadamente  $(0,15 \pm 0,01)$  mm, nos materiais FL150 IAE e FL250 AE.



a)



b)



c)

Figura 4.7: Curva de compressão entre cunhas. Estruturas. Material FL150 IAE.

A região “0” foi eliminada mediante extrapolação da região “1” até força nula.

a) Curvas do disco mais próximo (a) e mais distante (b) ao alimentador da barra.

b) Disco da curva (a): Grafitas principalmente I-B, diâmetros entre 0,3 - 0,8 mm.  $\sigma_c = 133$  MPa.

c) Disco da curva (b): Grafitas do tipo I-E. Matriz perlítica.  $\sigma_c = 151$  MPa.

d) **Região “2”**. Nela, a relação entre a força aplicada e a profundidade de indentação não é linear. A curva possui uma concavidade negativa. A inclinação da sua tangente é positiva e diminui gradativamente ao aumentar a força aplicada. A taxa de diminuição da inclinação da tangente à curva na região, diminui ao aumentar a resistência mecânica do material (Figuras 4.7), chegando nos materiais FL150 IAE (Figura 4.7) e FL250 AE a um valor nulo no ponto de máxima força aplicada. Nesse ponto se constata a formação de trincas na superfície lateral do corpo de prova, próximo do ápice das indentações. Os extremos da região “2” estão determinados pelos pontos da curva no qual a tangente à curva se desvia da inclinação quase constate da região “1” e pelo ponto de máxima força aplicada.

e) **Região “3”**. Inicia-se no ponto de máxima força aplicada e caracterizasse pela relação não linear entre a força e o incremento da profundidade de indentação a partir do ponto de máxima da curva. A inclinação da tangente à curva é negativa e progressivamente crescente em valor absoluto a medida que se incrementa a profundidade de indentação (Figura 4.7a). No material FL150 IAE, a região iniciou no ponto de máxima força aplicada (inclinação nula da tangente à curva), e continuou de forma aproximadamente parabólica e decrescente até a fratura total do corpo de prova. A região 3 descreve o comportamento do material durante a progressão estável das trincas iniciadas no ponto de máxima força aplicada, as que se desenvolvem sobre o plano do gume das cunhas e até a fratura abrupta final.

No corpo de prova mais afastado do alimentador do material FL150 IAE, assim como nos discos do material FL250 AE, a fratura abrupta final se produziu logo depois de ter-se alcançado o ponto de máxima força aplicada (Figura 4.7a), dificultando a quantificação na região 3. A progressão estável da trinca é maior para o corpo de prova extraído da posição 1 da barra do material FL150 IAE (Figura 4.7a, curva (a)).

#### **4.3.4 Deformação plástica e progressão das fraturas**

Corpos de prova do material FL150 IAE ensaiaram-se aplicando forças monotônicas que foram interrompidas nas regiões “1”, “2” ou “3” da curva de compressão entre cunhas (Figura 4.6). Análises metalográficas desses discos, realizadas sobre seus planos “P”, “Q” e “R” (Figura 3.12), mostraram:

a) Indentação superior e região adjacente. b) Região equidistante às indentações. c) indentação inferior e região adjacente. As regiões mostram grafitas fraturadas e formação de vazios.

a) Nos discos ensaiados na região “1”, deformação plástica do material circunscrita aos contornos das indentações (superior e inferior). No material localizado entre os gumes das cunhas e fora da região que contorna a indentação, não se constatou a existência de grafitas fraturadas, nem a formação de vazios entre a matriz e as grafitas (inexistência de deformações permanentes).

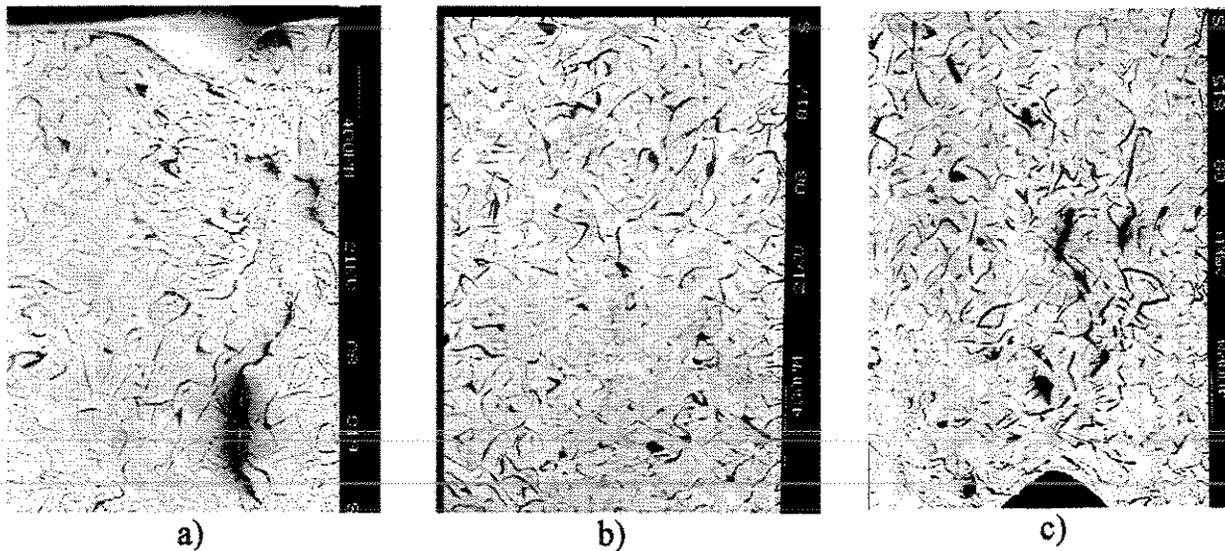


Figura 4.8. Compressão entre cunhas interrompida após atingir a máxima força. Avaliação sobre o plano “R”, (figura 3.12). Material FL150 IAE.

b) Nos discos testados até 50 % da região “2”, aumento da profundidade da indentação e o tamanho da região deformada por cisalhamento circundante. Sobre os planos metalográficos “P” e “Q”, não se detectaram deformações permanentes no material localizado entre as indentações. No plano “R”, a deformação plástica da matriz através da espessura do corpo de prova, foi visualizada pela formação de frestas nas interfaces grafitas/matriz e fraturas das grafitas.

c) Nos discos ensaiados até o ponto de máxima força aplicada, o plano principal das fraturas estáveis coincidiu com o plano dos gumes das cunhas. As profundidades das indentações individuais alcançaram 0,30 mm (indentação total de 0,60 mm). Observações sobre o plano “P” (Figura 3.12), não mostraram deformação plástica da matriz localizada entre as regiões cisalhadas que contornavam as indentações. No plano “Q”, essa região mostrou-se deformada plasticamente

e se estendeu até aproximadamente 0,4 mm em direção lateral ao plano dos gumes das cunhas. A severidade da deformação plástica, avaliada pelo número de grafitas fraturadas e o tamanho dos vazios criados nas interfaces grafitas/matriz, decresceram na medida do aumento da distância ao plano dos gumes. Sobre o plano “R”, o material entre as indentações resultou severamente deformado, com grafitas fraturadas e separadas da matriz (Figura 4.8a,b,c). As deformações diminuíram até desaparecerem a uma distância de aproximadamente 1,5 mm a cada lado do plano do gume das cunhas. A fratura das grafitas e as frestas entre elas e a matriz foram visualizáveis ao absorverem a solução de Nital ou Picral e produzirem manchas na superfície de análise (Figura 4.8). Na superfície cilíndrica lateral dos discos e em torno dos ápices das indentações, ocorreu a formação de “lábios” projetados para fora do corpo de prova, sobre os que eram perceptíveis trincas.

O volume e a severidade da deformação do corpo de prova durante o ensaio de compressão entre cunhas é maior no material localizado entre as cunhas e próximo das bordas. A força máxima aplicada produz trincas sobre os lábios formados em torno das indentações e sobre as superfícies laterais do corpo de prova. Ao aumentar a profundidade da indentação as trincas progridem na direção do centro geométrico do corpo de prova, ao longo da indentação, seguindo a direção das grafitas e sobre o plano do gume das cunhas, até produzir a fratura final.

#### **4.3.5 Indentação**

Os materiais ensaiados mostraram grande capacidade de deformar plasticamente nas regiões adjacentes à indentação. Na Figura 4.9 apresenta-se a análise metalográfica sobre o plano “R” (Figura 3.12), da indentação num disco de material FL250 ICN, ensaiado com uma força próxima da máxima ( $F_c$ ). O efeito da indentação da cunha sobre a estrutura dendrítica e a microestrutura formada de perlita e carbonetos interdendríticos (regiões cinzas mais escuras) é mostrada na Figura 4.9a. A Figura 4.9b, ampliação da região imediatamente abaixo do ápice da indentação da Figura 4.9a, mostra sistemas ondulados de deslizamento, paralelos entre si e de extensão limitada à largura dos eixos dendríticos. Esses sistemas empilham-se contra os carbonetos (alta resistência mecânica e baixa capacidade de deformação plástica) que os intersectam, contribuindo para a elevação das tensões locais até alcançar a tensão crítica para a fratura da matriz ou dos precipitados.

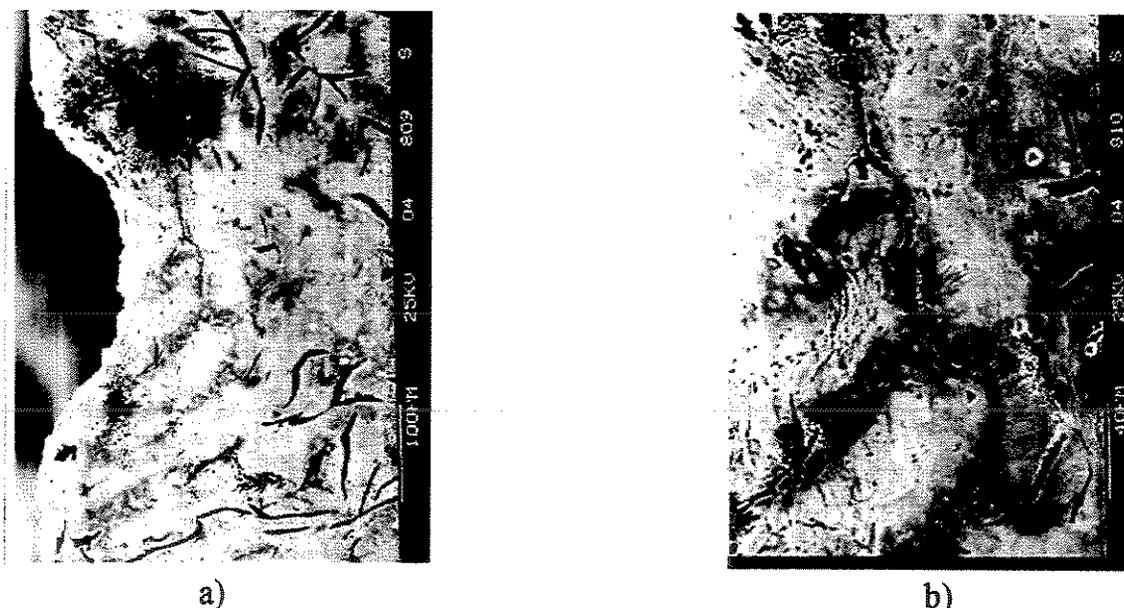


Figura 4.9: Deformação e fraturas próximas à indentação. Plano “R” (Figura 3.12). Disco ensaiado até a região “2” da curva de compressão entre cunhas. Material FL250 ICN.

- a) Indentação. Dendritas e grafitas finas. Matriz perlítica e carbonetos (cinza escuro) interdendriticos. Grafitas esmagadas;
- b) Sistemas de deformação limitados aos eixos dendríticos (pela presença de grafitas e carbonetos). Localização sob o ápice da indentação.

#### 4.3.6 Básicos FL150, FL200, FL250 e FL300. Ensaios nas seis condições de processamento

Nas tabelas 4.7a até 4.7f do Anexo II, encontram-se os dados e resultados dos ensaios de compressão entre cunhas, realizados com os materiais derivados dos quatro materiais básicos (FL150, FL200, FL250 e FL300). Cada tabela corresponde a uma das formas de processamento e os dados e resultados estão organizados considerando a classe do material. Na primeira coluna identifica-se a sigla do material, a forma de processamento, o número da barra e a posição da barra de onde foi extraído o disco (a posição “1” ou “2”). Nas tabelas de 4.7a até 4.7e, nas colunas de segunda até sexta, se relaciona para cada corpo de prova, a espessura, o diâmetro, o cálculo da área resistente nominal, a força máxima aplicada e a resistência à compressão entre cunhas (cociente entre a força máxima aplicada e a superfície resistente inicial do corpo de prova). Nas colunas sétima e oitava se apresentam os resultados dos cálculos da resistência média à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ) e dos seus desvios padrão ( $s_{\sigma c}$ ) para cada amostra formada pelos

corpos de prova feitos no mesmo material básico e processamento. Nas colunas sétima e oitava, os primeiros resultados consideram o ensaio de todos os discos de cada amostra. Os resultados acompanhados de (\*), dos discos retirados das posições “1” e os com (\*\*), dos discos retirados da “2” das barras.

Para os materiais processados IAN, foi eliminada a coluna de área resistente nominal na tabela 47f (Anexo II), mas foram introduzidos os resultados de profundidade de indentação ( $h_c$ ) de cada corpo de prova, para o valor da máxima força aplicada ( $F_c$ ) (oitava coluna), o valor médio da profundidade de indentação para cada amostra de corpos de prova feitos com igual material e processamento ( $h_c^{\wedge}$ ) (novena coluna) e o correspondente desvio padrão da profundidade de indentação ( $s_{hc}$ ) (décima coluna). Na novena e décima colunas, os primeiros resultados de cada amostra consideraram todos os discos ensaiados, os acompanhados de (\*) obtiveram-se com os discos retirados das posições “1” e os com (\*\*), com os discos retirados das posições “2” das barras. Os desvios padrão da profundidade de indentação ( $s_{hc}$ ) alcançaram até valores equivalentes a 5 % das suas correspondentes profundidades médias de indentação ( $h_c^{\wedge}$ ). A profundidade média de indentação pode por tanto ser considerada representativa da amostra e da população que ela representaria.

Os desvios padrão da resistência à compressão entre cunhas ( $s_{\sigma_c}$ ), das amostras das tabelas 4.7 (Anexo II), ocasionalmente alcançam até 5 % e em geral são menores do que 3 % da sua respectiva resistência média a compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ), podendo esta última ser considerada representativa da sua amostra. Nos processamentos nos quais foi utilizada a inoculação, as diferenças entre as resistências médias à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ), das amostras do mesmo material básico e processamento, mas de diferente localização dos corpos de prova nas barras, foram menor do que 2 %, indicando não existir uma tendência definida, no sentido das amostras constituídas pelos discos extraídos da posição “2” das barras apresentarem maiores valores. Diferentemente, nos processamentos sem inoculação (AE e AN), os discos extraídos da posição mais afastada tiveram sistematicamente maior resistência à compressão entre cunhas do que os retirados da posição mais próxima do alimentador da barra.

As curvas de compressão entre cunhas, obtidas nos ensaios dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300 nas suas diferentes formas de processamento, tiveram características semelhantes às das experiências exploratórias (item 3.5.3.2). Para evitar análises repetitivas, apresentam-se apenas as curvas dos corpos de prova dos materiais básicos processados com IAN, de uso industrial mais freqüente. Na Figura 4.10 apresentam-se as curvas correspondentes aos materiais FL150 IAN e FL200 IAN, e na Figura 4.11 as dos materiais FL250 IAN e FL300 IAN. Em ambas as figuras eliminaram-se as regiões “0”, prolongando a região “1” (quase linear) até o valor nulo da força.

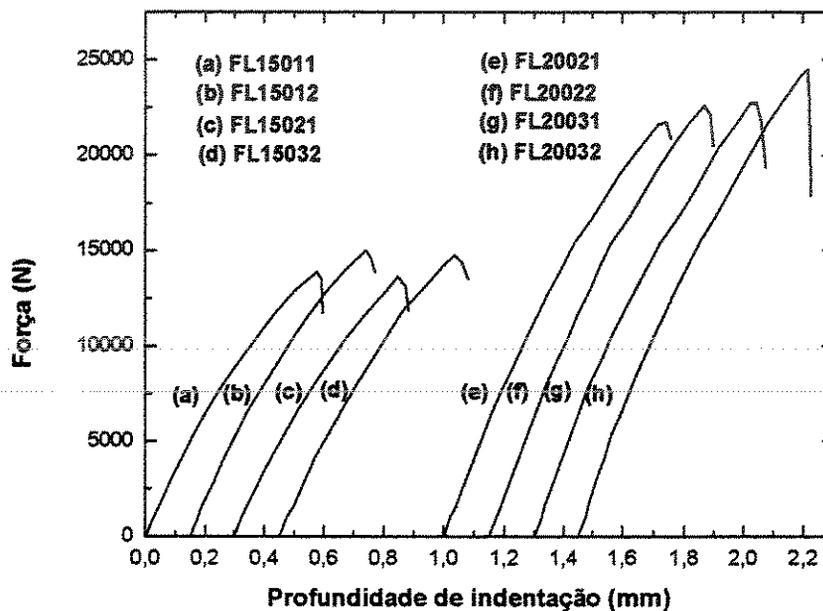


Figura. 4.10. Curvas de compressão entre cunhas. Materiais FL150 IAN e FL200 IAN.

A região “0” foi eliminada mediante extrapolação da região “1” até força nula.

Nas curvas de compressão entre cunhas, o parâmetro que mais claramente caracterizou as diferenças entre os materiais foi a força máxima aplicada ( $F_c$ ). Na Figura 4.10, as curvas do material FL150 IAN, quase paralelas entre si, atingiram valores de força máxima entre 1380 N e 1500 N. (tabela 4.7f. Anexo II). A região “1”, se estendeu até a profundidade de indentação de aproximadamente 0,15 mm. Após o ponto de máxima força, a região “3”, se desenvolveu num incremento de profundidade de indentação de aproximadamente  $\Delta h_c = 0,1$  mm e, sua pendente negativa cresceu gradualmente em valor absoluto até a fratura final (Figura 4.10). A fratura final

ocorreu após a queda de até aproximadamente 20 % da força máxima aplicada. As curvas dos discos extraídos da posição “2” (Figura 3.7a), alcançaram forças de ruptura superiores.

Nas curvas de compressão entre cunhas do material FL200 IAN, as regiões “1” e “2” foram mais compridas e a inclinação das suas respectivas tangentes, mais íngremes do que as correspondentes as curvas do material FL150 IAN (Figura 4.10). Quanto maior a máxima força aplicada, mais íngreme foi a inclinação da tangente à curva (Figura 4.10, curva FL 200 IAN3.2) e menor a extensão da região 3, medida como sua projeção sobre o eixo das abscissas. A região “1”, aumentou o seu comprimento, mas à sua projeção sobre o eixo das abscissas, atingiu também a profundidade de indentação de aproximadamente 0,15 mm. A resistência à compressão entre cunhas dos discos de FL200 IAN variou entre 187 MPa e 208 MPa. As diferenças podem ser relacionadas nas curvas, principalmente às leves mudanças na taxa de variação da inclinação da tangente existentes na região “2”. A região “3” das três primeiras curvas não foi mensurável por causa dos pequenos incrementos da profundidade de indentação. Nesses casos a fratura final ocorreu após uma queda aproximadamente de 10% do valor da máxima força aplicada.

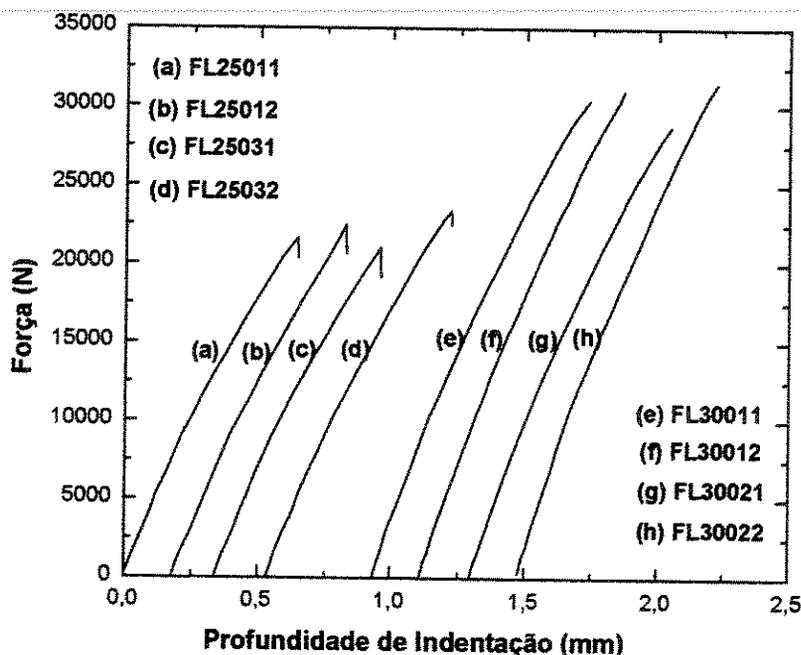


Figura. 4.11. Curvas de compressão entre cunhas. Materiais FL250 IAN e FL300 IAN.

A região “0” foi eliminada das curvas mediante extrapolação da região “1” até força nula.

O material FL250 IAN, atingiu resistência à tração e à compressão entre cunhas menores que o FL200 IAN. Nas curvas de compressão entre cunhas, a região “1” alcançou a profundidade de indentação de aproximadamente 0,15 mm e a região “2” se interrompeu abruptamente ao alcançarem a força máxima, com uma inclinação da tangente à curva positiva, isto é sem alcançar o valor nulo característico às curvas dos materiais FL150 IAN e FL 200 IAN (Figura 4.10). A força para a qual se produziu a fratura total foi de aproximadamente um 95% da força máxima aplicada. Na Figura 4.11, as curvas correspondentes aos discos do material FL250 IAN são praticamente paralelas entre si e, excetuando a curva (c), apresentam pequenas diferenças entre suas resistências à compressão entre cunhas (entre 186 MPa e 176 MPa).

Nos corpos de prova do FL300 IAN, as curvas e as resistências à compressão entre cunhas foram semelhantes (Figura 4.11). As regiões “1” e “2”, tornaram-se mais íngremes do que as suas congêneres nas curvas dos outros três materiais processados IAN e apresentaram uma relação quase linear entre a força aplicada e a profundidade de indentação, tornando difícil determinar a fronteira entre elas. Foi definido que o fim da região “1”, onde o comportamento foi mais próximo ao linear, ocorreu para profundidades de indentação de aproximadamente 0,15 mm. Na região “2” a variação da inclinação da tangente à curva é levemente maior. Nela foram atingidas a máxima força aplicada (ainda com tangente à curva de inclinação positiva) e a fratura abrupta do corpo de prova. A região “3” é inexistente.

Na Figura 4.12 superpõem-se curvas características de compressão entre cunhas dos quatro materiais básicos produzidos na forma IAN. A utilização de escalas iguais para as forças e profundidades de indentação, permite a direta comparação entre elas. A região quase linear, foi prolongada até o valor de força aplicada nula, eliminando a região “0”. A Figura 4.12 permite visualizar as diferenças entre o comportamento à compressão ente cunhas de materiais de diferente resistência mecânica. A diminuição da inclinação da região “1” e da força máxima para o comportamento quase linear, o aumento da curvatura da região “2” e o aumento do incremento da profundidade de indentação correspondente à região “3”, estão relacionados principalmente com a diminuição da força máxima aplicada. A área abaixo da curva de compressão entre cunhas pode ser utilizada para avaliar a energia necessária para produzir a indentação e a deformação progressiva do material localizado entre as cunhas, assim como para avaliar a energia total de

fratura do material.

O comportamento mecânico sob tração e sob compressão entre cunhas dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300 processado com IAN pode ser comparado através das Figuras 4.1 e 4.12. Em ambos os casos, permanecem a ordem das forças máximas, e das energias de ruptura expressadas como áreas abaixo da curva.

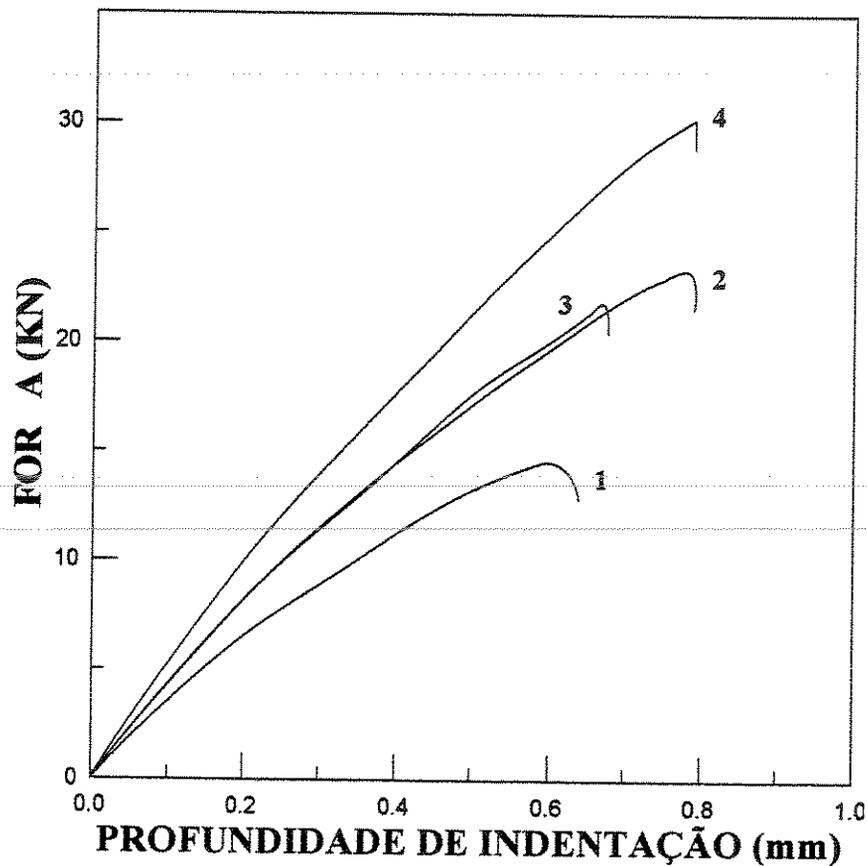


Figura 4.12. Ensaio de compressão entre cunhas sob aplicação de força monotônica. Materiais: FL150 IAN (curva 1), FL200 IAN (curva 2), FL250 IAN (curva 3) e FL300 IAN (curva 4).

#### 4.4 Metalografia

As macroestruturas e microestruturas e a resistência à tração representativas de cada amostra de material básico nas suas diversas formas de processamento encontram-se na tabela

Tabela 4.2: Experiência 1. Resumo. Processo, Resistência mecânica, estrutura, microestrutura.

Material/ Processo	Resist. à tração MPa	Macroestrutura		Microestrutura (Carbonetos)
		Den- dritas	Grafitas I (tipo, %, tamanho)	
FL150 IAE	180,8	DD	A,20,7/8; B,60,04/1,2; E,5; D,15	Perlítica, sem carbonetos
AN	175,3	DD	A,30,3/4; B,50,0,2/0,6; E,10; D,10	Perlítica, sem carbonetos
ICE	146,8	D	B,70,0,5/0,8; B,30,0,2/0,4	Perlítica, ferrita nucleada, sem carbonetos
ICN	146,0	D	A,70,3/4; B,20,0,2/0,4; E,10	Perlítica, sem carbonetos
IAN	144,9	D	A,20,2/3; B,50,0,4/0,5; B,30,0,1/0,3	Perlítica, ferrita nucleada, sem carbonetos
AE	140,1	DD	A,50,3/4; B,30,0,4; B,20,0,2	Perlítica, ferrita nucleada, sem carbonetos
FL200 IAN	280,5	DD	A,60,3/4; B,30,0,3/0,5; E,10	Perlítica, carbonetos intercelulares e interdendríticos, pequenos e escassos,
AE	277,6	DDD	E,60; D,40	Perlítica, carbonetos pequenos interdendríticos
IAE	274,0	DD	A,30,4; B,50,0,4; E,20	Perlítica, carbonetos finos, escassos, intercelulares
AN	272,2	DDD	E,70; D,30	Perlítica, carbonetos ledeburíticos, agulhados, interdendríticos
ICE	256,5	DD	A,50,3/4; B,30,0,2/0,4; E,20	Perlítica, carbonetos finos, escassos, distribuídos
ICN	255,5	D	A,50,3/4; B,40,0,3/0,6; E,10	Perlítica, carbonetos finos e freqüentes
FL250 AE	298,6	DDD	B,20,0,2/0,4; D,30; E,50	Perlítica, carbonetos ledeburíticos, interdendríticos, agulhados
IAN	278,7	DD	A,30,4/5; B,60,0,3/0,5; E,10	Perlítica, carbonetos tamanhos médios, agulhados, ledeburíticos redes intercelulares e interdendríticas
ICN	268,2	DD	A,50,3/4; B,35,0,2; E,15	Perlítica, carbonetos de tamanho médio, ledeburíticos, interdendríticos e intercelulares
AN	261,2	DDD	A,20,5/6; B,30,0,2/0,5; D,30; E,20	Perlítica, carbonetos tamanho médio interdendríticos e intercelulares, coquilhamento
IAE	236,8	D	A,70,2/3; B,30,0,2/0,4	Perlítica, carbonetos pequenos, escassos
ICE	226,1	D	A,70,3/4; B,30,0,2/0,5	Perlítica, carbonetos pequenos, escassos
FL300 IAN	376,1	D	A,80,3/4/5; B,20,0,2/0,3; E,10	Tamanho médio, ledeburíticos e fim de solidificação em redes
AN	364,5	DDD	A,30,4/5; B,20,0,3/0,4; E,50	Perlítica, carbonetos ledeburíticos, interdendríticos,
AE	333,2	DDD	A,20,4/5; B,20,0,2/0,5; E,60	Finos freqüentes, rede fraca intercelular, interdendríticos
IAE	324,0	D	A,75,5/4/3; B,25,0,2/0,5	Finos freqüentes, bem distribuídos
ICE	300,7	D	A,60,3/4; B,40,0,3/0,4	Finos, escassos intercelulares
ICN	299,6	DD	A,40,4/5; B,30,0,3/0,4; E,30	Pequenos, interdendríticos, escassos

4.2. Essas informações assim resumidas facilitaram a associação entre processo, material, macroestrutura, microestrutura e resistência mecânica..

Nas Figuras 4.13 até 4.16 apresentam-se as diferenças de macroestrutura e microestrutura mais marcantes conseguidos com a mudança de processo dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300. As metalografias correspondem aos discos extraídos das posições “1” das barras, cujos valores de resistência à compressão entre cunhas foram os mais próximos da resistência média à compressão entre cunhas das amostras correspondentes. A ampliação utilizada nas microestruturas foi de 100 vezes.

Na tabela 4.2, os materiais foram ordenados na ordem decrescente da resistência média à tração das amostras. Para cada um deles apresentam-se as principais características de macroestrutura (presença dendrítica e tipo, tamanho e quantidade das grafitas) e de microestrutura (micro-constituintes da matriz). A estrutura dendrítica se define de forma qualitativa, como D, DD e DDD, sendo DDD a de maior intensidade. As grafitas especificam-se mediante a letra “T” que identifica a grafita lamelar [NBR1981] e as letras A, B, D ou E para definir seus tipos, uma cifra após uma vírgula que determina a porcentagem do tipo de grafita em relação à quantidade da grafita total. No caso das grafitas tipo I-A, a cifra após a segunda vírgula (ou cifras separadas por uma barra), foram utilizadas para especificar o seu tamanho e a variação de tamanhos. Para as grafitas do tipo I-B o primeiro número indica a porcentagem da grafita I-B em relação à quantidade da grafita total e, os números seguintes à vírgula, representam o diâmetro ou variação dos seus diâmetros expressados em  $\mu\text{m}$ .

O material básico FL150 processado com IAE e AN, atingiu respectivamente resistência média à tração ( $\sigma_t^{\wedge}$ ) de 180 MPa e 175 MPa. Em ambos os casos com matriz 100 % perlítica e estruturas dendríticas em aproximadamente 25 % da área analisada metalograficamente (Figuras 4.13a e 4.13b). Os tamanhos e quantidades das grafitas, dos tipos I-A, I-B e I-E estão indicadas na tabela 4.2.

Com os procedimentos ICE, ICN, AE e IAN, o material básico FL150, alcançou resistências médias à tração da ordem de  $\sigma_t^{\wedge} = 140$  MPa. Nesses casos, as características metalográficas mais comuns foram (Figura 4.13c): a) estruturas dendríticas escassas (D); b)

grafitas dos tipos I-A, e I-B (com exceção do material FL150 ICE onde a grafita foi basicamente I-B) e, c) microestruturas perlíticas com nucleação ocasional de ferrita junto às grafitas (com a exceção da resultante do processamento ICN, a qual foi totalmente perlítica). A diferença estrutural principal entre os quatro últimos procedimentos, reduziu-se às porcentagens e tamanhos das grafitas (tabela 4.2).

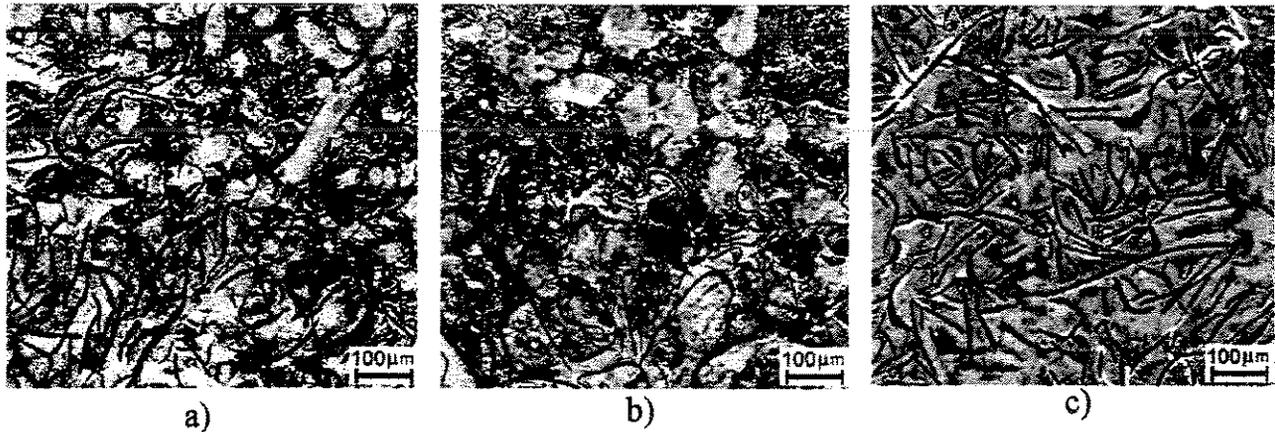


Figura 4.13. Microestrutura e resistência à tração ( $\sigma_t^{\wedge}$ ) e à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ), representativas das amostras FL150 IAE, FL150 AN e FL150 IAN.

a) FL150 IAE ( $\sigma_t^{\wedge} = 181$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 131$  MPa); b) FL150 AN ( $\sigma_t^{\wedge} = 175$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 131$  MPa); c) FL150 IAN ( $\sigma_t^{\wedge} = 145$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 115$  MPa).

O material FL200 IAN, atingiu uma resistência média à tração de  $\sigma_t^{\wedge} = 280$  MPa, com estruturas dendríticas moderadas (DD) em aproximadamente um 15% da área analisada. As grafitas aproximadamente 60% do tipo I-A, tamanhos  $\frac{3}{4}$ ; 30% do tipo I-B de diâmetros de 0,3 até 0,5 mm e o resto do tipo I-D (Figura 4.14a). A matriz 100% perlítica continha carbonetos interdendríticos e intercelulares escassos (entre 10  $\mu$ m e 15  $\mu$ m). Os materiais FL 200 AE ( $\sigma_t^{\wedge} = 278$  MPa) e FL200 AN ( $\sigma_t^{\wedge} = 272$  MPa) apresentaram estruturas dendríticas em um 60% das áreas analisadas (DDD), grafitas aproximadamente 60 % do tipo I-E e o resto do tipo I-D, matriz perlítica fina com carbonetos interdendríticos de comprimento de 10  $\mu$ m até 100  $\mu$ m no FL200 AE e também formações ledeburíticas no material FL200 AN (Figuras 4.14b). No material FL200 IAE de resistência média à tração  $\sigma_t^{\wedge} = 275$  MPa, as estruturas dendríticas foram moderadas (DD); as grafitas finas I-A, I-B e I-E em quantidades aproximadas de 30 %, 50 % e 20 % respectivamente. A matriz foi perlítica, com carbonetos escassos e intercelulares (até 30  $\mu$ m de comprimento).

Nos materiais FL200 ICE e FL200 ICN, a resistência média à tração foi da ordem de 255 MPa, as estruturas dendríticas foram de moderadas (FL200 ICE) a escassas (FL200 ICN). No procedimento ICE as grafitas distribuíram-se em aproximadamente 50% do tipo I-A, tamanhos  $\frac{3}{4}$ , 30 % do tipo I-B diâmetros de 200  $\mu\text{m}$  até 400  $\mu\text{m}$ , e o resto I-E. No processamento ICN, 50 % da grafita foi do tipo I-A de tamanhos  $\frac{3}{4}$ , 40 % do tipo I-B de diâmetros de 300  $\mu\text{m}$  até 600  $\mu\text{m}$ . Em ambos os casos a matriz perlítica continha carbonetos intercelulares pequenos, um pouco mais frequentes no procedimento ICN (Figura 4.14c).

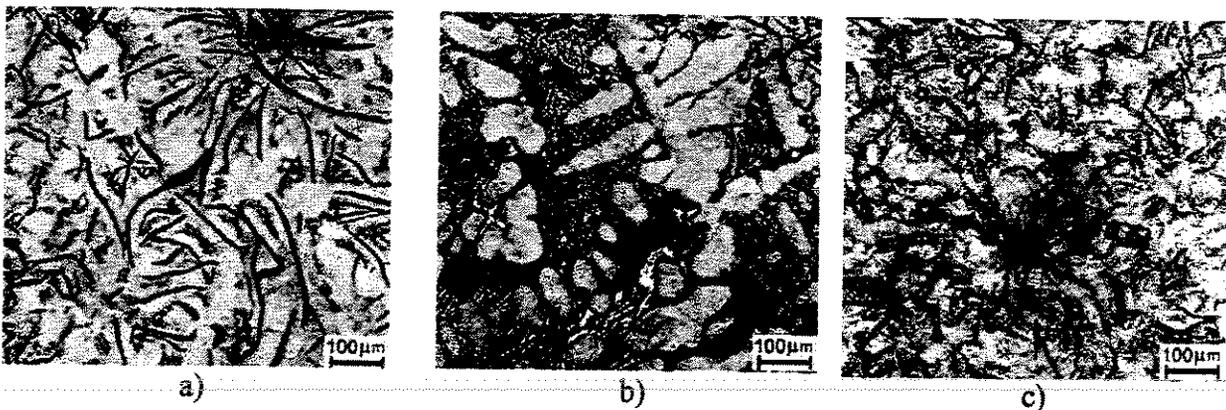


Figura 4.14. Microestrutura e resistência à tração ( $\sigma_t^{\wedge}$ ) e à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ), representativas das amostras FL200 IAN, FL200 AN e FL200 ICN.

a) FL200 IAN ( $\sigma_t^{\wedge} = 281 \text{ MPa}$ ;  $\sigma_c^{\wedge} = 196 \text{ MPa}$ ); b) FL200 AN ( $\sigma_t^{\wedge} = 272 \text{ MPa}$ ;  $\sigma_c^{\wedge} = 190 \text{ MPa}$ ); c) FL200ICN. ( $\sigma_t^{\wedge} = 256 \text{ MPa}$ ;  $\sigma_c^{\wedge} = 183 \text{ MPa}$ )

O material básico FL250 (cromo: 0,76%, níquel: 0,34 %, em peso) alcançou uma resistência média à tração próxima de 290 MPa com os processamentos AE e IAN. O material FL250 AE mostrou estruturas fortemente dendríticas (DDD), grafitas aproximadamente 50 % do tipo I-E, 30% do tipo I-D e 20 % do tipo I-B de diâmetros entre 200  $\mu\text{m}$  e 400  $\mu\text{m}$ . A matriz perlítica foi fina e com carbonetos ledeburíticos agulhados de até 400  $\mu\text{m}$  de comprimentos, localizados em espaços interdendríticos (Figura 4.15a). No material FL250 IAN de estruturas dendríticas moderadas (DD), aproximadamente 30 % das grafitas foram do tipo I-A, tamanhos  $\frac{4}{5}$ , 10 % do tipo I-E e 70 % do tipo I-B, diâmetros de 300  $\mu\text{m}$  até 500  $\mu\text{m}$ . A matriz perlítica fina, continha, carbonetos de até 30  $\mu\text{m}$ , formando redes intercelulares (Figura 4.15b).

Resistências médias à tração de  $\sigma_t^{\wedge} = 268$  MPa até  $\sigma_t^{\wedge} = 260$  MPa, caracterizaram aos materiais FL250 ICN e FL250 AN. As estruturas correspondentes encontram-se descritas na tabela 4.2. O FL 250 ICN teve matriz perlítica com carbonetos de tamanhos de até 100  $\mu\text{m}$ , de localização interdendrítica e intercelular, formando redes fracas (Figura 4.15c). Com o procedimento AN a matriz foi perlítica com carbonetos ledeburíticos agulhados em posições interdendríticas.

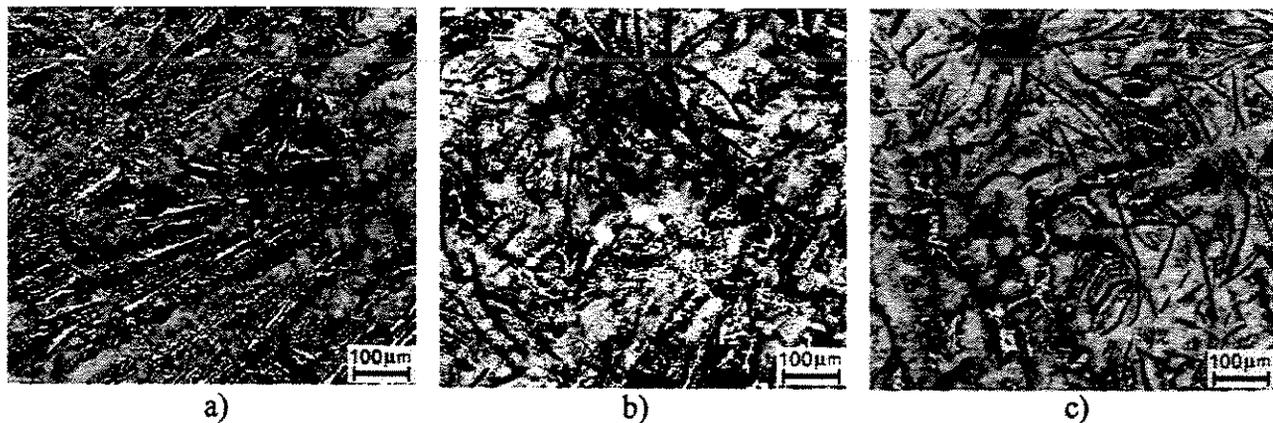


Figura 4.15. Microestrutura e resistência à tração ( $\sigma_t^{\wedge}$ ) e à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ), representativas das amostras FL250 AE, FL250 IAN e FL250 ICN.

a) FL250 AE ( $\sigma_t^{\wedge} = 280$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 189$  Mpa); b) FL250 IAN ( $\sigma_t^{\wedge} = 279$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 180$  MPa)  
c) FL25 ICN. ( $\sigma_t^{\wedge} = 268$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 177$  MPa)

Resistências médias à tração inferiores ao mínimo de  $\sigma_t^{\wedge} = 250$  MPa, resultaram do processamento do material básico FL250 processado com ICE e IAE. Esses materiais apresentaram-se levemente dendríticos (D), com grafitas em aproximadamente um 70% do tipo I-A e a restante do tipo I-B (tabela 4.2). Em ambos os casos a matriz foi perlítica, com carbonetos pequenos, mais escassos e distribuídos de forma intercelular no FL200 ICE.

Na Figura 4.16 apresentam-se as microestruturas dos materiais derivados do básico FL 300 que apresentaram maior e menor resistência média à tração. As características estruturais estão na tabela 4.2. Os procedimentos em molde de areia, com temperatura de vazamento normal, com (IAN) e sem inoculação (AN), resultaram para o material básico FL300 em resistências médias à tração de  $\sigma_t^{\wedge} = 376$  MPa e  $\sigma_t^{\wedge} = 365$  MPa, respectivamente (Figuras 5.16a, b).

Os materiais FL300 AE e FL300 IAE tiveram resistência média à tração de aproximadamente  $\sigma_t^{\wedge} = 330$  MPa. Quando processado em molde de casca (ICE e ICN), o material básico FL300 alcançou a resistência mecânica mínima admissível de 300 MPa, com diferentes macroestruturas. No material FL300 ICE a estrutura dendrítica menos evidente (D) do que no FL300 ICN. Em ambos os casos a matriz perlítica continha carbonetos escassos, intercelulares (ICE) e interdendríticos (ICN) (Figura 4.16c).

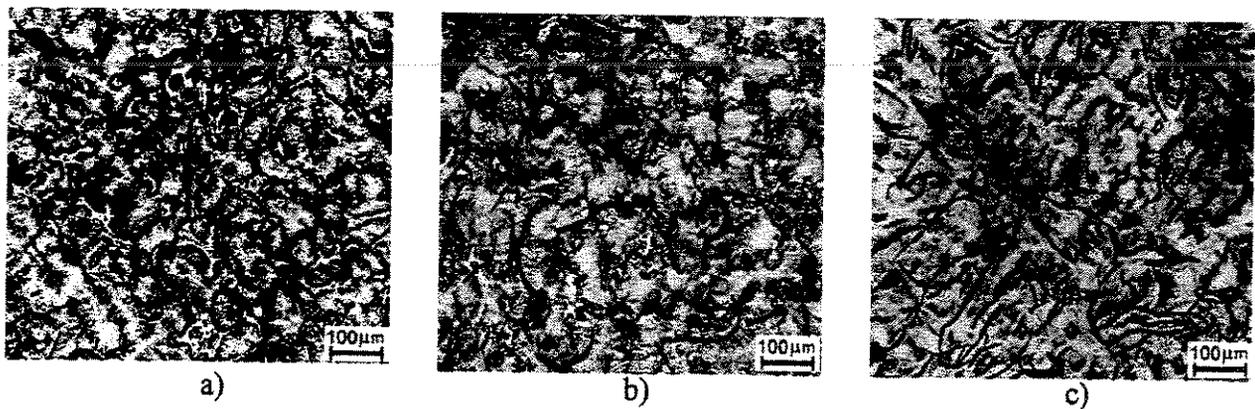


Figura 4.16. Microestrutura e resistência à tração ( $\sigma_t^{\wedge}$ ) e à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ), representativas das amostras FL300 AN, FL300 IAN e FL300 ICN.

a) FL300 AN ( $\sigma_t^{\wedge} = 365$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 238$  MPa); b) FL300 IAN ( $\sigma_t^{\wedge} = 376$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 250$  MPa)  
c) FL300 ICN. ( $\sigma_t^{\wedge} = 300$  MPa;  $\sigma_c^{\wedge} = 196$  MPa)

## 4.5 Fractografia

A morfologia da fratura pesquisou-se inicialmente em corpos de prova rompidos sob tração e sob compressão entre cunhas feitos nos materiais básicos FL150 ICE, FL150 ICN, FL300 ICE e FL300 ICN. Posteriormente e por causa das diferenças de comportamento mecânico detectado entre os materiais FL250 ICE e FL250 ICN suas fraturas também foram analisadas.

### 4.5.1 Ensaio de Tração

Assim como as fraturas do material FL150 ICE, as do material FL300 ICE (Figura 4.17) confirmou as características estruturais encontradas na sua metalografia. Aproximadamente um

25 % de área fraturada correspondeu a matriz dendrítica. As grafitas foram do tipo I-B de diâmetros entre 300  $\mu\text{m}$  e 400  $\mu\text{m}$ . Na Figura 4.17, as fraturas das células eutéticas mostram grafitas dispostas radialmente, entre as quais a fratura da matriz é quase imperceptível, mas apresenta-se na forma de raios finos de tonalidade clara, que alcançam a periferia das células eutéticas, onde é mais visível.

Nas fraturas foram freqüentemente encontradas, no mesmo material e coexistindo a curta distância, diferentes formas de ruptura da matriz. Esses tipos de fratura foram:

#### 4.5.1.1 Fraturas frágeis

As fraturas frágeis, comuns às regiões dendríticas, mostram superfícies clivadas de progressão transgranular. Iniciaram em lugares onde existiam fatores concentradores de tensões, tais como grafitas dos tipos interdendríticos (I-E e I-D), inclusões ou carbonetos. A Figura 4.17a mostra o detalhe da fratura da dendrita, a qual parece ter iniciado sobre as interfaces precipitados/matriz e grafita/matriz. O desenvolvimento da fratura forma "rios", cuja direção tende a ser divergente é influenciada pelas orientações da microestrutura dos grãos através dos quais progride. Os vazios estreitos formados em torno das grafitas emergentes indicam que, nessa região, a fratura aconteceu após escassa deformação volumétrica da matriz.

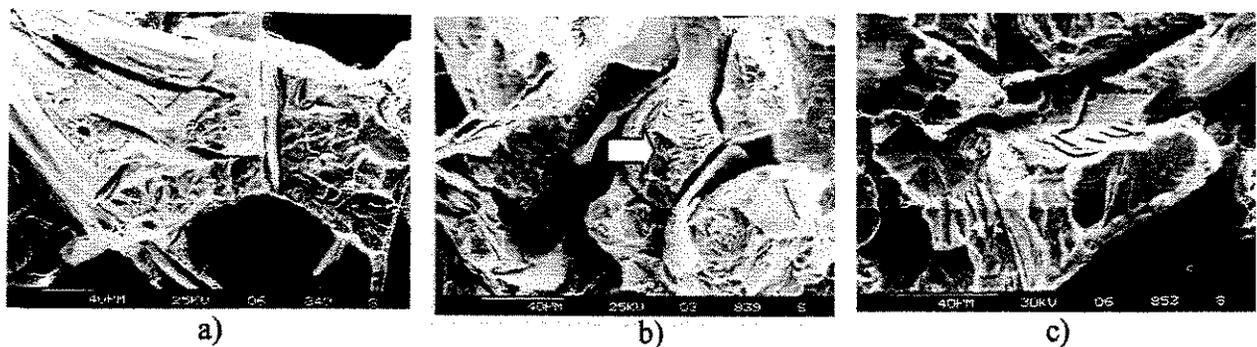


Figura 4.17: Fraturas frágeis sob tração. Dendritas clivadas. Materiais: FL150 ICE e FL300 ICE.  
a) Dendrita clivada. Material FL150 ICE. Pontos de início nas interfaces matriz/grafita.  
b) Fratura dendrítica mista (dúctil e clivada). Material FL150 ICE .Ruptura após apreciável deformação volumétrica da matriz (separação entre as grafita e a matriz circundante).  
c) Clivagem em diferentes direções a partir de bordas de grafitas, seguindo a direção das colônias perlíticas. Material FL 300 ICE.

A Figura 4.17b, mostra a ruptura de uma dendrita no material FL150 ICE. As grafitas soltas nos seus alojamentos indicam apreciável deformação volumétrica da matriz antes da sua ruptura, sem evitar que sua fratura fosse predominantemente frágil, ainda que apresente regiões de comportamento dúctil, evidenciado pelas micro-crateras de curta deformação de ruptura (seta).

#### 4.5.1.2 Fraturas dúcteis

Na Figura 4.18, mostra-se a fratura de uma borda de uma célula eutética no material FL150 ICE. A morfologia da fratura é caracterizada pela existência de micro-crateras de pequeno diâmetro, ordenadas de forma compacta, que evidenciam uma deformação plástica da matriz antes da ruptura sob tensão de tração. Essa morfologia poderia ser idealizada em materiais onde a perlita semidissolvida contiver cementita semiglobular ou globular que sob tensão servisse para nuclear as micro-crateras. No material FL150 ICE, com matriz perlítica lamelar, o mecanismo para o desenvolvimento de uma fratura dúctil com crateras equiaxiais não é bem entendido.

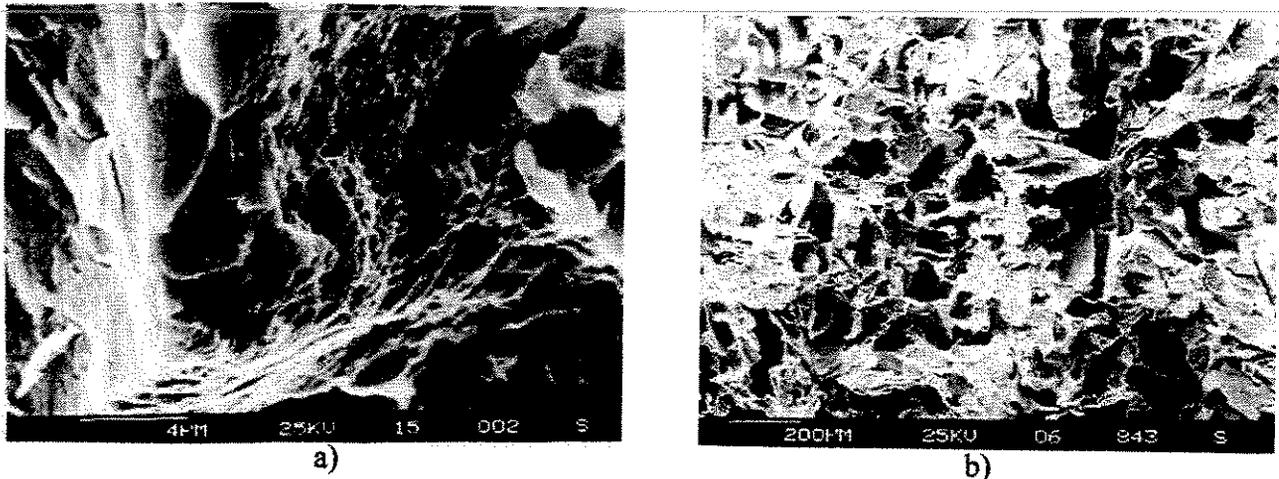


Figura 4.18. Ensaio de tração. Materiais: FL150 ICE e FL300 ICE.

a) Contorno de célula. Fratura dúctil equiaxial. A tensão local predominante de tração.

b) Fratura dendrítica e eutética. Material FL300 ICE. A matriz fraturadas (regiões claras): 25% – 30% da área nominal.

A maior resistência mecânica do material FL300 ICE, com relação ao FL150 ICE, pode ser

explicada pela sua maior quantidade de matriz fraturada, a qual atingiu de 25 até 30% da área total da Figura 4.18b, muito superior ao 10% ou 15% estimada para o material FL150 ICE. A maior parte da matriz rompida corresponde a dendritas.

A investigação metalográfica e de fratura, destinada a determinar a causa da diferença entre as resistências médias à tração dos materiais FL250 ICN ( $\sigma^t = 268$  MPa) e do FL250 ICE ( $\sigma^t = 226$  MPa), cujos processamentos diferenciaram-se apenas nas temperaturas de vazamento (tabelas 4.3a e 4.3b, Anexo II), indicaram no material FL250 ICN uma estrutura dendrítica pouco mais desenvolvida, maior quantidade de carbonetos interdendríticos e intercelulares (Figura 4.15c) e regiões de solidificação eutética, onde parte dos carbonetos assumiu posições trans-celulares (Figura 4.19).

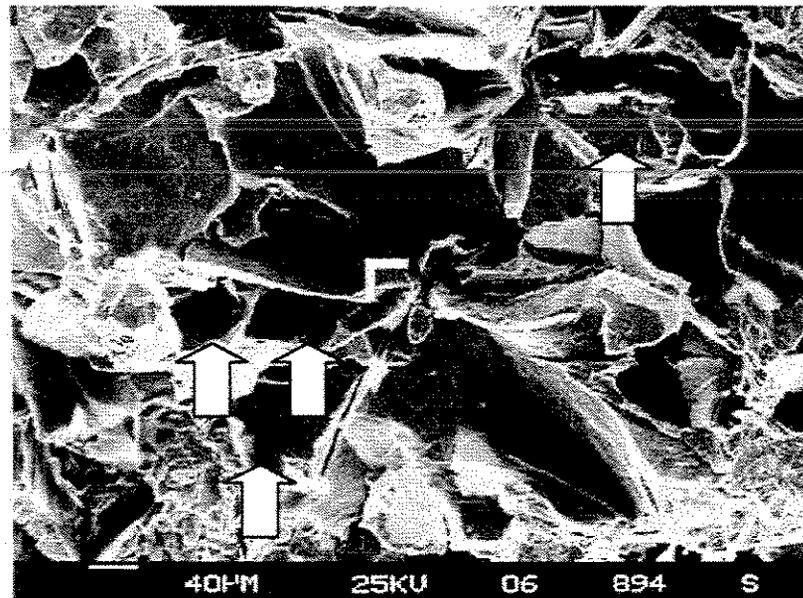


Figura 4.19: Fratura em tração. Célula eutética. Estrutura tripla austenita-grafita-carboneto. Material FL250 ICN. Início de crescimento segundo sistema estável Fe-Si-C. Posterior crescimento cooperativo de austenita, grafitas e carbonetos (setas). Os carbonetos não possuem morfologia ledeburítica.

Em grande número das células eutéticas do material FL250 ICN, a solidificação se iniciou segundo o sistema estável Fe-Si-C aproximadamente na metade do crescimento das células, continuou na direção radial mas na forma de estrutura austenita-carbonetos-grafita. Os carbonetos

maciços, aumentaram de forma assimétrica em número e tamanho na medida que a solidificação avançou. As posições trans-celulares e intercelulares dos carbonetos em princípio, aumentam a rigidez da estrutura das células eutética. A morfologia dos carbonetos, diferente da ledeburita, indica uma solidificação comandada pelo sistema estável e que os carbonetos precipitaram e cresceram sob condições especiais em presença de teores relativamente elevados de cromo na interfase sólido/líquida.

A identificação dos carbonetos mediante o microscópio eletrônico de varredura pode ser feita utilizando o espectrômetro de raios X de energia dispersiva, que geralmente equipa o microscópio. Essa análise realizada sobre a fase dos carbonetos evidenciou elementos tais como o cromo e o manganês, que normalmente compõem os carbonetos.

#### **4.5.2 Ensaio de compressão entre cunhas**

Duas regiões de diferentes morfologias de fratura foram encontradas nos corpos de prova ensaiados à compressão entre cunhas. A primeira região estende-se através de todo o comprimento das indentações (superior e inferior) e sua profundidade varia de 0,4 até 0,6 mm a partir dos seus ápices. Sua topografia de plano de fratura pouco definido, evidencia uma elevada deformação volumétrica da matriz prévia à fratura e a existência de um movimento relativo entre as superfícies, após a ruptura (Figura 4.20a). Diferentemente das fraturas mostradas até agora, os detalhes morfológicos aparecem destruídos por cisalhamento ocorrido com posterioridade à fratura.

A segunda região estende-se sobre a quase a totalidade da superfície fraturada e possui uma morfologia semelhante à encontrada nos corpos de prova testados à tração (Figura 4.20b). A fratura não está influenciada pelo estado de tensões gerados na proximidade do ápice das indentações. À sua morfologia, semelhante às fraturas produzidas sob tração, permite a hipótese da fratura ser produzida pela ação da tensão principal de tração [Rudnick A, 1963].

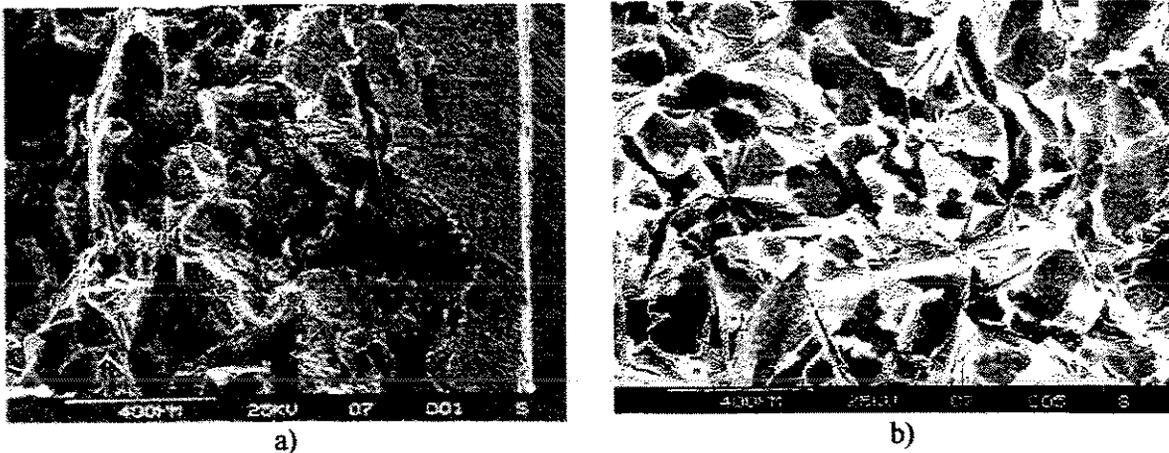


Figura 4.20. Ensaio de compressão entre cunhas. Material FL150 ICE.

- a) Fratura próxima aos ápices das indentações. Plano de fratura pouco definido. Cisalhamento.
- b) Região localizada a meia espessura do corpo de prova. Plano principal de fratura definido. Morfologia semelhante à encontrada nas fraturas sob tração.

#### 4.6 Resumo dos resultados do capítulo

- As mudanças no processamento dos quatro materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300, consistentes em variações da inoculação (com e sem), da temperatura de vazamento (“alta” e “normal”) e tipo de moldes (areia verde e casca), produziram modificações significativas nas suas macroestruturas, microestruturas, comportamento mecânico e valores de resistência à tração e à compressão entre cunhas.
- O grau de desenvolvimento da estrutura dendrítica e a ausência de nucleação de ferrita estão associados ao aumento de resistência mecânica nos materiais básicos de composição eutética (FL150 e FL250). O refino das estruturas dendríticas e células eutéticas e a distribuição de carbonetos em rede, relativamente fechada sobre seus contornos, foi a característica estrutural associada mais diretamente com o aumento de resistência mecânica dos materiais de composição química hipoeutética (FL200 e FL300).
- Quando submetidos a tensão de tração, os ferros fundidos cinzentos levemente ligados no estado bruto de fusão possuem uma relação não linear entre a força aplicada e o alongamento. A forma da curva não se modifica se a força é aplicada na forma monotônica ou em ciclos

sucessivos de carregamento e descarga. A curva é o resultado global das influências da estrutura e microestrutura do material as quais dão origem a complexos sistemas de tensão sobre a matriz;

- O comportamento mecânico do ferro fundido cinzento levemente ligado no estado bruto de fusão, pode ser descrito definindo nas curvas de força –alongamento três regiões: a) região “1”: de comportamento elástico não linear; b) região “2”: de comportamento elasto-plástico e presença de endurecimento apreciável pela deformação; c) região “3” de comportamento elasto-plástico sem endurecimento significativo pela deformação em frio e de elevada danificação da estrutura e até a ruptura. Essa definição das regiões da curva tem maior interesse e significado tecnológico do que a baseada na variação da rigidez do material [Gilbert, 1959], [Haenny, 1983];

- A região “1” das curvas de força-alongamento, estendesse até forças equivalentes de 25 % até 30% da força de ruptura. Na região “1” não se produzem deformações permanentes. A região “2” se localiza acima desse valor de força aplicada de 25 % até 30% da força de ruptura e se estende até forças de aproximadamente um 95 % da força de ruptura. Nela ocorrem deformações permanentes, frestas nas interfases grafito/matriz as quais crescem com a força aplicada. Trincas das grafitas se produzem na medida que ocorrem mudanças de forma dos seus alojamentos. Trincas na matriz se produzem na superfície do corpo de prova em torno das grafitas emergentes sob a ação de forças de aproximadamente 50% da força de ruptura do material. A região “3” inicia para aproximadamente 95% e se estende até 100% da ruptura do corpo de prova. Nela acontecem trincas da matriz associadas com a relaxação das regiões solidificadas de forma eutética (fraturas dúcteis) e com a fratura abrupta final (geralmente frágeis).

- Nas fraturas sob tração se distinguem regiões frágeis e dúcteis. As frágeis se concentram preferencialmente nas regiões dendríticas e as dúcteis nas regiões de solidificação eutética. A fratura dúctil (“equiaxiais” e “delaminadas”), está associada à relaxação dessas regiões de menor rigidez, ao aumentar a força aplicada. A fratura frágil parece ocorrer em alta velocidade, sob elevados níveis de tensões após a relaxação das regiões de solidificação eutética.

- A formação de carbonetos radiais durante o crescimento das células eutéticas, evidencia uma solidificação simultânea tripla grafita-carboneto-austenita. A disposição radial dos carbonetos está associada com a elevação da resistência mecânica do material, através do aumento da rigidez

das células eutéticas. A diminuição da diferença de comportamento mecânico entre regiões dendríticas e eutéticas aumenta a resistência mecânica do material.

- Na fratura dos corpos de prova comprimidos entre cunhas se distinguem duas regiões: a) próxima ao ápice da indentação, cuja característica morfológica não apresenta plano principal de fratura e evidências da atuação de altas tensões de cisalhamento; b) a região central, que abrange aproximadamente um 95% da área fraturada, cuja morfologia é semelhante às encontradas nas fraturas sob tração. A fratura se inicia para a força máxima aplicada, sobre os “lábios” formados na superfície lateral do corpo de prova, localizados sob os ápices das indentações. A progressão é na direção do centro geométrico do corpo de prova sobre o plano de gume das cunhas.

- Foi definida a curva de força aplicada versus profundidade de indentação (soma das indentações de ambas as cunhas), característica ao ensaio de compressão entre cunhas. Na curva identificam-se quatro regiões: a) região “0”: descreve a resistência inicial à penetração. O comportamento é parecido à resposta tido com os ensaios de dureza; b) região “1”: na qual a relação entre a força aplicada e a profundidade de indentação é quase linear e sua inclinação positiva. O comportamento da seção do material localizado entre as cunhas é principalmente elástico, sua extensão medida sobre o eixo das abscissas, alcança o valor aproximadamente constante de 0,15 mm; c) região “2”: a relação entre os parâmetros é não linear, sua inclinação é positiva de valor decrescente ao aumentar a força aplicada, a deformação é elasto-plástica. A região termina no ponto de máxima força aplicada com o aparecimento de trincas nas paredes laterais do corpo de prova, em torno do ápice da indentação; d) região de inclinação negativa, que descreve o desenvolvimento das trincas até a ruptura.

## Capítulo 5

### Experiência 2:

## **Ferro Fundido Cinzento NBR-FC250. Influência do Teor de Fósforo e Tratamentos Térmicos na Microestrutura e no Comportamento Mecânico**

### Resultados e comentários

#### 5.1 Análises Químicas

---

Os resultados da análise química dos materiais básicos FC1 e FC2 e FC3 e FC4, constam na tabela 5.1. Os banhos hipoeutéticos BFC1 e BFC2, diferenciaram-se levemente nos seus teores de silício, cromo estanho e enxofre. Os valores de carbono equivalente (CE) calculados pela equação 2.8, foram próximos de  $CE = 4,2$  nos materiais do banho BFC1 e da ordem de  $CE = 4,16$  para os materiais provenientes do banho BFC2. As temperaturas Liquidus (TL), calculadas pela equação 2.10, resultaram próximas de  $1170\text{ }^{\circ}\text{C}$  (tabela 5.1). Tendo sido os materiais vazados em temperaturas de  $(1450 \pm 30)\text{ }^{\circ}\text{C}$  (item 3.2.2), os superaquecimentos de vazamento para os quatro materiais variaram entre  $(280 \pm 30)\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Assumiu-se que as diferenças não teriam influências significativas sobre a macroestrutura e microestrutura dos materiais e que o superaquecimento poderia ser eliminado das análises comparativas.

Nos quatro materiais básicos (FC1, FC2, FC3 e FC4) os teores de fósforo se distribuíram numa faixa de interesse industrial (0,025 % a 0,140 % em peso). Os teores de carbono e silício

foram suficientes para se obter matrizes perlíticas [Patterson, 1969].

Tabela 5.1. Composição Química, Carbono Equivalente e Temperatura Liquidus.

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Sn	S	P	CE*	TL**
Material	% em peso								°C
FC1	3,47	2,31	0,46	0,17	0,10	0,047	0,036	4,20	1172
FC2	3,50	2,21	0,45	0,19	0,08	0,052	0,077	4,21	1169
FC3	3,52	2,10	0,50	0,20	0,04	0,071	0,025	4,18	1173
FC4	3,47	1,99	0,52	0,20	0,05	0,072	0,140	4,13	1177

\* Carbono Equivalente (Equação 2.8)

\*\* Temperatura Liquidus (Equação 2.10)

## 5.2 Ensaio de tração

Os dados e resultados dos ensaios de tração dos corpos de prova dos materiais básicos FC1, FC2, FC3 e FC4, na condição bruta de fusão (BF), recozida para alívio de tensões (AT) e recozida para ferritização (RF), se organizaram respectivamente nas tabelas 5.2, 5.3, 5.4 e 5.5 do Anexo III. Para cada corpo de prova consta o diâmetro da região de ensaio (coluna 2), a força de ruptura (coluna 3), o alongamento de ruptura (coluna 7), e o resultado do cálculo da resistência à tração (coluna 4). Para cada grupo de corpos de prova de igual material e tratamento térmico, calculou-se a resistência média à tração (coluna 5) e seu desvio padrão (coluna 6) e o alongamento médio de ruptura (coluna 8) e seu desvio padrão (coluna 9). Os corpos de prova identificaram-se definindo em seqüência o material, o tratamento térmico e um número identificando a barra desde onde foi extraído (item 3.2.2).

Com exceção das amostras dos materiais FC1RF e FC2AT, para as que o desvio padrão foi superior a 10 % da respectiva resistência média à tração, nas outras combinações de material/tratamento térmico esse valor variou de 1 % a 6 %. O desvio padrão do alongamento médio de ruptura atingiu um valor entre 1 % e 8 % do seu alongamento médio de ruptura mas, nos materiais FC1AT, FC2RF e FC3BF, 13 %, 11 % e 13 % respectivamente. Com base nos resultados acima, a resistência média à tração, foi escolhida para representar o comportamento

das amostras (tabelas 5.2 até 5.5 do Anexo III).

Nas amostras FC1BF, FC2BF e FC3BF a resistência média à tração atingiu valores em torno de  $\hat{\sigma}_t = 250$  MPa. Seus respectivos desvios padrão indicaram que as diferenças entre eles eram inexpressivas. Diferentemente, o material FC4BF apresentou resistência média à tração de  $\hat{\sigma}_t = 286$  MPa e um desvio padrão de  $s_{\sigma_t} = 6$  MPa (tabelas 5.2 até 5.5 do Anexo III).

Tendo como referência, a resistência média à tração de cada amostra no estado bruto de fusão FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF, verificou-se que os tratamentos térmicos diminuíram esse valor. Os tratamentos de alívio de tensões (AT) produziram quedas da resistência média à tração de 6 %, 10 %, 20 % e 16 % nos materiais FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF (tabelas 5.2 até 5.5 do Anexo III). As maiores diminuições obtidas com os materiais FC3BF e FC4BF assim como possivelmente as reduções dos seus desvios padrão, foram causadas pelas duas horas adicionais na temperatura de 650 °C praticadas nessas amostras (item 3.2.2). O tratamento de alívio de tensões (AT), homogeneizou a resistência média à tração dos quatro materiais. A maior queda na amostra FC3AT não é significativa, se considerados os desvios padrão das amostras.

O recozido para ferritização (RF) reduziu a resistência média à tração dos materiais no estado bruto de fusão em 27 % para o material FC1BF, 32 % para o material FC2BF, 38 % para o material FC3BF e 32% para o material FC4BF (tabelas 5.2 até 5.5. Anexo III). Com a exceção da amostra FC1RF o recozido para ferritização diminuiu o desvio padrão da resistência media à tração dos materiais no estado bruto de fusão e no estado recozido para alívio de tensões.

O alongamento médio de ruptura das amostras dos materiais no estado bruto de fusão, de valor próximo a  $\Delta L_t^{\wedge} = 0,20$  mm, aumentou com os tratamentos térmicos. O recozido para alívio de tensões (AT) produziu aumentos de 28 %, 20 %, 44 % e 53 % nos materiais FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF respectivamente. O alongamento médio de ruptura dos materiais FC1AT e do FC2AT de valor aproximado  $\Delta L_t^{\wedge} = 0,24$  mm, significativamente menor do que o dos materiais FC3AT e FC4AT ( $\Delta L_t^{\wedge} = 0,30$  mm), está associado ao maior tempo de tratamento térmico destes últimos. O recozido para ferritização (RF) aumentou o alongamento dos materiais FC1BF,

FC2BF, FC3BF e FC4BF em 44 %, 37 %, 35 % e 45 %, respectivamente (tabelas 5.2, 5.3, 5.4 e 5.5 do Anexo III).

Nos materiais oriundos do banho BFC1 (básicos FC1 e FC2) as diferenças entre os seus teores de fósforo não tiveram influência nos efeitos dos tratamentos térmicos sobre a resistência média à tração e sobre o alongamento médio de ruptura das amostras (tabelas 5.2 até 5.5 do Anexo III). Diferentemente, os materiais do banho BFC2, as amostras FC4BF, FC4AT e FC4RF (0,140 % em peso de P) tiveram maior resistência à tração, tendência para menores alongamentos de ruptura e de desvios padrão do que nas amostras feitas em FC3BF, FC3AT e FC3RF (0,025 % em peso de P).

Nos ensaios de tração, as curvas de força-alongamento dos materiais não ligados não se modificaram ao aplicar uma força monotônica ou seqüência de ciclos de carregamento-descarregamento de forças crescentes. A inclinação da tangente às curvas foi sempre positiva e diminuiu continuamente ao aumentar a força aplicada.

Ao aplicar o primeiro ciclo de carregamento e descarregamento de força característica de aproximadamente um 20 % da força de ruptura, os materiais permaneceram nos seus campos de comportamento elástico (tabelas 5.2 até 5.5 do Anexo III). Os ciclos seguintes (maiores forças características) produziram um comportamento elasto-plástico, evidenciado pelas componentes recuperável e permanente do alongamento quando da retirada das forças. Nesta região, os aumentos da força aplicada diminuíram a inclinação da tangente à curva e a rigidez mecânica do material (tabela 5.9 do Anexo III).

Na Figura 5.1, superpõem-se as curvas força-alongamento dos materiais FC3BF (curva 1), FC3AT (curva 2) e FC3RF (curva 3). Os tratamentos térmicos não influenciaram o módulo elástico na origem ( $E_0$ ). A semelhança entre as curvas força-alongamento dos materiais no estado bruto de fusão da experiência 1 (Capítulo 4), consistente na relação quase constante entre as coordenadas dos pontos extremos das regiões “1” e “2” (definidas no capítulo 4), com referência às do ponto de fratura, foi também encontrada também nas curvas dos materiais FC1BF, FC2BF,

FC3BF (Figura 5.1, curva 1) e FC4BF. Essa semelhança não se manteve nas curvas dos materiais FC3AT e FC3RF (Figura 5.1, curvas 2 e 3).

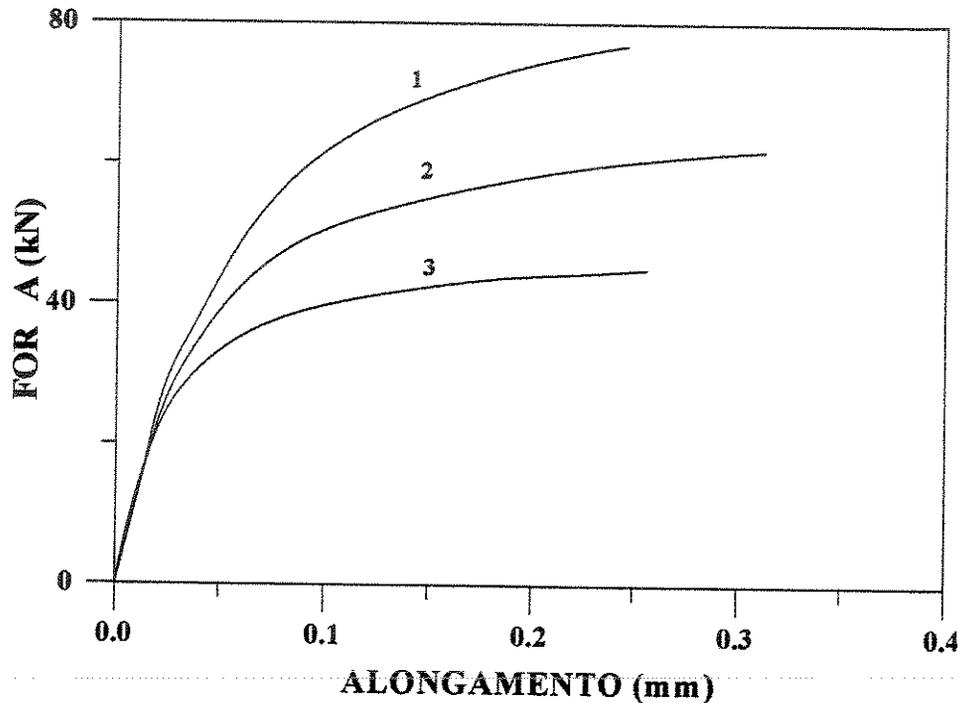


Figura 5.1. Curvas de força-alongamento sob forças monotônicas. Material básico FC3. Curva 1: FC3BF; curva 2: FC3AT e curva 3: FC3RF.

Após os tratamentos térmicos, as forças correspondentes aos extremos das regiões “1”, “2” e “3” mantiveram aproximadamente a relação observada nos materiais brutos de fusão. As ordenadas dos pontos extremos das regiões “1” e “2” da curva força-alongamento foram de aproximadamente 30 % e 95 % da força de ruptura respectivamente. A relação entre os alongamentos correspondentes aos pontos extremos das regiões “1”, “2” e “3”, se modificou com o estado de tratamento do material (Figura 5.1). Para o material FC3BF (bruto de fusão) a extensão das regiões “1”, “2” e “3”, avaliada como sua projeção sobre o eixo das abscissas, alcança aproximadamente a 10 %, 60 % e 30 % do valor do alongamento de ruptura. Os tratamentos de recozido para alívio de tensões (AT) e de ferritização (RF) diminuíram a extensão da região “1” para aproximadamente 7 % e 5 %, a da região “2” para 43 % e 30 % e aumentaram

à da região “3” para 50 % e 65 % dos seus correspondentes alongamentos de ruptura.

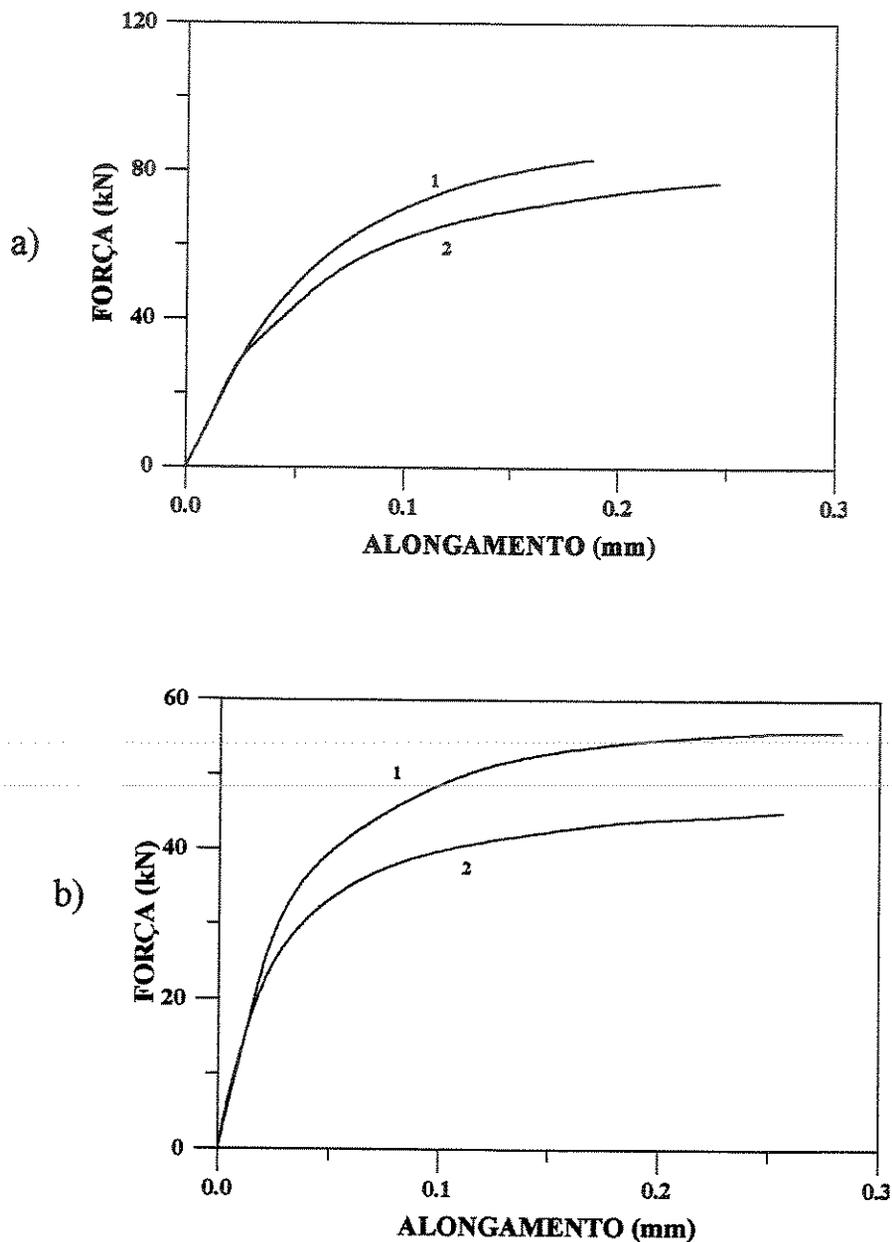


Figura 5.2. Curvas de força-alongamento. Materiais básicos FC3 e FC4.

a) Bruto de fusão: curva 1 do material FC4BF; curva 2 do material FC3BF.

b) Recozido para ferritização (6 h a 750 °C.): curva 1 do material FC4RF; curva 2 do material FC3RF

As diferenças entre as curvas de força-alongamento e da resistência à tração entre os corpos de prova dos materiais FC1 (0,036% P) e FC2 (0,077% P) submetidos a iguais tratamentos térmicos não foram expressivas. Nos materiais derivados do banho BFC2, o material básico FC4 apresentou maior resistência mecânica em todos os estados de tratamento térmico. Na Figura 5.2 se apresenta a superposição dos pares de curvas de força-alongamento dos materiais FC4BF e FC3BF (Figura 5.2a), e FC4RF e FC3RF (Figura 5.2b). A maior resistência à tração dos materiais derivados do básico FC4 resulta do maior comprimento das regiões “1” e “2” e da menor taxa na diminuição da inclinação da tangente à região “2”. A região “3” praticamente não influencia a resistência à tração. As diferenças de comportamento mecânico existente entre condições semelhantes de tratamento térmico dos materiais básicos FC4 e FC3 poderiam ser associadas às diferenças entre os seus teores de fósforo e de carbono equivalente (tabela 5.1). Uma resposta definitiva pode ser obtida após as análises metalográficas.

### 5.3 Ensaio de tração com ciclos sucessivos de carregamento-descarregamento

Um corpo de prova de cada material básico (FC1, FC2, FC3 e FC4) e condição de tratamento térmico (BF, AT, RF) ensaiou-se até a fratura, utilizando no mínimo quatro ciclos sucessivos de aplicação e retirada de forças aproximadamente iguais a 20 %, 40 %, 60 %, 80 % e, quando possível 95 % da sua força de ruptura. O diâmetro da região de ensaio, as resistências à tração e alongamento de ruptura desses corpos de prova constam nas tabelas 5.6 , 5.7, 5.8 e 5.9 do Anexo III. Nessas tabelas, apresenta-se para cada ciclo, a força característica, o alongamento total, as componentes permanente e recuperável do alongamento e os resultados dos respectivos cálculos da tensão característica ao ciclo. Além disso, encontram-se a componente da deformação recuperável (calculada como  $e_{ri} = \Delta L_{ri}/L_0$ , onde  $\Delta L_{ri}$  é o alongamento recuperável devido ao descarregamento da força  $F_i$ , característica do ciclo “i”, e  $L_0$  é o comprimento inicial de referência, na região de ensaio do corpo de prova). A deformação recuperável foi utilizada no cálculo da rigidez mecânica ( $R_i$ ), definida como o quociente entre a tensão aplicada característica do ciclo ( $\sigma_i$ ) e a correspondente deformação recuperável ( $e_{ri}$ ) (penúltima coluna). Na última coluna encontra-se o valor da tensão do ciclo ( $\sigma_i$ ) expressada como porcentagem da resistência à tração ( $\sigma_t$ ) do corpo de prova ( $\sigma_i\% = [\sigma_i/\sigma_t] \cdot 100$ ).

#### 5. 4 Ensaios de compressão entre cunhas

Os dados e resultados relativos aos ensaios de compressão entre cunhas dos discos feitos dos materiais básicos FC1, FC2, FC4 nos seus três estados de tratamento térmico, estão nas tabelas 5.10 até 5.12 do Anexo III. Os testes do material FC3 foram desconsiderados, por causa da detecção tardia de erros de planicidade de até 0,4 mm entre as superfícies dos corpos de prova sobre as que se apoiam as cunhas. Isto porque as recomendações para corrigir os erros da resistência à compressão entre cunhas provindo desse tipo de defeito [Ebner, 1967], [Löblich, 1985], [ÖGI, 1989], possuem reduzida base experimental e alta dispersão de resultados.

Nas tabelas 5.10 até 5.12 (Anexo III), a primeira coluna individualiza os corpo de prova definindo o material, o tratamento térmico, o número da barra e o lugar desde onde foi retirado, (posição 1 é mais próxima e a posição 2 é mais afastada do alimentador). Nas colunas segunda, terceira, quarta e quinta constam, a espessura, o diâmetro, a força máxima aplicada e o resultado do cálculo da resistência à compressão entre cunhas para cada corpo de prova. Na oitava coluna se encontram os valores de profundidade de indentação ( $h_c$ ) sob a máxima força aplicada ( $F_c$ ).

Para cada amostra formada por discos de igual material e tratamento térmico (tabelas 5.10 até 5.12. Anexo III), calculou-se o valor da resistência média à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ), seu desvio padrão ( $s_{\sigma_c}$ ), a profundidade de indentação média correspondente à máxima força aplicada ( $h_c^{\wedge}$ ), e o respectivo desvio padrão ( $s_{h_c}$ ). Na sexta, sétima e novena e décima colunas das tabelas, os valores sem asterisco correspondem a cálculos que consideraram todos os corpos de prova da amostra; os valores com um asterisco (\*), se referem aos discos extraídos da posição “1” e, os individualizados com (\*\*), aos retirados da posição “2” das barras (Figura 3.7)

Os desvios padrão da resistência média à compressão entre cunhas ( $s_{\sigma_c}$ ) e da profundidade média de indentação para a força máxima ( $s_{h_c}$ ) das amostras consideradas nas tabelas 5.10 e 5.12 (Anexo III), variaram entre 1 % e 9 % dos seus correspondentes valores médios e alcançaram valores em torno de  $s_{\sigma_c} = 3,4$  MPa e  $s_{h_c} = 0,043$  mm respectivamente. O pequeno valor de ambos desvios padrão e dos seus respectivos erros de valor médio (calculados utilizando a distribuição

“1”), permitiram assumir que a resistência média à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) e a profundidade média de indentação ( $h_c$ ) eram representativas das suas amostras.

De uma maneira geral, nos materiais básicos FC1, FC2 e FC4, comparados em igual condição de tratamento térmico (BF, AT ou RF), a resistência média à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) e a profundidade média de indentação ( $h_c$ ), aumentam com o teor de fósforo (a tendência foi rompida no caso da amostra do material FC2RF, cujo valor foi maior do que o do material FC4RF). Essa tendência não pode ser estabelecida, porque as diferenças entre esses valores são menores do que  $\pm$  três vezes seus respectivos desvios padrão. Os desvios da resistência média à compressão entre cunhas são particularmente baixos nas amostras compostas por discos retirados da posição “1” das barras.

As amostras constituídas pelos corpos de prova de localização “2” (mais afastada do alimentador), apresentam a tendência a uma maior resistência média à compressão entre cunhas e maior profundidade média de indentação, em relação aos discos de localização “1”. Essa tendência foi evidente nos materiais no estado bruto de fusão. A aplicação dos tratamentos térmicos diminuiu a resistência à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ), aumentou a profundidade de indentação ( $h_c$ ) correspondente à força máxima aplicada ( $F_c$ ), e tornou menor ou anulou a diferença entre a resistências à compressão entre cunhas dos discos retirados das posições “1” e “2” das barras (tabelas 5.10 até 5.12. Anexo III).

Nos corpos de prova extraídos da posição “1” das barras, o recozido de alívio de tensões (AT) diminuiu em aproximadamente 7 % a resistência média à compressão entre cunhas das amostras dos materiais FC1BF e FC2BF e em 15% a resistência da amostra do material FC4BF (recozido mais prolongado). A profundidade média de indentação aumenta em 4% e 1% nas amostras de FC1BF e FC2BF e em 10% na amostra de FC4BF. O recozido para ferritização (RF) diminuiu a resistência à compressão entre cunhas dos materiais FC1BF, FC2BF e FC4BF de 30% a 35 % e aumenta em aproximadamente 18 % a profundidade média de indentação.

Na Figura 5.3 mostra-se a diferença de comportamento à compressão entre cunhas entre

discos retirados das posições “1” e “2” de uma mesma barra. As curvas (a) e (c), correspondentes ao ensaio dos discos da posição “1” e as curvas (b) e (d) dos corpos de prova da posição “2” das barras FC4BF1 e FCBF2. As curvas tiveram sua região “0” eliminada mediante a extrapolação da região “quase linear” até a força nula. Aproximadamente paralelas entre si, as curvas correspondentes aos discos extraídos das posições “2”, apresentam-se levemente mais íngremes e atingem maiores forças de compressão (menores que 10 MPa). O fato indica que o canal lateral de entrada de material (Figura 3.6) teve menor influencia do que o alimentador na diminuição da velocidade de solidificação local.

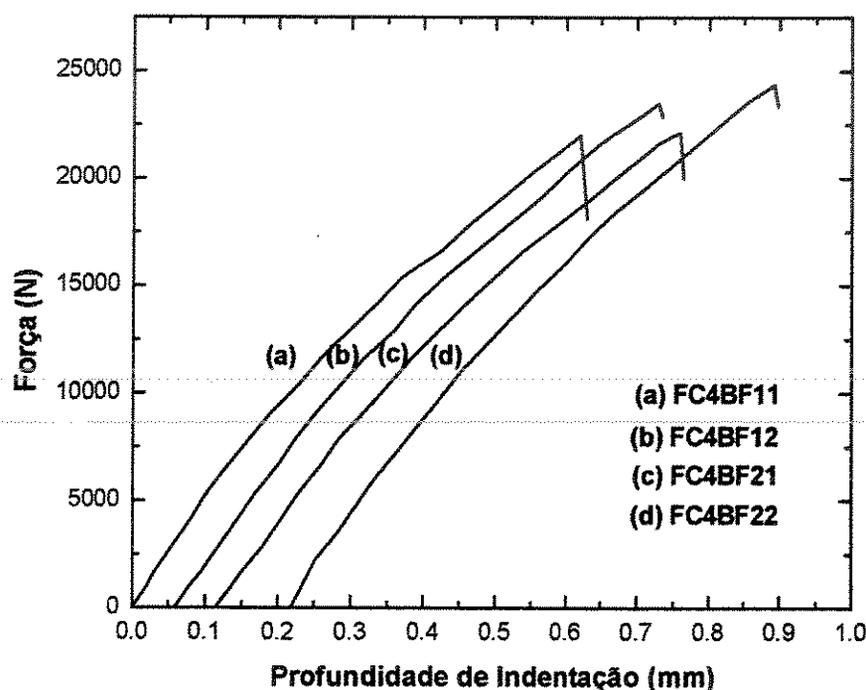


Figura. 5.3. Curvas de compressão entre cunhas. Material FC4BF.

Curva (a) e (b): discos extraídos respectivamente das posições 1 (próxima ao alimentador) e 2 (próxima ao canal de alimentação). Barra FC4BF1.

Curvas (c) e (d): discos extraídos respectivamente da posição 1 e da posição 2. Barra FC4BF2.

A superposição das curvas de compressão entre cunhas dos materiais FC4BF, FC4AT e FC4RF (Figura 5.4), facilita a comparação e a avaliação dos efeitos dos tratamentos térmicos. Na medida que aumentaram sua temperatura e tempo de aplicação, a forma das curvas modificou:

- Reduzindo a resistência á compressão entre cunhas do material no estado bruto de fusão.
- Diminuindo a inclinação e aumentando a extensão da região “1” sobre o eixo das abscissas.
- Iniciando a região “2”, sob forças aplicadas menores. Aumentando progressivamente a taxa de diminuição da inclinação da tangente à curva na região e aumentando levemente a profundidade de indentação correspondente à máxima força aplicada.
- Desenvolvendo gradualmente a região “3”. Esta região praticamente inexistente nos materiais no estado bruto de fusão, onde a fratura final se produz abruptamente quando a tangente à curva ainda mantém uma inclinação positiva (região “2”). Nos materiais recozidos para ferritização (RF), a região “3” iniciou no ponto de máxima força aplicada e desenvolveu-se até a fratura final do corpo de prova, acontecida após um incremento da profundidade de indentação da ordem de 20 % daquele correspondente à máxima força aplicada.

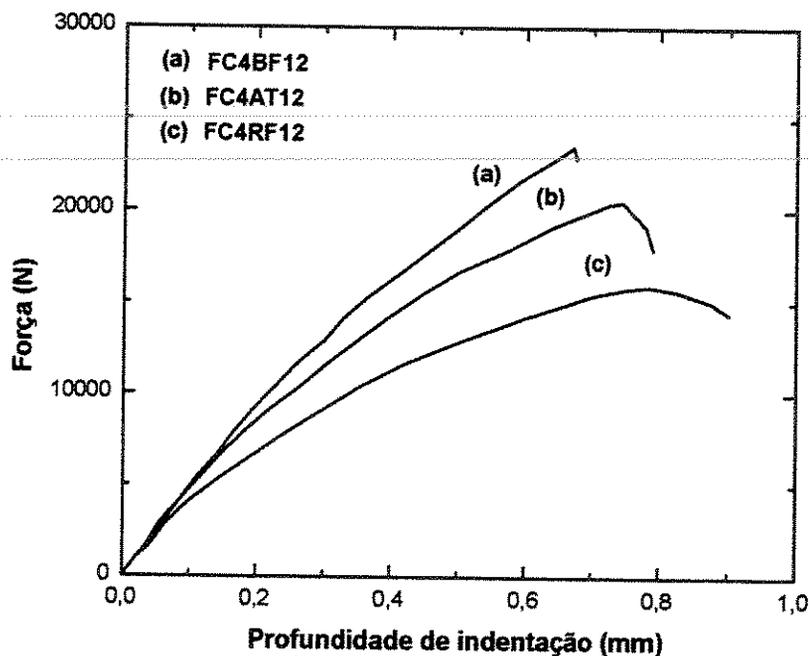


Figura 5.4. Curvas de compressão entre cunhas dos corpos de prova dos materiais FC4BF, FC4AT e FC4RF.

As curvas de compressão entre cunhas dos materiais FC1 (0,033 % em peso de P) e FC4

(0,140 % em peso de P), submetidos a tratamentos térmicos semelhantes, comparam-se entre si na Figura 5.5. As duas primeiras curvas da direita na Figura 5.5 correspondem aos materiais FC4BF e FC1BF. A curva do material FC4BF possui uma inclinação levemente maior da região “1” e menor taxa de diminuição da inclinação da tangente à região “2”, conseqüentemente atinge maior resistência à compressão entre cunhas.

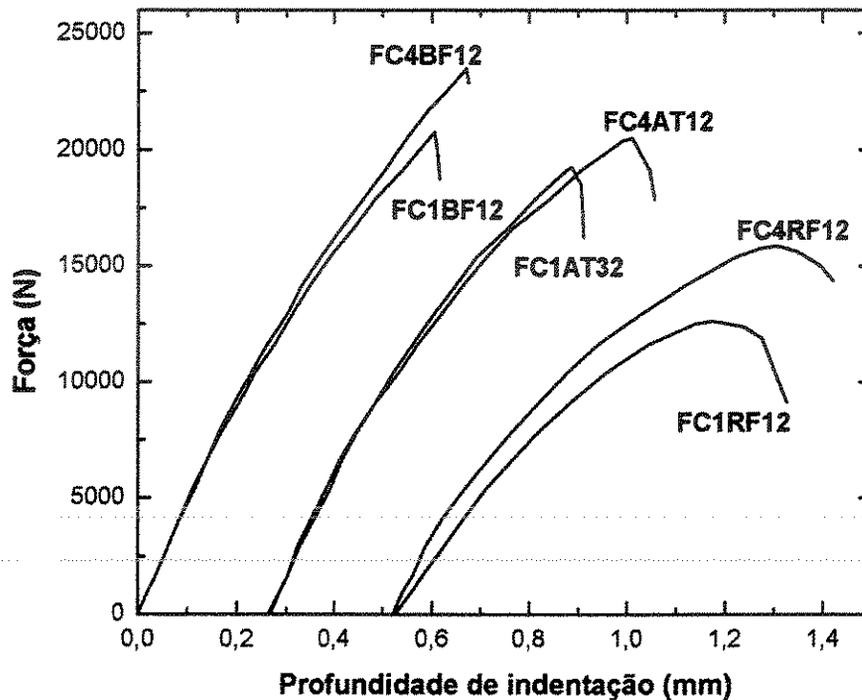


Figura 5.5. Curvas de compressão entre cunhas de corpos de prova de posições “2” dos materiais básicos FC4 e FC1 submetidos a tratamentos térmicos semelhantes.

- Estado bruto de fusão: curva (a) do FC4BF; curva (b) do FC1BF.
- Estado recozido para alívio de tensões: curva (c) do FC4AT; curva (d) do FC1RF.
- Estado recozido para ferritização: curva (e) do FC4RF; curva (f) do FC1RF.

Nas curvas dos materiais FC4AT e FC1AT (Figura 5.5), a região “3” se torna mais expressiva. A permanência duas horas a mais do corpo de prova do material FC4AT na temperatura de 650 °C, contribuiu para uma menor inclinação das regiões “1” e “2” da curva do material FC4AT, apesar disso ele atinge maior força máxima de compressão e maior profundidade de indentação. As regiões “1” e “2” de ambos os materiais apresentam inclinações

menores do que as correspondentes ao seu respectivo estado bruto de fusão.

Nas curvas dos materiais FC4RF e FC1RF (Figura 5.5), as diferenças de comportamento mecânico entre os materiais tornam-se marcantes. A curva do material FC1RF, assume uma posição inferior baixa. A maior resistência do material FC4RF é conseguida através de uma região “2” mais íngreme e mais comprida. Em ambas as curvas, a região “3” é facilmente mensurável a partir do ponto de máxima força aplicada.

Nos materiais derivados do FC1BF (Figura 5.5) e do FC4BF (Figuras 5.3, 5.4 e 5.5), as fraturas ocorrem na região da curva cuja tangente tem inclinação positiva (região “2”). Nos materiais FC1AT, FC1RF, FC4AT e FC4RF, nos quais as fraturas iniciaram no ponto de máxima (tangente à curva de pendente nula) no início da região “3”, as curvas mostram uma profundidade de indentação levemente crescente com a temperatura e tempo dos tratamentos térmicos.

A profundidade de indentação ( $h_c$ ) correspondente à força máxima aplicada ( $F_c$ ), tendeu a aumentar com a resistência à compressão entre cunhas. Isto é, para um material básico determinado a profundidade de indentação ( $h_c$ ) aumentou na medida que aumentaram o tempo e a temperatura de tratamento de recozido.

Na curva esquemática de compressão entre cunhas da Figura 5.6, as energias mecânicas e calóricas envolvidas na deformação e fratura, se associam às áreas sob as regiões “0”, “1”, “2” e “3”. Nela indicam-se os pontos característicos; “0” de início da região parabólica associada a um comportamento semelhante ao indentação de medição de dureza; o ponto “A” de início da região “1”, na qual a relação entre a força aplicada e a profundidade da indentação inicia é quase linear até o ponto “B”; o ponto “C” final da região “2” (de comportamento não linear e de tangente positiva decrescente), cuja coordenada C ( $h_c, F_c$ ) corresponde à força máxima aplicada e à profundidade de indentação total respectiva; o ponto “D”, fim da região “3”, de coordenadas D ( $F_f, h_t$ ), que define a fratura total. A força final  $F_f$  é a mínima força alcançada na região “3”. A profundidade de indentação  $h_t$ , é definida como a soma da profundidade de indentação  $h_c$  e o incremento de profundidade de indentação  $\Delta h_f$ , correspondente à região “3”, ( $\Delta h_f$ ):  $h_t = h_c + \Delta h_f$ .

As definições da Figura 5.6, permitirão utilizar os dados das tabelas 5.13 e 5.14 do Anexo III.

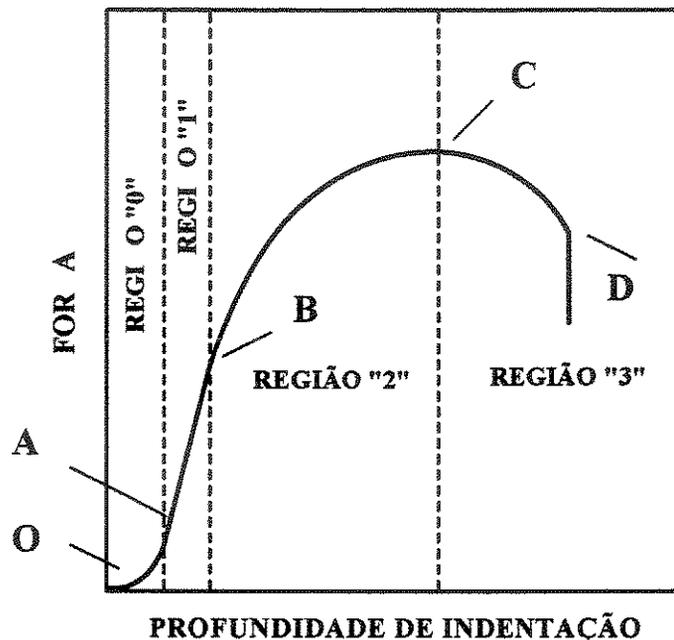


Figura 5.6. Esquema de curva de compressão entre cunhas

Região "0" (dureza). Região "1". (elástica). Região "2" (Elasto-plástica). Região "3" (Progressão de fratura estável e até a fratura final)

Área OA + AB = energia para deformação predominantemente elástica

Área OA + AB + BC = energia para início de trincas

CD = energia de desenvolvimento estável da fratura

OA + AB + BC + CD = energia necessária para a fratura total

Na tabela 5.13 (Anexo III), relacionam-se para os corpos de prova feitos no material FC1, (coluna 1), os valores da força máxima aplicada,  $F_c$  (coluna 2) e correspondentes profundidades de indentação  $h_c$  (coluna 3). As coordenadas ( $h_c, F_c$ ) determinam a posição do ponto "C" de máxima força aplicada na respectiva curva de compressão entre cunhas (Figura 5.6). Na coluna 4, encontram-se os valores da força final de ruptura ( $F_f$ ) e nas colunas 5 e 6, os respectivos valores de "incremento de profundidade de indentação" ( $\Delta h_f$ ) e de profundidade de indentação final ( $h_c + \Delta h_f$ ). Na última coluna, calculou-se o quociente entre a força final de fratura ( $F_f$ ) e a força máxima aplicada ( $F_c$ ), através do qual visou-se caracterizar o comportamento do material durante a progressão estável da fratura.

Para o material FC1BF, a fratura abrupta dos corpos de prova não permitiu dimensionar a região “3” da curva de compressão entre cunhas. Nestes casos a profundidade de indentação ( $h_c$ ), foi considerada igual à profundidade de indentação total ( $h_t$ ) (tabela 5.13 do Anexo III). Desconsiderando o fato da resistência à compressão entre cunhas dos discos retirados da posição “2” das barras ser levemente maior do que a resistência dos retirados da posição “1”, o valor médio da força máxima aplicada para a amostra de seis discos foi de  $F_c^{\wedge} = 20,9$  kN, e seu desvio padrão  $s_{F_c} = 0,7$  kN. Para os seis corpos de prova FC1AT, o valor médio da máxima força aplicada foi  $F_c^{\wedge} = 19,8$  kN e o seu desvio padrão  $s_{F_c} = 0,7$  kN. O recozido para alívio de tensões, diminuiu o valor médio da máxima força aplicada em aproximadamente 6%, em relação ao valor da amostra no estado bruto de fusão. Essa constatação não é estatisticamente assegurada, por causa que os valores dos desvios padrão da máxima força aplicada das amostras dos materiais FC1BF e FC1AT não o garantirem.

O recozido para alívio de tensões (AT) significou também aumentos da profundidade de indentação para  $F_c$  ( $h_c$ ) da ordem de e aproximadamente 3 % em relação aos valores do material FC1BF. Depois de atingida a força máxima aplicada, as curvas dos materiais FC1AT fraturaram para forças ( $F_f$ ) equivalentes a aproximadamente um 95 % do valor médio da máxima aplicada ( $F_c$ ). Essa região de força descendente (região “3”), significou um incremento médio de profundidade de indentação ( $\Delta h_f^{\wedge}$ ) = 0,018 mm e um desvio padrão desse incremento  $s_{\Delta h_f} = 0,006$  mm, assim como uma força média final ( $F_f^{\wedge}$ ) = 18,6 kN e desvio padrão dessa força de  $s_{F_f} = 1,2$  kN. O desvio padrão do incremento da profundidade de indentação, equivalente a 30% do seu valor médio, tornou não confiável a avaliação da energia de progressão da fratura para o material FC1AT.

Com o recozido para ferritização do material FC1BF, o valor médio da máxima força aplicada foi  $F_c^{\wedge} = 13,7$  kN, o seu desvio padrão foi  $s_{F_c} = 0,8$  kN. A profundidade média de indentação para  $F_c$  alcançou um valor médio de  $h_c^{\wedge} = 0,71$  mm (desvio padrão  $s_{h_c} = 0,06$  mm). Apesar do crescimento da profundidade de indentação, o valor médio da máxima força aplicada  $F_c^{\wedge}$ , diminuiu praticamente à metade a energia necessária para o início da trinca, com relação à correspondente do material FC1BF. Na região “3”, o tratamento para ferritização diminuiu a força média de fratura final  $F_f = 11,8$  kN (desvio padrão  $s_{F_f} = 1,8$  kN) para aproximadamente

85 % do valor correspondente máxima força aplicada ( $F_c$ ) e aumentou o incremento médio de profundidade de indentação ( $\Delta h_f$ ) para 0,11 mm (desvio padrão  $s_{\Delta h_f} = 0,04$  mm). Os valores dos desvios padrão  $s_{FF}$  e  $s_{\Delta h_f}$  ainda que elevado, permitem considerar válida a tendência de crescimento da energia de progressão estável da fratura.

O incremento de indentação  $\Delta h_f$ , e a força máxima aplicada  $F_c$ , foram as grandezas que mais variaram com os tratamentos térmicos (tabela 5.13 do Anexo III). Na medida que o material FC1 perdeu resistência mecânica pela ação dos tratamentos térmicos, a profundidade de indentação para  $F_c$  ( $h_c$ ) aumentou levemente, mas o incremento de profundidade de indentação  $\Delta h_f$ , inexistente para o estado bruto de fusão, atingiu para os corpos de prova recozidos para alívio de tensão (AT) e para ferritização (RF), valores da ordem de 3 % e 20 % da profundidade de indentação correspondente à respectiva máxima força aplicada. O aumento da profundidade de indentação final  $h_t = h_c + \Delta h_f$  foi significativo no material recozido para ferritização.

Na tabela 5.14 (Anexo III) apresentam-se para os materiais básicos FC1 e FC4 nos seus três estados de tratamento térmico, as energias de início das trincas (coluna 2), de progressão estável (coluna 4) e energia total de fratura (coluna 4). Os valores da tabela, correspondem aos ensaios de compressão entre cunhas dos corpos de prova de localização mais afastada do alimentador das barras. Nas últimas colunas da tabela 5.14, constam os valores de máxima força aplicada ( $F_c$ ) e correspondente força de fratura final ( $F_f$ ).

O aumento das temperaturas e tempos de tratamento térmico diminuiu a energia do início de fratura (área abaixo da curva OABC da Figura 5.6), principalmente pela queda da força máxima aplicada e a quase manutenção da correspondente profundidade de indentação.

Para cada amostra de três espécimes de igual material e tratamento térmico apresentadas na tabela 5.14 (Anexo III), calcularam-se os valores médios e respectivos desvios padrão das áreas sob as regiões “0”, “1” e “2” (coluna 3) e sob a região “3” (coluna 5) das curvas de compressão entre cunhas. O desvio padrão da área sob as regiões “0”, “1” e “2” das curvas de cada amostra, foi menor do que 7 % do seu respectivo valor médio, os valores médios das áreas sob essas

regiões podem ser considerados representativos das amostras. A exceção foi a amostra FC1AT, para a qual o desvio foi de 17 %.

Os valores das áreas sob a região “3” das curvas de força-profundidade dos corpos de prova das amostras no estado bruto de fusão foram desconsiderados, por serem nulos ou muito pequenos. Para as amostras tratadas termicamente foi possível a avaliação das áreas sob a região “3”. Nas amostras recozidas para alívio de tensões (AT), a rápida variação da inclinação e o pequeno valor do incremento da profundidade de indentação ( $\Delta h_f$ ), resultaram em que os valores dos desvios padrão dessas áreas foram superiores ao 30% dos seus respectivos valores médios. Desvios tão elevados impediram considerar representativos os valores medidos das áreas sob a região “3”. Nas amostras recozidas para ferritização (RF), os desvios padrão das áreas medidas sob a região “3”, as mudanças menos bruscas da inclinação da tangente às curvas e os maiores valores dos incrementos de profundidade de indentação, reduziram os desvios padrão das áreas médias sob as regiões “3” das amostras para 13 % a 18 %. Esses valores são ainda elevados do ponto de vista estatístico.

Nos materiais FC1 e FC4, os tratamentos de alívio de tensões e de ferritização diminuíram levemente a energia necessária para o início da trinca (áreas sob as regiões “0”, “1” e “2”). A base experimental não permite estatisticamente definir em quanto os tratamentos de recozido para alívio de tensões e para ferritização aumentam a energia necessária para o crescimento estável da fratura (região “3”). Os resultados parecem indicar que a diminuição da energia necessária para iniciar as trincas, provocada pelos tratamentos térmicos, é compensada pelo aumento da energia necessária para a progressão estável das trincas até a fratura. A energia necessária para a fratura total do material, permanece aproximadamente constante independentemente do tratamento térmico de recozido aplicado.

## 5.5 Análises metalográficas

As macroestruturas dos materiais FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF (Figura 5.7), avaliaram-se sobre o disco de cada material, cuja resistência à compressão entre cunhas foi o

mais próximo do valor médio da sua amostra.

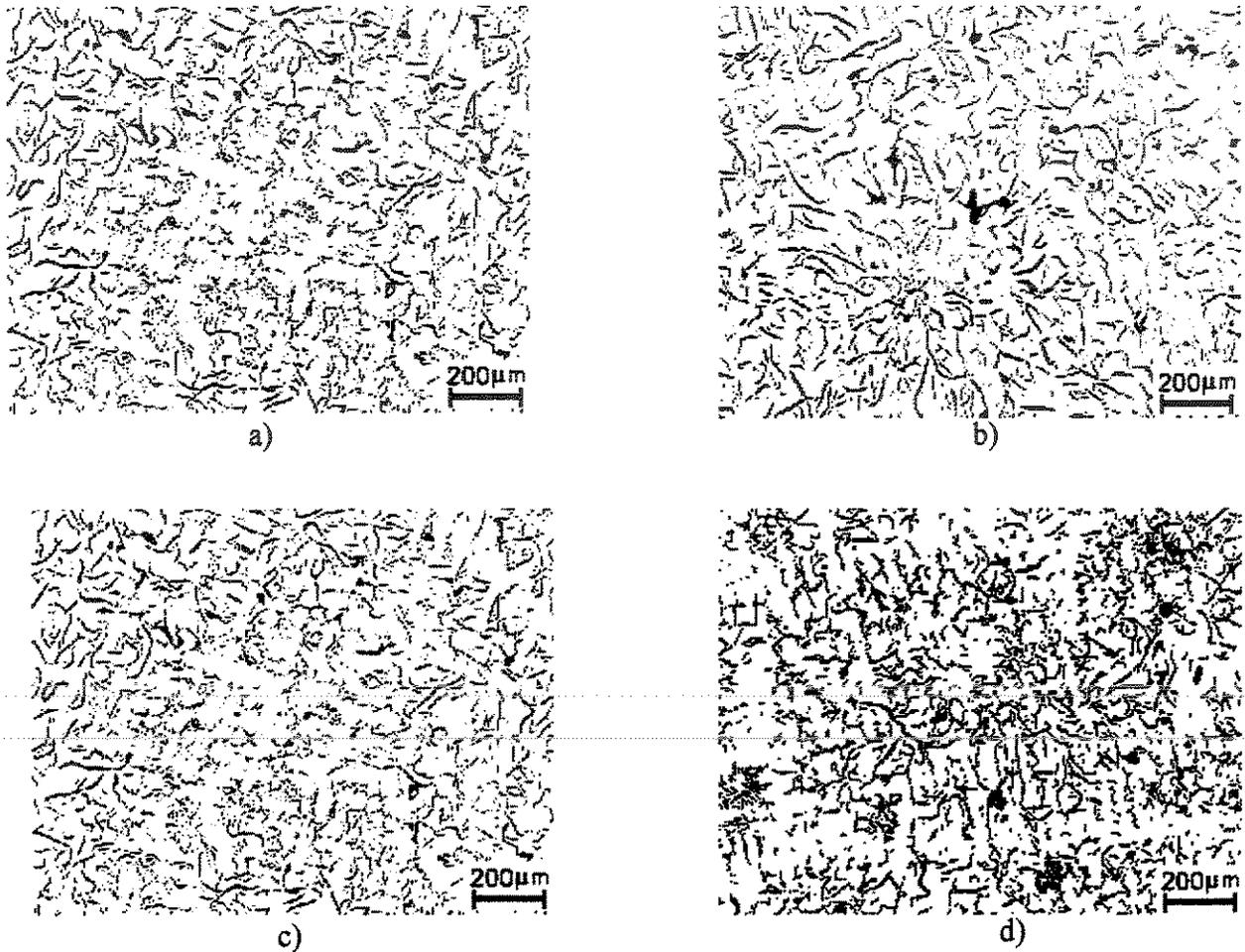


Figura 5.7: Macroestruturas dos materiais básicos: a) FC1BF; b) FC2BF; c) FC3BF e d) FC4BF.

Características comuns aos quatro materiais foram as dendritas finas e freqüentes e as grafitas tipos I-E, I-D e I-B. Estas últimas de 200  $\mu\text{m}$  até 600  $\mu\text{m}$  de diâmetro, constituíram entre 40% e 60% da grafita total. Algumas individualidades foram verificadas. No material FC1BF, as grafitas I-B (60% da grafita total) de tamanhos de 200  $\mu\text{m}$  a 400  $\mu\text{m}$  de diâmetro, estiveram homogeneamente distribuídas (Figura 5.7a). No material FC2BF as dendritas, mais freqüentes do que no material FC1BF, contribuíram para aumentar a presença de grafitas do tipo I-E (de comprimentos da ordem de até 200  $\mu\text{m}$ ), diminuíram o número e tornaram menos homogênea a distribuição das grafitas do tipo I-B (40% da grafita total) (Figura 5.7b). Nos materiais FC3BF e

FC4BF, de menor carbono equivalente do que os materiais FC1BF e FC2BF, as dendritas foram mais compridas, numerosas e homogêneas na sua de distribuição. Nos espaços interdendríticos primários e secundários do material FC3BF, houve a formação de grafitas do tipo I-B (diâmetros entre 200  $\mu\text{m}$  (maioria) e 400  $\mu\text{m}$ ) e dos tipos I-D e I-E (Figura 5.7c). No material FC4BF, as dendritas mais desenvolvidas e de eixos mais grossos, reduziram os espaços possibilitando preferencialmente a formação de grafitas finas, dos tipos I-E e I-D (Figura 5.7d).

A matriz 100 % perlítica foi comum ao estado bruto de fusão das quatro amostras (Figura 5.8a e 5.9a). A ferritização de aproximadamente um 20 %, produzida pelo recozido para alívio de tensões nos materiais básicos FC3 e FC4 (Figura 5.9b), foi causada pelo maior tempo desses materiais na temperatura de tratamento. O recozido para alívio de tensões não modificou essa característica nos materiais FC1AT e FC2AT (Figuras 5.8b). Nos quatro materiais básicos o recozido para ferritização (RF) significou a ferritização de aproximadamente um 75% da matriz. A perlita restante se localizou nos espaços interdendríticos (Figuras 5.8c, Figuras 5.9c).

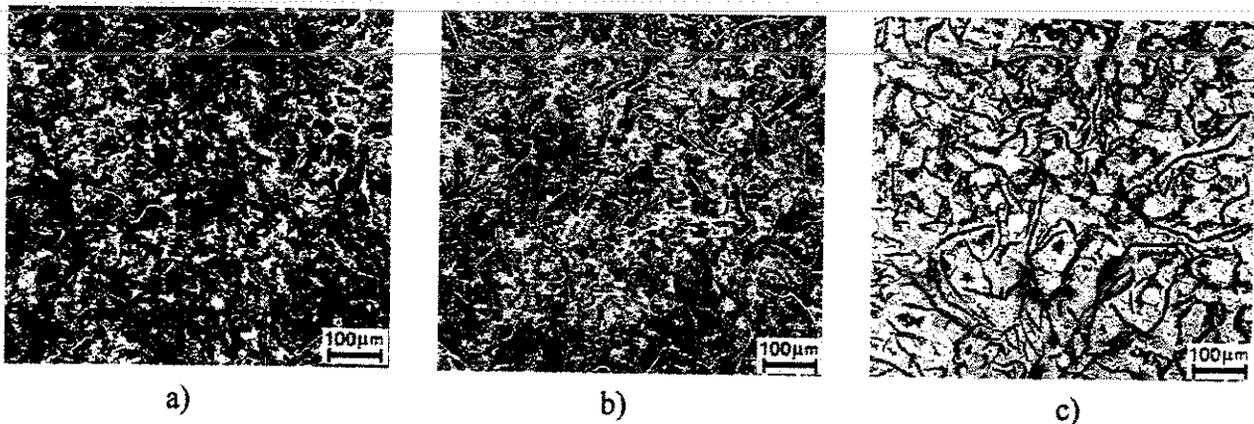


Figura 5.8. Microestruturas dos materiais FC2BF, FC2AT e FC2RF. Ferritização semelhante aos materiais FC1BF, FC1AT e FC1RF respectivamente.

a) Bruto de fusão. Matriz 100 % perlítica; b) Recozido para alívio de tensões. Matriz 100 % perlítica; c) Recozido para ferritização, ferritização da matriz de 75 %.

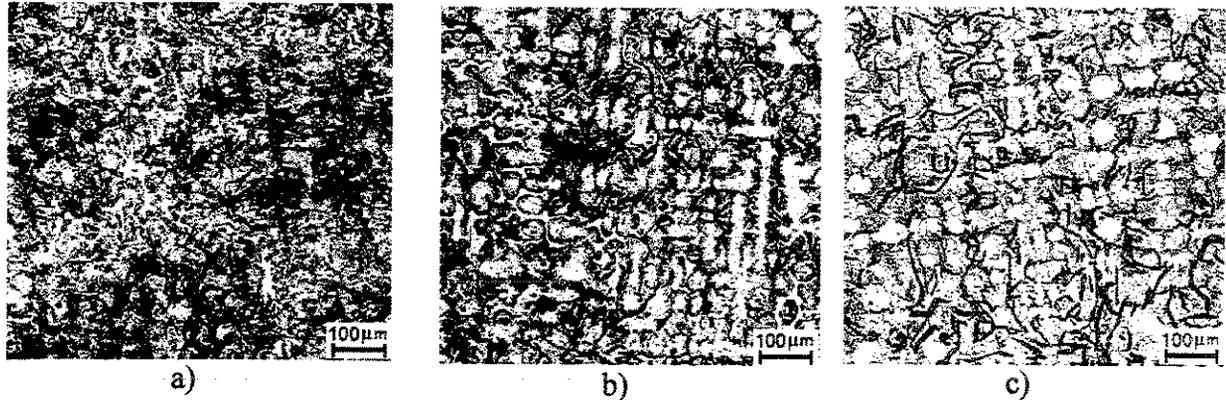


Figura 5.9. Micrografias dos materiais FC4BF, FC4AT e FC4RF. Ferritização semelhante aos materiais FC3BF, FC3AT e FC3RF respectivamente.

a) Estado bruto de fusão, matriz 100 % perlítica; b) Recozido para alívio de tensões. Ferritização parcial dos eixos dendríticos; c) Recozido para ferritização. Ferritização da matriz de 75 %.

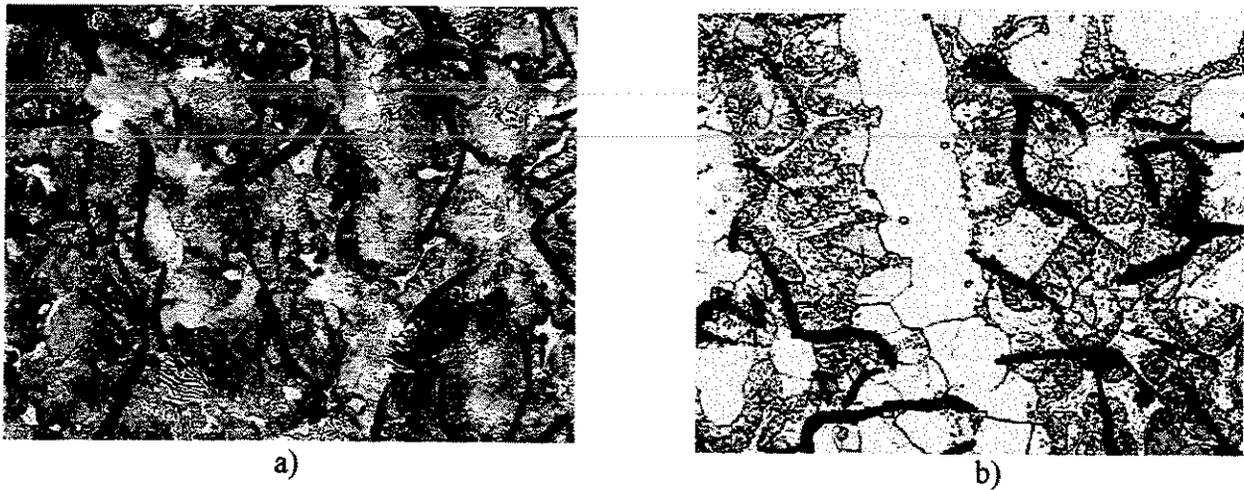


Figura 5.10: Detalhes das microestruturas dos materiais FC2AT e FC2RF.

a) FC2AT. Matriz perlítica, compostos de fósforos dispersos; b) FC4RF. Ferritização completa dos eixos dendríticos. Compostos de fósforo frequentes, interdendríticos e semidissolvidos.

Os compostos de fósforo, esporádicos, interdendríticos e intercelulares, nos materiais derivados dos básicos FC1 e FC3, tornaram-se mais frequentes nos materiais derivados dos básicos FC2 (Figura 5.8, Figura 5.10a) e FC4 (Figuras 5.9, Figura 10b), sendo que neste último

formaram redes intercelulares e interdendríticas.

Nos materiais recozidos para ferritização (FC1RF, FC2RF, FC3RF e FC4RF) a esferoidização dos carbonetos da perlita foi maior quanto mais próximos dos eixos dendríticos. A resistência à decomposição da perlita localizada no centro dos espaços interdendríticos, deve ser causada pela ação de estabilização produzida pelos elementos tais como Cr e Mn, rejeitados para o líquido durante a solidificação.

## 5.6 Fractografia

### 5.6.1 Ensaio de tração

As fraturas de aparência macroscopicamente frágil, desenvolveram-se sobre um ou mais planos principais aproximadamente paralelos entre si e perpendiculares à direção da força de tração aplicada. Os planos principais uniram-se entre si através de planos secundários. A morfologia das superfícies de ruptura foi influenciada pela estrutura de solidificação e pela microestrutura (tratamentos térmicos), que influenciaram os estado de tensões locais.

Na Figura 5.11 podem ser comparadas as fraturas dos materiais FC3BF, FC3AT e FC3RF. O plano principal dessas fraturas diminuiu sua definição na medida que aumentou a ferritização da matriz. No material perlítico FC3BF (Figura 5.9a), o plano principal foi bem definido, a ruptura ocorre após pouca deformação volumétrica da matriz e pequena deformação até a fratura das micro-crateras (Figura 5.11a). Na Figura 5.11b, a fratura do material FC3AT, cuja ferritização dos eixos dendríticos foi parcial (Figura 5.9b), caracterizou-se pela maior deformação das micro-crateras até a ruptura e pela morfologia menos plana do que a fratura do FC3BF. No material FC3RF (Figura 5.11c), no qual a ferritização dendrítica foi completa, a fratura progrediu sobre três planos principais, paralelos entre si e perpendiculares à direção da força aplicada. Esses planos juntaram-se através da ativação de planos secundários de fratura. Um dos planos principais de fratura corresponde à região central da Figura 5.11c; os outros (mais próximo e mais afastado da lente), indicados por setas, aparecem ligeiramente fora do foco. A deformação

das micro-crateras até a ruptura é semelhante à observada na Figura 5.11b.

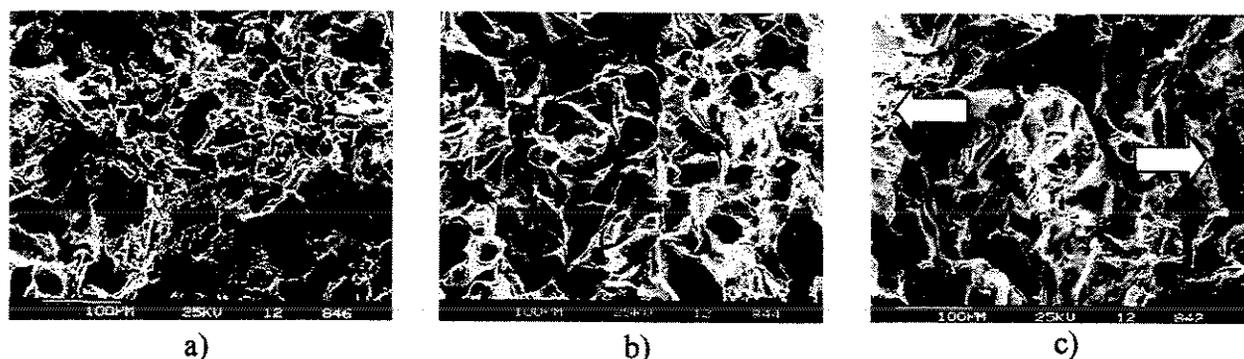


Figura 5.11: Ensaio de tração. Fraturas. Materiais FC3BF, FC3AT e FC3RF.

- a) Material FC3BF. Plano principal definido. Micro-crateras de curta deformação até a ruptura.
- b) Material FC3AT. Plano principal menos evidente. Maior deformação volumétrica da matriz e até a fratura das micro-crateras
- c) Material FC3RF. Desenvolvida sobre três planos. O plano superior e o inferior estão indicados pelas setas.

A Figura 5.12, mostra fraturas das regiões eutéticas e dendríticas nos materiais FC1RF e FC2BF. Na Figura 5.12a, a ruptura dúctil na borda de uma célula eutética do material FC1RF, caracterizada pela formação de micro-crateras equiaxiais, progrediu através da perlita cujos carbonetos estavam em processo de dissolução por causa do recozimento para ferritização.

A Figura 5.12b, corresponde à fratura dúctil de uma dendrita do material FC2BF. A deformação volumétrica da matriz prévia a fratura foi apreciável e pode ser avaliada qualitativamente pela deformação dos alojamentos das grafitas. Na fratura “delaminada”, a matriz rompeu seguindo a direção das lamelas de cementita das colônias perlíticas. As micro-crateras são alongadas e se desenvolveram na ferrita. A regularidade da morfologia da fratura foi rompida, no centro da figura, pela existência de um composto de Manganês.

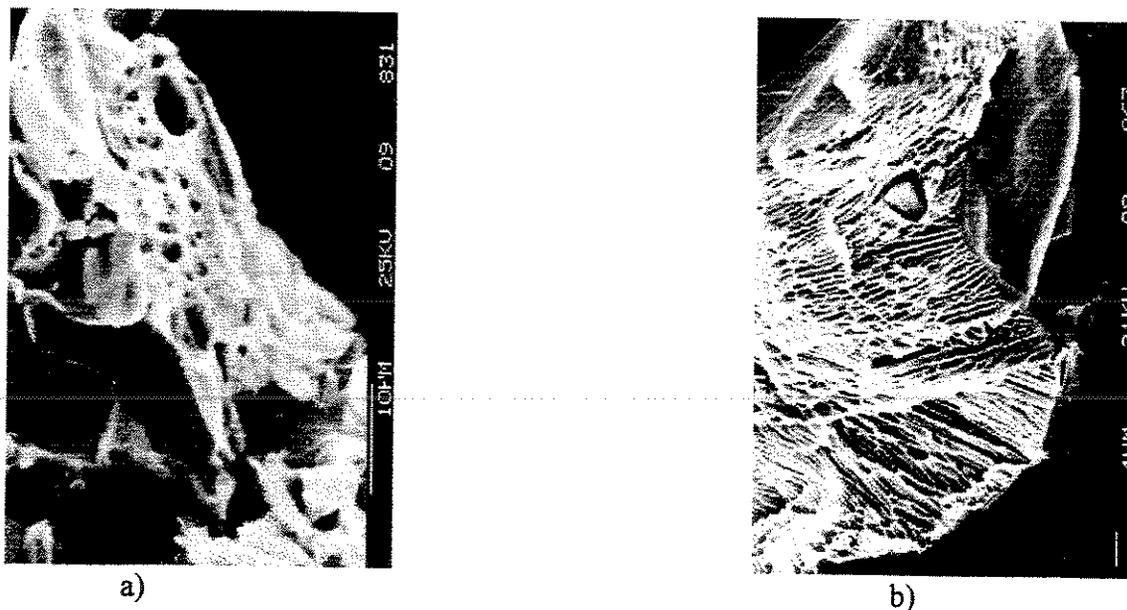


Figura 5.12: Ensaio de tração. Fraturas dúcteis “equiaxial” e “delaminada”. Materiais FC1RF e FC2BF.

a) “Equiaxial” em região eutética. Perlita semidissolvida. Material FC1RF

b) “Delaminada” em dendrita. Segue as orientações da perlita. Inclusões. Material FC2BF

As dendritas foram lugares típicos de ocorrência das fraturas frágeis, sem por isso essas regiões romperem exclusivamente dessa forma (Figura 5.12b). As rupturas frágeis ocorreram sistematicamente sobre as dendritas, independentemente da matriz ser ferrítica ou perlítica, e da quantidade e localização dos compostos de fósforo. Na Figura 5.13a, a dendrita do material FC1AT, de microestrutura perlítica (Figura 5.8b), rompeu de forma frágil e transgranular após pequena deformação volumétrica. O início da fratura aconteceu em pontos localizados sobre as interfaces entre a matriz e as grafitas. De maneira semelhante, no material FC1BF, perlítico (Figura 5.9a), a fratura frágil e transgranular de uma dendrita (Figura 5.13b), se produziu após baixa deformação volumétrica da matriz. As clivagens iniciaram-se sobre as interfaces grafita/matriz, desenvolveram-se sobre vários planos em direções divergentes, aparentemente influenciadas pela direção de crescimento das colônias de perlita.

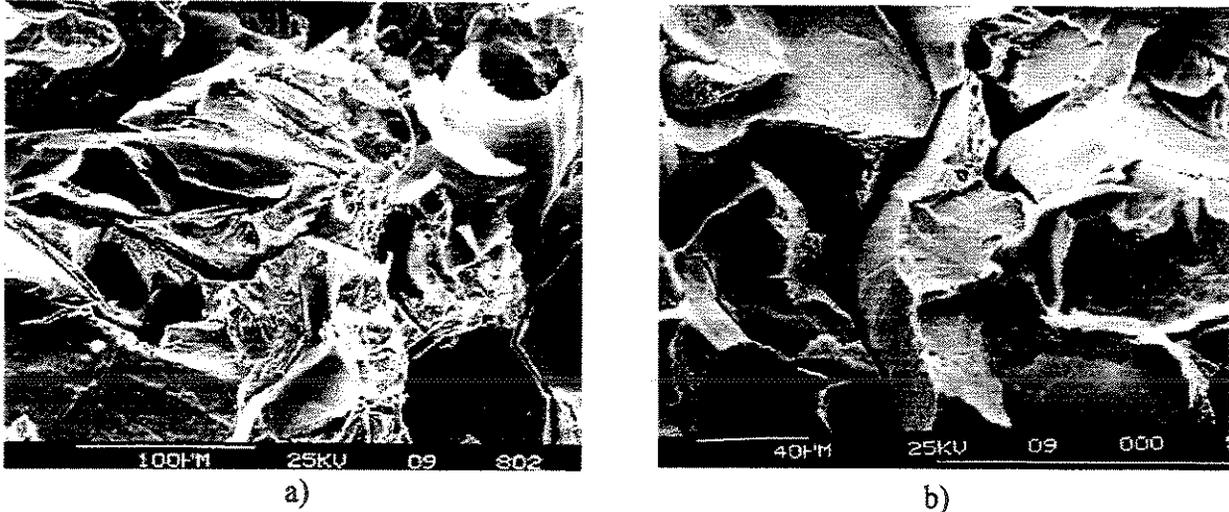


Figura 5.13: Ensaio de tração. Fraturas frágeis trans-granulares de pouca deformação volumétrica da matriz até a fratura. Início sobre interfases matriz/grafitas. Materiais FC1AT e FC1BF.  
 a) Material FC1AT. Fratura clivada e transgranular de dendrita de microestrutura perlítica.  
 b) Material FC1BF. Fratura frágil transgranular de dendrita.

Fraturas frágeis do tipo intergranular foram frequentes nas regiões dendríticas dos materiais com teores de fósforo superiores a 0,036 % em peso, submetidos a tratamentos térmicos e também nas regiões de solidificação eutética dos materiais tratados termicamente e com teores de fósforo maiores do que 0,07 % em peso. De forma ocasional, essas fraturas ocorreram nos materiais FC1RF e FC3RF. A fratura intergranular resulta das tensões locais ultrapassarem a resistência coesiva dos limites de grão para os quais deve ter difundido o fósforo que estava inicialmente formando parte dos seus compostos ou dissolvido na ferrita. Na Figura 5.14a, uma região fraturada do material FC2RF, mostra a matriz rompida fragilmente na forma intergranular, muito próxima de fraturas dúcteis de curta deformação (indicada pela seta), assim como da ruptura frágil transgranular de um composto de fósforo (região cinzenta central). Em outro lugar da mesma fratura, Figura 5.14b, a ruptura foi totalmente intergranular. As diferenças entre as morfologias de fratura, encontradas no mesmo corpo de prova podem ser atribuídas às variações locais dos teores de fósforo e dos estados de tensões.

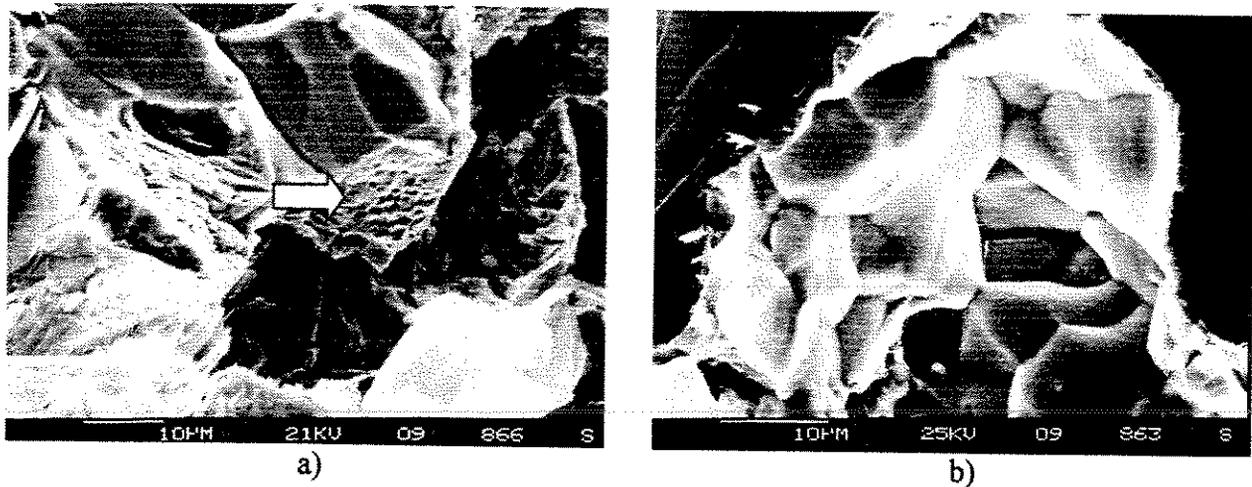


Figura 5.14. Ensaio de tração. Fraturas dendríticas predominantemente frágeis e intergranulares. Material FC2RF

a) Região dendrítica. Fratura mista: a) dúctil “equiaxial” (seta); b) frágil intergranular (parte superior da figura); c) composto de fósforo rompido da forma frágil transgranular (contornando a fratura dúctil e de tonalidade cinza escura).

b) Região dendrítica. Fratura frágil intergranular.

Nos materiais com teores de fósforo iguais ou superiores do que 0,07% em peso, os compostos formados por esse elemento foram encontrados nas suas fraturas e sua frequência de aparecimento foi proporcional ao teor de fósforo dos materiais. Os compostos fraturaram invariavelmente de forma frágil, como observado no material FC 2RF (Figuras 5.14a).

Na Figura 5.15a, mostra-se uma fratura do material FC4AT, numa região dendrítica e eutética, com presença de compostos de fósforo (de tonalidade escura), distribuídos principalmente na forma interdendrítica. A fratura da matriz mudou de frágil na dendrita localizada diagonalmente na região central da figura (aspecto claro e contínuo), para semidúctil nas regiões de solidificação eutética que a flanqueavam. A Figura 5.15b, mostra o efeito de inibição da deformação volumétrica da matriz circundante a três compostos de fósforo (superfícies fibrilares de fraturas), a deformação intensa e fratura dúctil induzida sobre a matriz de uma célula eutética localizada entre eles.

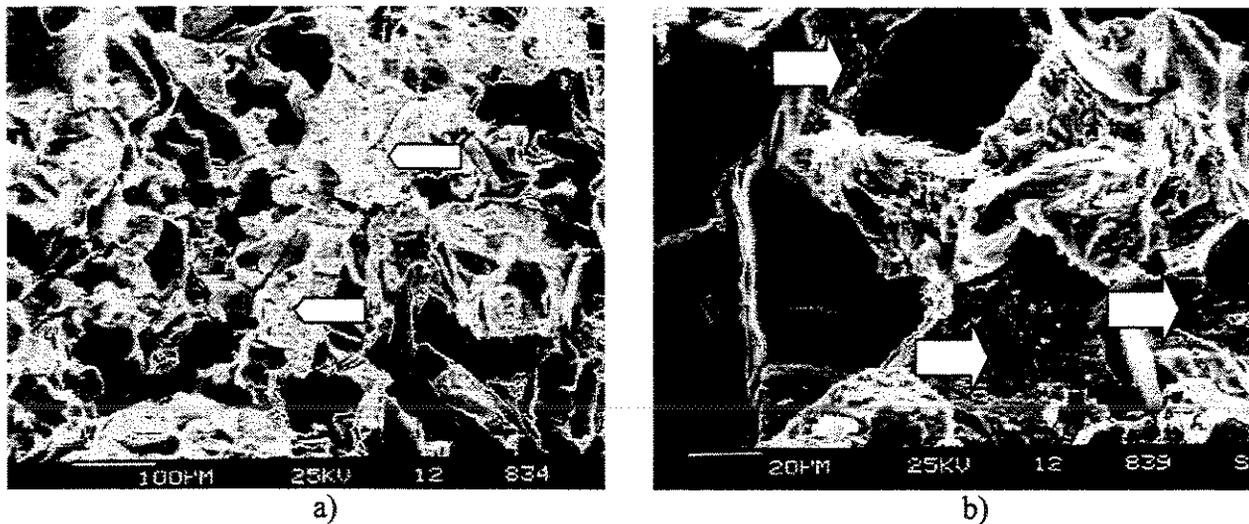


Figura 5.15.: Ensaio de tração. Compostos de fósforo e fratura. Material FC4AT.

a) Morfologia plana de fratura. Compostos de fósforo interdendríticos e intercelulares (alguns indicados pelas setas).

b) Três compostos de fósforo (setas), cercam uma célula eutética e impediram uma maior deformação volumétrica da matriz, previa à ruptura.

A presença freqüente de compostos de fósforo em posições interdendríticas e intercelulares, influencia a morfologia da fratura do material tomando-a mais plana. Esse efeito foi constatado em todos os materiais e estados de tratamentos térmicos e diminuiu gradativamente para um mesmo material ao aumentar a temperatura e tempo de tratamento. Na fratura do material FC4AT, apresentada na Figura 5.15a, observa-se uma baixa deformação volumétrica da matriz 25 % ferrítica (Figura 5.9b), causada pela presença dos compostos de fósforo.

## 5.6.2 Ensaios de compressão entre cunhas

Todas as fraturas produzidas mediante a compressão entre cunhas apresentaram duas regiões diferentes e perfeitamente identificáveis:

### 5.6.2.1 Região vizinha ao ápice da indentação

Na Figura 5.16a, a região clara e lisa da parte superior, correspondeu à superfície da indentação num disco de FC4RF. A parte inferior da figura, mostra a fratura vizinha ao ápice da

indentação. A região estendeu-se ao longo dos vértices das indentações até aproximadamente uma profundidade de 0,6 mm. A topografia espacial da ruptura, de aparência dúctil, teve pouca definição do plano principal de fratura. A grande deformação volumétrica do material ocorreu sem a formação de vazios entre a matriz e as grafitas, possivelmente como produto da ação de tensões cisalhantes atuantes nessa região. Os compostos de fósforo rompidos foram frequentes na região da fratura vizinha ao ápice da indentação. A ação de inibição da deformação volumétrica da matriz dos compostos de fósforo se manifesta também nos materiais de baixo teor desse elemento. Os compostos de fósforo outorgam à fratura uma topografia plana e induzem à matriz que os rodeia a uma grande deformação localizada até a fratura.

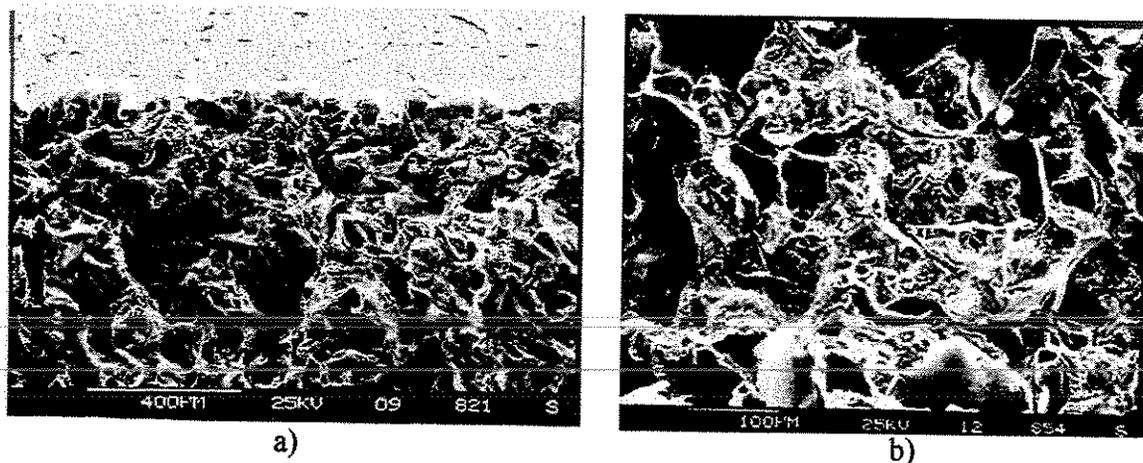


Figura 5.16. Ensaio de compressão entre cunhas. Material FC4BF.

a) Fratura dúctil sob o ápice da indentação. Ausência de plano principal de fratura.

b) Fratura da região central do corpo de prova. Semelhante às fraturas sob tração. Compostos de fósforo tornam o plano de fratura mais definido.

### 5.6.2.2 Região Central

A denominada região central correspondeu aproximadamente ao 95% da área transversal final do corpo de prova. A morfologia de fratura é semelhante à encontrada nas fraturas dos corpos de prova submetidos a ensaio de tração. O seu plano principal de fratura é mais definido do que na região vizinha ao ápice da indentação (Figura 5.16b).

A fratura da região central dos corpos de prova de compressão entre cunhas do mesmo

material básico, da mesma forma como na Figura 5.11, perdem a definição do plano principal de fratura na medida que aumentam a temperatura e tempo de tratamento térmico.

## 5.7 Resumo dos resultados do capítulo

- As curvas de força-alongamento dos ferros fundidos cinzentos não ligados da classe FC250 no estado bruto de fusão, são semelhantes às dos materiais levemente ligados do capítulo 4. Essa semelhança se manifesta, na existência de uma relação aproximadamente constante entre as coordenadas dos extremos das regiões “1” e “2” e “3” da curva.

- Os materiais FC250 ao ser recozidos, diminuíram sua resistência à tração e modificaram a forma da sua curva força-alongamento. Essas mudanças se tornaram mais evidentes na medida que a temperatura e tempo de tratamento aumentaram. A forma da curva força-alongamento mantiveram praticamente a relação existente nas curvas do estado bruto de fusão, entre as forças (ordenadas) dos pontos extremos das regiões “1”, “2” e a força de fratura (final da região “3”). Não foi mantida a relação entre as abscissas dos pontos extremos dessas regiões. Os tratamentos térmicos diminuíram os alongamentos correspondentes às regiões “1” e “2” e aumentam o alongamento e diminuem a inclinação da região “3”.

- As curvas de compressão entre cunhas do estado bruto de fusão se modificaram ao aplicar os tratamentos térmicos aos materiais. Na medida do aumento da temperatura e tempo de tratamento, a região “1”, encurtou-se e diminuiu sua inclinação; a região “2” aumentou sua curvatura; a região “3” tornou-se mais evidente mediante um maior incremento da profundidade de indentação e uma queda gradual da força para a fratura final.

- Através da área sob a curva força-profundidade de indentação se podem avaliar as energias necessárias para atingir a condição de aparecimento de trincas no material (área sob as regiões “0”, “1” e “2” da curva), para o desenvolvimento estável das trincas até a fratura (área sob a região “3” da curva) e a energia total de fratura. Os tratamentos térmicos contribuem para diminuir a energia para início de trincas e aumentam a energia de progressão das trincas até a fratura final. A energia total permanece aproximadamente constante para os diferentes estados de tratamento térmico.

- O aumento do teor de fósforo nos materiais, aumentou o número dos seus compostos na

microestrutura, contribuiu para aumentar a resistência mecânica e incentivou as fraturas frágeis. Os compostos de fósforo inibiram a deformação volumétrica da matriz e tornaram mais evidente o plano principal de fratura. Os tratamentos térmicos possibilitaram a difusão dos átomos de fósforo (dissolvidos na matriz ou formando parte dos seus compostos) para os limites de grão, diminuindo a coesão entre eles e favorecendo a fratura frágil de tipo intergranular.

- A ferritização da matriz dos materiais tratados termicamente se iniciou sobre os eixos dendríticos. Essa transformação diminuiu de forma importante a resistência mecânica das dendritas e do material como um todo.

## Capítulo 6

### **Experiência 3:**

#### **Avaliação da Qualidade de Mancais Especificados em NBR-FC200**

##### **Resultados e comentários**

##### **6.1 Análises Químicas**

Os quatro tipos de mancais amostrados identificam-se mediante números arábicos (1, 2, 3 e 4) e os seus respectivos fabricantes com as letras “X” e “Y”. Considerando as diretrizes da normalização para a avaliação da resistência à tração dos ferros fundidos [NBR,1986], [ASTM, 1992], adotou-se a quantidade de três mancais para as amostras destinadas a caracterizar a resistência à compressão entre cunhas dos lotes de peças.

Na tabela 6.1, apresentam-se os resultados das análises de composição química e dos cálculos de carbono equivalente (CE), para o material de cada tipo de mancal. Os materiais corresponderam à classificação dos ferros fundidos cinzentos não ligados. Ambos os fundidores mantiveram os elementos fósforo, enxofre, níquel e molibdênio em níveis residuais. O fabricante X apresentou pequena dispersão nos teores de carbono e silício das amostras 1X, 2X e 3X (valores entre 3,25 % e 2,5 % em peso) e maior dispersão nos teores de manganês, de cobre e cromo. O seu carbono equivalente foi sempre hipoeutético e próximo de  $CE = 4,0$ . Em relação ao fornecedor “X”, o fundidor “Y” utilizou nas amostras 1Y e 4Y, maiores teores de carbono e menores de silício os quais, somados às suas variações nos teores de cromo e cobre, tornaram inseguro o cumprimento da recomendação de composição química hipoeutética. Os resultados da tabela 6.1 sugerem, que os fundidores empregaram diferente ajuste do banho metálico e fontes de

matérias primas, sendo mais heterogênea a do fornecedor “Y”.

Tabela 6.1: Composição química e Carbono Equivalente dos mancais

Mancal e fundidor *	Elementos (em porcentagem em peso)									Carbono equivalente CE)**
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	
1X	3,15	2,54	0,57	0,10	0,04	0,01	0,10	0,07	0,04	3,96
2X	3,24	2,61	0,40	0,02	0,03	0,01	0,03	0,05	0,05	4,08
3X	3,33	2,38	0,63	0,10	0,04	0,02	0,01	0,05	0,04	4,07
1Y	3,36	2,19	0,62	0,13	0,08	0,01	0,12	0,07	0,02	4,08
4Y	3,52	2,48	0,52	0,03	0,04	0,01	0,03	0,05	0,02	4,30

\* 1, 2 e 3: Tipos de mancais; X e Y: Fabricantes.

\*\* CE: Carbono equivalente calculado pela equação 2.8.

## 6.2 Ensaio de Compressão entre Cunhas

A primeira coluna da tabela 6.2 identifica o mancal especificando seu tipo, fabricante e um número de 1, 2 ou 3, que correspondente a cada espécime da amostra. Os respectivos valores de resistência à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) se apresentam na segunda coluna. Na terceira e quarta colunas, para cada amostra (três corpos de prova de igual tipo de mancal e fabricante), calculou-se a resistência média à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ) e seu desvio padrão ( $s_{\sigma_c}$ ). A pequena variação de resistência à compressão entre cunhas existente entre os mancais das amostras 1X e 4Y, resultou respectivamente em desvios padrão de 4 % e 6 % do valor médio da sua resistência à compressão entre cunhas. A variação do valor médio da resistência média à compressão entre cunhas das populações representadas pelas amostras 1X e 4Y, calculadas pela distribuição “t” com 95 % de confiabilidade (quinta coluna da tabela 6.2), resultou menor do que 10 %, por tanto ambos valores médios das resistências à compressão entre cunhas puderam ser consideradas representativos dos lotes de peças que as amostras representam.

Nas amostras 2X, 3X e 1Y, os desvios padrão da resistência à compressão entre cunhas de 25 MPa, 12 MPa e 20 MPa corresponderam a 16%, 7% e 15% dos seus respectivos valores de resistência média à compressão entre cunhas (tabela 6.2, coluna 4). A avaliação do erro do valor médio da resistência à compressão entre cunhas dos lotes de mancais representados por essas

amostras (distribuição “t” e 95 % de confiabilidade), resultou em valores de 17 % a 40 % das suas resistências médias a compressão entre cunhas (tabela 6.2, coluna 5), impedindo seu uso como parâmetro representativo das amostras e dos correspondentes lotes. A magnitude dos erros calculados para as amostras 2X (61 MPa), 3X (30 MPa) e 1Y (48 MPa), evidenciaram uma falta de controle no processo de fabricação dos fornecedores e tornou desconhecida a distribuição estatística da resistência à compressão entre cunhas dos lotes. Por esta causa, os resultados obtidos foram associados individualmente a cada mancal e não se utilizaram valores estatísticos relacionados às amostras ou lotes.

Tabela 6.2 : Resistência à compressão entre cunhas. Valores médios, desvios padrão e erro do valor médio das amostras.

Mancais. Tipo e número de corpo de prova*	Resistência à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) MPa	Valor médio da $\sigma_c$ ( $\sigma_c^{\wedge}$ ) MPa	Desvio padrão de $\sigma_c$ ( $s_{\sigma c}$ ) MPa	Erro do valor médio.** MPa
1X1	185			
1X2	178	180	4	10
1X3	178			
2X1	178			
2X2	156	154	25	61
2X3	129			
3X1	187			
3X2	163	174	12	30
3X3	171			
1Y1	152			
1Y2	125	130	20	48
1Y3	114			
4Y1	168			
4Y2	158	164	6	14
4Y3	166			

\* 1, 2, 3 e 4: tipos de mancais; X e Y : fabricantes.

\*\* Distribuição “t”, com 95 % de grau de confiança..

### 6.3 Análises Metalográficas

As análises metalográficas realizaram-se sobre as superfícies maiores da placa retirada de cada mancal (Figura 3.3). Em cada corpo de prova a macro e micrografia foram feitas após selecionar o lugar mais representativo de quatro regiões equidistantes do centro da placa e sua borda. A descrição das características das macroestruturas e microestruturas dos corpos de prova das amostras 1X, 3X, 2X, 1Y e 4Y estão resumidas na tabela 6.3.

Tabela 6.3. Corpos de prova classificados nos grupos A, B e C, segundo seu comportamento no ensaio de compressão entre cunhas.

Corpo de prova	Resistência à compressão $\sigma_c$ MPa	Grafitas; tipo, porcentagem e tamanho				Matriz		Estrutura dendrítica **
		I-A %, tamanhos *	I-B %, diâmetros $\mu\text{m}$	I-D %	I-E %	Perlita %	Ferrita %	
<b>GRUPO A</b>								
3X1	187	30; 4	30; 200/400	10	30	97	3	DDD
1X1	185	20; 4/5	30; 200/300	30	20	90	10	DDD
1X2	178	30; 4/5	30; 250/350	20	20	85	15	DDD
2X1	178	30; 4	20; 300	30	20	100	trazos	DDD
1X3	178	30; 4/5	20; 150/200	20	30	90 (70)	10 (30)	DDD
3X3	171	30; 5	50; 200/400	---	20	97	3	DD
4Y3	166	20; 4/5	65; 150/300	---	15	95	5	DD
<b>GRUPO B</b>								
4Y1	168	20; 4/5	70; 200	---	10	95	5	DD
3X2	163	40; 4/5	50; 200/500	---	10	95	5	DD
4Y2	158	20; 4/5	75; 150/250	---	5	95	5	D
2X2	156	30; 4/5	70; 200/500	--	---	95	5	D
1Y1	152	20; 4/5	75; 200/400	---	5	100	trazos	D
<b>GRUPO C</b>								
2X3	129	30; 4/5	70; 300/700	---	---	60	40	D
1Y2	125	20; 4	70; 250/350	---	10	60	40	DD
1Y3	114	20; 4/5	70; 200/400	---	10	30	70	DD

\* Tamanho das grafitas I-A segundo norma [NBR-2,1981].

\*\* Presença dendrítica na metalografia; DDD: estrutura forte; DD: estrutura moderada; D: estrutura escassa.

(...) variação localizada da porcentagem de micro-constituintes no espécime 1X3

---- inexistência do tipo de grafitas.

As macroestruturas dos três espécimes da amostra 1X se caracterizaram pelas estruturas dendríticas fortes (DDD) e a grafita, aproximadamente distribuída em 30 % do tipo I-A, tamanhos 4/5, 30 % do tipo I-B de 150  $\mu\text{m}$  a 350  $\mu\text{m}$  de diâmetro, 30 % do tipo I-E e o resto do tipo I-D (Figura 6.1a). A microestrutura dos espécimes apresentou diferenças. A matriz perlítica, mostrou formação de ferrita nos centros das células eutéticas e sua presença foi avaliada, em aproximadamente 10 % e 15 % da área das amostras metalográficas dos mancais 1X1 e 1X2 (Figura 6.1b). No espécime 1X3 a distribuição da ferrita se localizou sobre as células eutéticas e variou entre aproximadamente 10 % e 30 % (Figura 6.1c), sem atingir os eixos dendríticos. As diferenças entre as microestruturas dos corpos de prova, não resultaram em mudanças significativas na resistência à compressão entre cunhas.

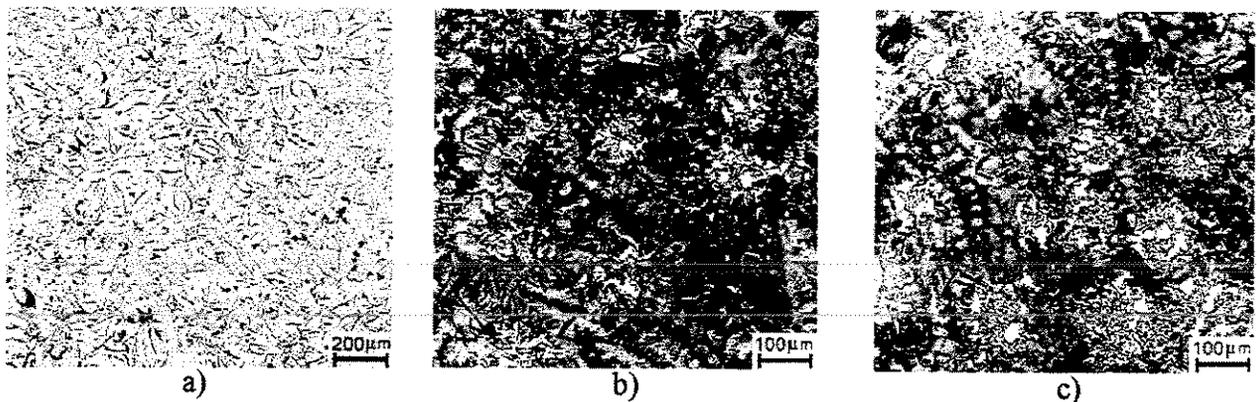


Figura 6.1. Macroestrutura e microestruturas de mancais da amostra 1X.

a) Macroestrutura do mancal 1X2; b) Microestrutura do mancal 1X1; c) Microestrutura do mancal 1X3.

Na amostra 3X, os corpos de prova 3X1 ( $\sigma_c = 187 \text{ MPa}$ ) e 3X3 ( $\sigma_c = 171 \text{ MPa}$ ), tiveram maiores resistências à compressão entre cunhas. No corpo de prova 3X1, as características de macroestrutura e microestrutura foram semelhantes às do espécime da amostra 1X1 (Figura 6.1). No material da placa 3X3 a estrutura dendrítica foi moderada (DD). A grafita do tipo I-B de diâmetros entre 200  $\mu\text{m}$  e 400  $\mu\text{m}$  constituiu aproximadamente um 50 % da grafita presente, em quanto que a grafita restante distribuiu-se em aproximadamente 30 % do tipo I-A e 20 % do tipo I-E (Figura 6.2a). No corpo de prova 3X2 ( $\sigma_c = 163 \text{ MPa}$ ), as grafitas foram dos tipos I-A, I-B e I-E em quantidades aproximadas de 40 %, 50 % e 10 % da grafita total. A estrutura dendrítica foi

moderada (DD) e o tamanho das células eutéticas de 200  $\mu\text{m}$  a 500  $\mu\text{m}$  de diâmetro (Figura 6.2b). O maior tamanho das grafitas I-B e a menor presença de grafitas I-E podem ser responsáveis pela queda de resistência mecânica nesta placa. Nas placas da amostra, a matriz foi praticamente perlítica, apenas com nucleação de ferrita (menos do que 1 % da matriz) em algumas interfaces grafitas/matriz (Figuras 6.2c).

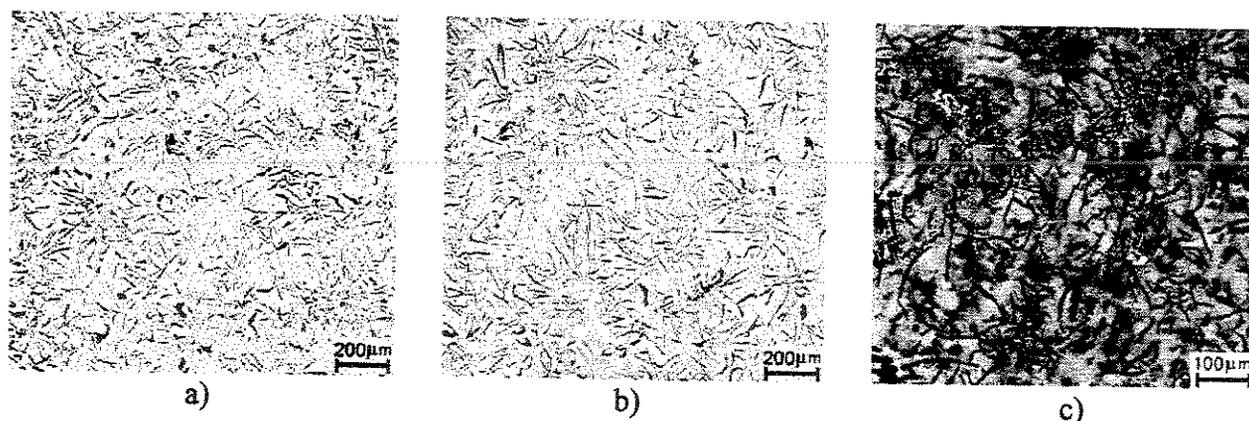


Figura 6.2. Macroestrutura e microestruturas de mancais da amostra 3X.  
a) macroestrutura do mancal 3X3; b) macroestrutura do mancal 3X2; c) Microestrutura do mancal 3X1, comum a todos os espécimes da amostra.

O corpo de prova 2X1 ( $\sigma_c = 178 \text{ MPa}$ ), o de maior resistência à compressão na amostra 2X, teve estrutura dendrítica moderada (DD), uma distribuição e tipos de grafitas parecidas à do espécime 1X1 (Figura 6.1a) e matriz 100 % perlítica. Nos corpos de prova 2X2 ( $\sigma_c = 156 \text{ MPa}$ ) e 2X3 ( $\sigma_c = 129 \text{ MPa}$ ), a estrutura dendrítica foi escassa (D), aproximadamente 30 % da grafita foi do tipo I-A, tamanhos 4/5 e 70 % de I-B cujos diâmetros médios foram de aproximadamente 300  $\mu\text{m}$  no material 2X2 e de 500  $\mu\text{m}$  no 2X3. Os diâmetros das células eutéticas evidenciam uma dificuldade na nucleação da grafita e uma solidificação em presença de superresfriamento moderado (Figura 6.3a). Com relação ao corpo de prova 2X1, a queda da resistência à compressão medida nas placas 2X2 e 2X3, está associada ao aumento do tamanho e quantidade da grafita tipo I-B. No caso do mancal 2X3, a maior queda de resistência à compressão entre cunhas pode ser atribuída também ao aumento de ferrita na matriz, avaliada em aproximadamente 40 %, a qual se localizou principalmente nas regiões de solidificação eutética e em menor quantidade sobre os eixos dendríticos (Figuras 6.3b e 6.3c).

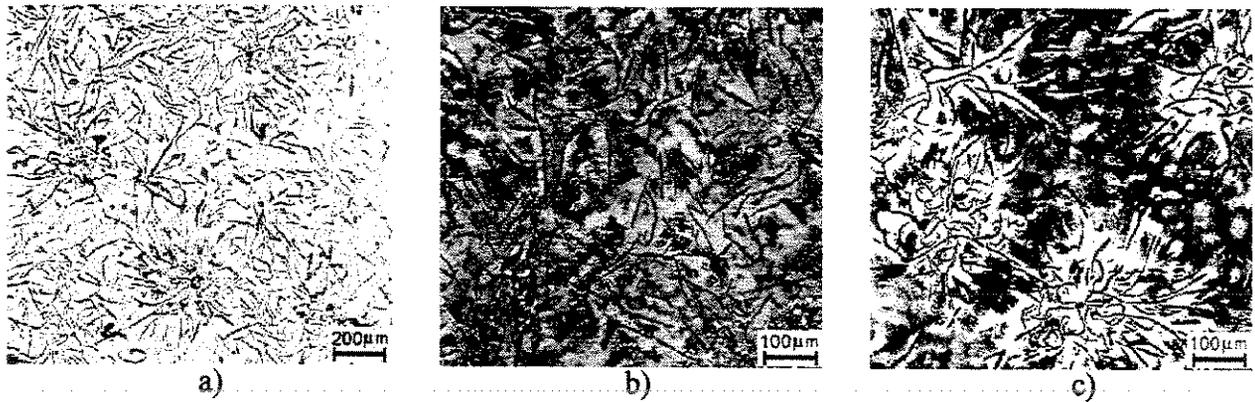


Figura 6.3. Macroestrutura e microestruturas de mancais da amostra 2X.

a) macroestrutura do mancal 2X3; b) microestrutura do mancal 2X2; c) Microestrutura do mancal 2X3, com ferritização da região eutética.

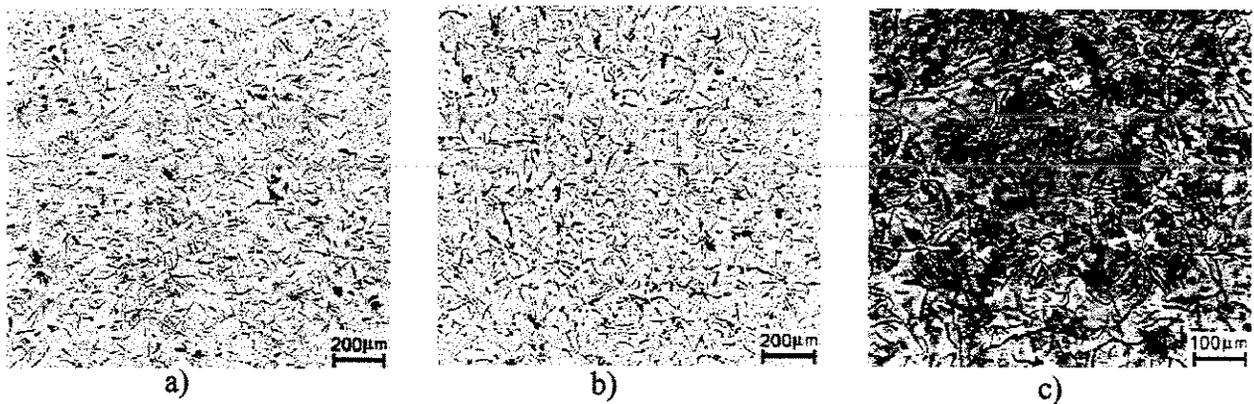


Figura 6.4. Macroestrutura e microestruturas de mancais da amostra 4Y.

a) Macroestrutura do mancal 4Y1. Dendrita moderadas; b) Macroestrutura do mancal 4Y2. Dendritas escassas; c) Microestrutura do mancal 4Y2. Ferritização representativa da amostra.

Nos corpos de prova da amostra 4Y, a resistência à compressão entre cunhas permaneceu na faixa de 168 MPa (4Y1) a 158 MPa.(4Y2) A macroestrutura dos três espécimes esteve formada por dendritas primárias finas, em quantidade moderada (DD) nas placas 4Y3 e 4Y1 (Figura 6.4a) e menor (D) na 4Y2 (Figura 6.4b). As grafitas foram principalmente do tipo I-B com diâmetros de 150 µm a 300 µm (65 % a 75 % da grafita total), formadas por lamelas curtas e finas. As grafitas do tipo I-A de tamanhos 4/5 corresponderam a aproximadamente 20 % e as

grafitas do tipo I-E, entre 15 % e 5 % da grafita total. A matriz dos corpos de prova esteve constituída de aproximadamente 95% de perlita fina e ferrita nucleada no centro das células eutéticas (Figura 6.4c).

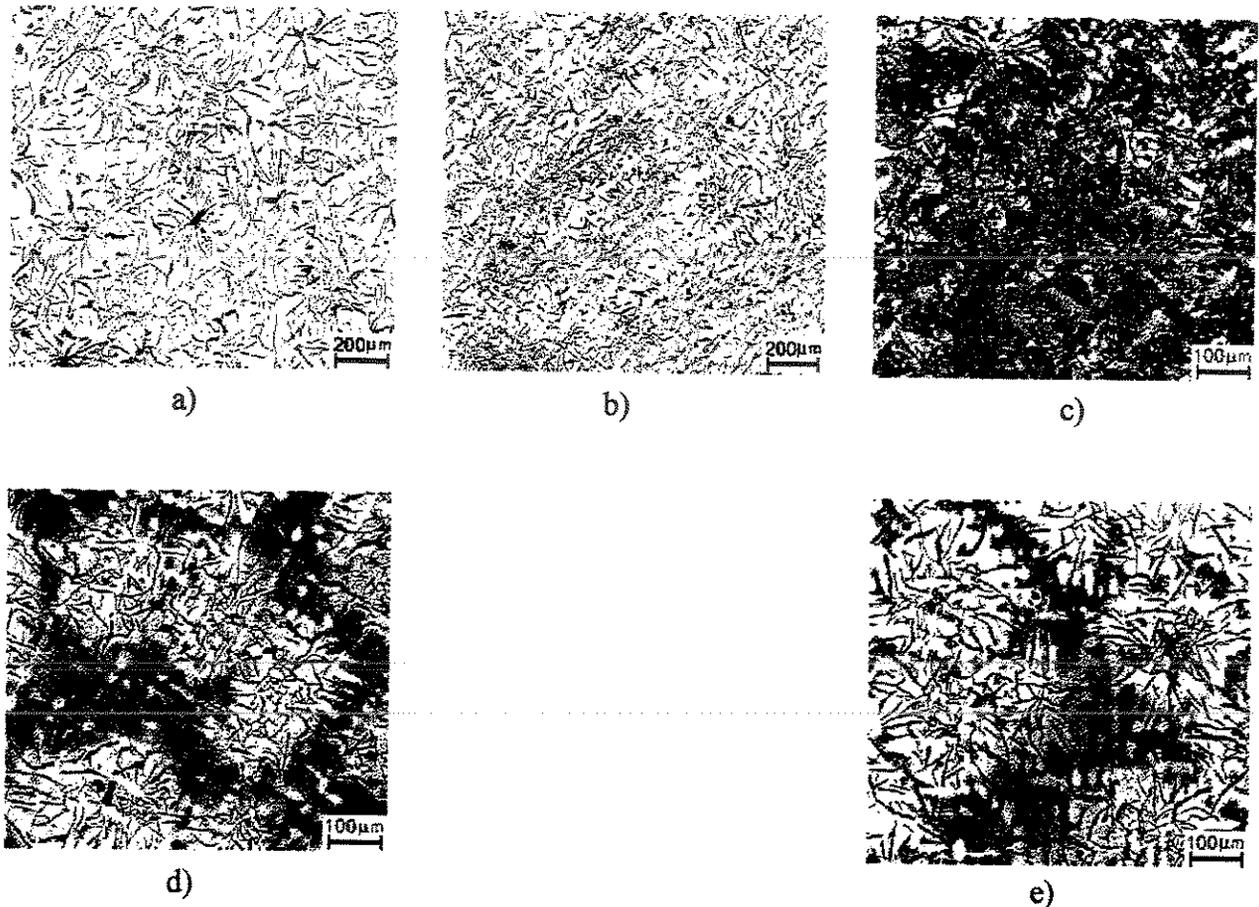


Figura 6.5. Macroestrutura e microestruturas de mancais da amostra 1Y.

a) macroestrutura do mancal 1Y1, presença dendrítica moderada; b) Macroestrutura do mancal 1Y2, maior presença dendrítica; c) Microestrutura do mancal 1Y1; d) Microestrutura mancal 1Y2; e) Microestrutura do mancal 1Y3.

Uma característica comum aos corpos de prova da amostra 4Y foi a elevada quantidade de grafita do tipo I-B, estrutura associada nas experiências anteriores a uma menor rigidez mecânica. No corpo de prova 4Y3 ( $\sigma_c = 166$  MPa) foi constatado um refino na estrutura eutética e presença dendrítica moderada (aproximadamente 15 % de grafita I-E) (tabela 6.3). A maior resistência da placa 4Y1 ( $\sigma_c = 168$  MPa), resultou do compromisso entre a presença dendrítica mais escassa

(10 % de grafita I-E) do que à do corpo de prova 4Y3 e o refino das grafitas I-B (200  $\mu\text{m}$  de diâmetro). A menor resistência mecânica do corpo de prova 4Y2 com respeito dos outros corpos de prova da amostra, resultou do enfraquecimento da estrutura dendrítica e do aumento da quantidade e tamanhos da grafita I-B (Figuras 6.4b).

Na amostra 1Y, Figura 6.5, as três peças possuíam estruturas semelhantes, porém a presença dendrítica diminuiu na ordem 1Y2, 1Y3 e 1Y1. Os tipos e quantidades das grafitas são comuns às três peças: aproximadamente 10 % do tipo I-E, 20 % do tipo I-A 4/5 e 70 % I-B de crescimento heterogêneo (diâmetros de 200  $\mu\text{m}$  até 400  $\mu\text{m}$ ) e com lamelas mais grosseiras no caso do 1Y1 (Figuras 6.5a, 6.5b). A microestrutura foi 100 %, 60 % e 30 % perlíticas para os mancais 1Y1, 1Y2 e 1Y3 respectivamente (Figuras 6.6c, 6.5d e 6.5e). A ferritização das peças 1Y2 e 1Y3, atingiu as células eutéticas e parcialmente os eixos dendríticos.

#### **6.4 Relação entre o comportamento mecânico e as características estruturais**

As curvas de compressão entre cunhas obtidas para os mancais foram levantadas utilizando as mesmas escalas e unidades nos eixos de coordenadas. A comparação entre elas foi feita pelo método de superposição. As curvas classificaram-se segundo a forma e extensão das regiões “1”, “2” e “3”, nos grupos “A”, “B” e “C”. As curvas, características a cada um desses grupos encontram-se superpostas na Figura 6.6. Na tabela 6.3, os corpos de prova foram reorganizados considerando o grupo ao qual suas curvas pertenceram na ordem decrescente das suas resistências à compressão entre cunhas. Na tabela apresentam-se também as descrições resumidas das estruturas (tipo, tamanho e quantidade das grafitas) e microestruturas (tipos, distribuição e quantidade de fases na matriz) de cada corpo de prova.

As curvas A, B e C (Figura 6.6), representam três grupos de materiais com diferentes comportamentos mecânicos e níveis de resistência à compressão entre cunhas.

Grupo “A”: Os espécimes pertencentes a este grupo tiveram resistência à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) entre 166 MPa e 187 MPa. Os valores das respectivas resistências à tração ( $\sigma_t$ ), calculadas utilizando a equação  $\sigma_t = 1,73 \cdot \sigma_c - 20,5$  (equação 2.27), [ÖGI, 1988], se localizam na

região superior do campo de tolerância da classe FC200. Nas curvas de compressão entre cunhas dos materiais deste grupo a região “1” estendeu-se até forças da ordem de 1000 N e profundidades de indentação um pouco maiores de 0,15 mm. O extremo superior da região “2” (elasto-plástica), de pequena variação na inclinação da sua pendente, atingiu a fratura de forma abrupta, a qual ocorreu sem incremento da profundidade de indentação (Figura 6.6, curva “A”). A estrutura da maioria dos corpos de prova deste grupo caracterizou-se pela existência expressiva de dendritas (DDD) e quantidades apreciáveis de grafitas tipos I-D e I-E distribuídas na matriz perlítica (Figuras 6.1 a 6.5), indicando uma solidificação eutética com nucleação escassa, em presença de superresfriamento constitucional que parece ter incentivado o crescimento dendrítico da fase austenítica do eutético.

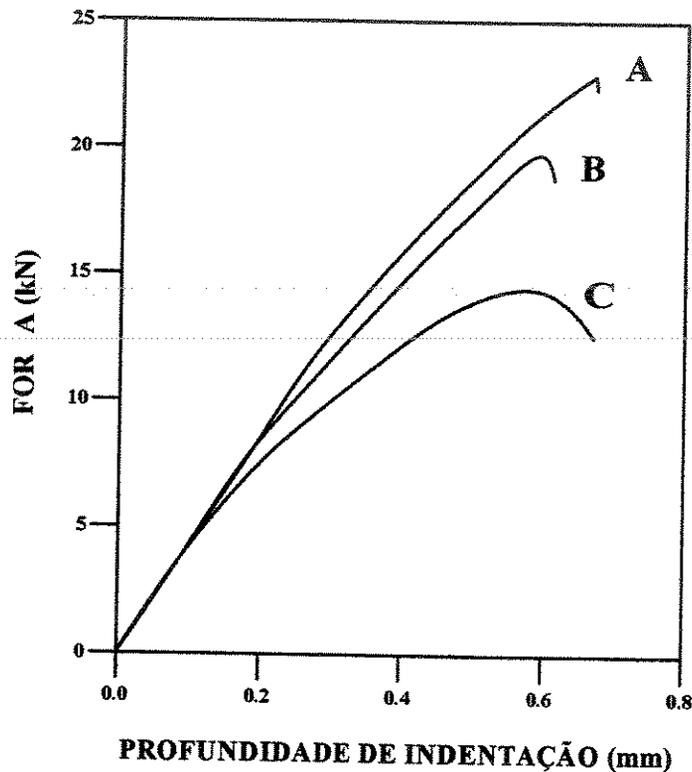


Figura 6.6. Classificação das curvas de compressão entre cunhas, segundo suas formas, em curvas “A”, “B” e “C”.

- Curva A: grupo A, tabela 6.3. Maior extensão da região “1”; região “2” de menor taxa de inclinação da sua tangente; região “3” não avaliável.
- Curva B: grupo B, tabela 6.3. Referida à curva A: menor comprimento da região “1”, maior taxa de variação da inclinação na região “2”; região “3” perceptível.
- Curva C: grupo C, tabela 6.3. A mais curta região “1”, a maior taxa de variação da inclinação na região “2”; região “3” mais expressiva.

Grupo “B”: A região “1”, tão íngreme quanto nas curvas do grupo “A”, se estendeu até forças aplicadas de aproximadamente 800 N e sua profundidade de indentação foi próxima de 0,15 mm. Na região “2”, a curva assumiu uma taxa de variação da sua pendente ligeiramente maior do que a sua correspondente do grupo “A” (Figura 6.6, curva B). Ambos efeitos resultaram em resistências de compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) de 156 MPa a 168 MPa, correspondentes a resistências à tração ( $\sigma_t$ ) calculadas pela equação 2.27, próximas do mínimo aceitável para a classe FC200. No fim da região “2”, após o ponto de máxima força aplicada, uma curta região “3”, de pendente negativa, indicou o início e progressão estável das fraturas até a ruptura abrupta total, no fim da região. Do ponto de vista estrutural, as características comuns às placas do grupo “B” foram a presença dendrítica de moderada a escassa (DD e D), grafitas praticamente dos tipos I-A e I-B, estes últimos constituindo mais do que 60 % da grafita total (solidificação eutética em presença de superresfriamento menor a aquele dos materiais pertencentes ao grupo “A”). A microestrutura foi predominantemente perlítica.

Grupo “C”: A região “1”, com igual inclinação que nos outros grupos, alcançou até forças aplicadas de aproximadamente 300 N e profundidades de indentação pouco menores que 0,15 mm. A região “2”, estendeu-se até forças da ordem de 1400 N, teve maior taxa de diminuição da inclinação da tangente que os outros tipos de curvas. A região “3” apresentou uma queda gradual com respeito da máxima força aplicada, de aproximadamente 100 N, antes de atingir a fratura abrupta (Figura 6.6). A faixa de resistência à tração (calculada) dos corpos de prova do grupo, foi de 157 MPa a 182 MPa. Os requisitos de resistência do material classe FC200 não foram atingidos. As macroestruturas dos corpos de prova foram semelhantes às encontradas nos materiais do grupo “B”. A microestrutura teve ferritização de um 50 % da matriz, atingindo as células eutéticas e parcialmente os eixos dendríticos. Graus diferentes de ferritização em peças com semelhante estrutura de solidificação semelhante procedentes de um mesmo fornecedor, como acontece entre os espécimes das amostras 2X e 4Y, evidenciaram a existência de variações no processo de resfriamento do material no estado sólido. A ferritização da matriz poderia ter acontecido se as peças tivessem sido retiradas do molde a temperaturas próximas da temperatura eutetoide e empilhadas. O resfriamento das peças localizadas no centro da pilha se tornaria mais lento e permitiria a transformação da perlita em ferrita.

## 6.5 Resumo dos resultados do capítulo

- O ensaio de compressão entre cunhas pode ser usado para a determinação da resistência à compressão ( $\sigma_c$ ) do material das peças e na determinação indireta da correspondente resistência à tração ( $\sigma_t$ ), mediante a utilização da relação do tipo  $\sigma_t = A \cdot \sigma_c - B$ , recomendada em normas ou definida experimentalmente para o processo. Por ser o ensaio realizado sobre o material das peças, o resultado tem maior validade do que o feito em três corpos de prova de tração, para julgar a qualidade de um lote de peças.
- A curva de compressão entre cunhas fornece informação suficiente para um inspetor experimentado poder definir baseando-se na sua forma, se o processo está produzindo a estrutura de solidificação necessária para cumprir os requisitos mecânicos. Análises metalográficas podem ajudar nessa avaliação. O material da peça sendo produzida deve ser associado a duas curvas de compressão entre cunhas de referencia, uma correspondente à máxima e outra à mínima resistência à compressão entre cunhas aceitáveis pela tolerância. Essas curvas podem constituir a ferramenta para corrigir os parâmetros do processo e assegurar os requisitos exigidos.
- Um material pode apresentar, segundo as suas condições de processamento, diferentes resultados de resistência mecânica e formas da curva de compressão entre cunhas. De outro lado, materiais de diferente composição química podem ter curvas de compressão entre cunhas semelhantes e valores próximos de resistência à compressão entre cunhas. A relação composição química- comportamento mecânico não é biunívoca.
- Nos ferros fundidos cinzentos não ligados da classe FC200 com estruturas dendríticas fortes (DDD) ou moderadas (DD), a ferritização da matriz nucleada e desenvolvida nas células eutéticas não produzem queda importante da sua resistência mecânica. Diferentemente, quando a ferritização atinge os eixos dendríticos a resistência mecânica desce drasticamente.

## Capítulo 7

### Discussão

#### 7.1. Solidificação

Os ferros fundidos cinzentos estudados, de composição química eutética e levemente hipoeutética resfriados em moldes de areia ou casca, iniciaram sua solidificação na forma de dendritas de austenita. As estruturas dendríticas aumentaram com o superresfriamento da solidificação. O superresfriamento da solidificação eutética (Figura 2.6) e a presença e tipo de elementos de liga (Figura 2.2), influenciaram a estrutura final quanto à solidificação favorecer a continuação do crescimento dendrítico austenítico ou acontecer segundo o diagrama estável, metaestável ou mediante uma estrutura trifásica (2.4.1 e 2.4.2).

O aumento da presença dendrítica foi incentivado pelo aumento do superresfriamento da reação eutética. Ele permitiu às dendritas primárias continuar seu crescimento até atingir a temperatura de nucleação da grafita eutética. As macroestruturas mostram que as dendritas de austenita aparecem em quantidade maior da esperada segundo o diagrama de equilíbrio Fe-C-Si, indicando que o superresfriamento favoreceu o crescimento mais rápido da fase austenita na reação eutética (Figura 2.6). Nos materiais levemente ligados (experiência 1) foi mais evidente a importância da inoculação no controle da estrutura. Os materiais não inoculados possuem estruturas dendríticas que superam 60 % da área das amostras metalográficas, independentemente da sua composição química ser eutética ou hipoeutética. Nos mesmos materiais a inoculação reduz a presença das estruturas dendríticas, diminui as grafitas dos tipos I-E e I-D e aumenta os tipos I-A e I-B.

Nas experiências 2 e 3, a composição química não ligada dos materiais, possibilitou aos fundidores utilizar velocidades de resfriamento e superresfriamento de solidificação relativamente altos, sem a formação de carbonetos. As estruturas dendríticas e o refino da grafita

(principalmente dos tipos I-E e I-D), resultaram na classe de resistência FC250 (experiência 2) ou na tolerância superior da resistência à tração definida para a classe FC200 (experiência 3).

Nos materiais da experiência 3, o superresfriamento e a velocidade de solidificação, pode ser deduzida pela variação das estruturas dendríticas, dos tipos de grafitas presentes e pelos valores de resistência à compressão entre cunhas. Esta última resultou diferente para peças de aproximadamente igual macroestrutura apenas quando houve evidências da ocorrência de diferentes formas e velocidades de resfriamento no estado sólido. Os materiais das experiências 2 e 3 diminuíram sua classe de resistência mecânica, apesar de possuírem macroestruturas de solidificação apropriadas, quando a ferritização produzida pelos tratamentos térmicos de recozido planejado (experiência 2) ou involuntário (experiência 3), alcançam os eixos dendríticos.

O material básico FL250 (experiência 1), com teor médio de cromo de 0,75 % em peso e sem outros elementos que inibem a formação de carbonetos, na sua condição FL250 AE (não inoculada), mostrou estruturas dendríticas fortes (DDD) e que o superresfriamento da solidificação eutética foi, em alguns lugares, superior à diferença entre as temperaturas eutéticas estável e metaestável, possibilitando a formação de regiões ledeburíticas. No material FL250 ICN (inoculado, vazado em molde de casca, a temperatura normal), a solidificação iniciou de acordo com o diagrama estável. A segregação de cromo para a frente de solidificação aumentou sua concentração e possibilitou sua precipitação na forma de carbonetos maciços. A solidificação continuou na forma de uma estrutura trifásica (austenita-grafita-carboneto) de crescimento radial (Figura 4.19). Uma estrutura formada por lamelas paralelas de grafita e carbonetos numa matriz de austenita, foi obtida na solidificação unidirecional de um material com teor de cromo semelhante [Magnim, 1988-2], [Magnim, 1988-3]. A estrutura foi considerada um eutético estável-metaestável duplo. Essa definição não é apropriada aos resultados obtidos com o material FL250 ICN, porque os carbonetos não apresentaram morfologia ledeburítica.

A solidificação eutética do material FL250 ICN, progrediu na forma estável até atingir aproximadamente a metade do raio da célula eutética. A partir de ali prosseguiu na forma de estrutura tripla (ainda que não de maneira simétrica), na qual os carbonetos aumentaram em número e em tamanho na medida que a solidificação progride (Figura 4.19). O crescimento

preferencial dos carbonetos deve ser influenciado pelo aumento da concentração de cromo na frente de solidificação, que deve modificar continuamente o superresfriamento e a velocidade de crescimento local das fases. Nesses lugares, a continuação do crescimento das grafitas indica que as velocidades de crescimento da grafita e dos carbonetos foram semelhantes.

O crescimento trans-celular e o progressivo engrossamento dos carbonetos até alcançar os contornos das células eutéticas (Figura 4.19), possui um importante potencial de utilização. Intuitivamente, pode ser esperado que os carbonetos funcionem como cunhas que aumentem a rigidez mecânica das células eutéticas e diminuam a diferença de rigidez mecânica com as regiões dendríticas. Possibilita-se assim uma homogeneização das tensões no material sob carga e o aumento da resistência mecânica global do ferro fundido cinzento. Nos processos industriais é difícil manter a formação e crescimento dessa estrutura trifásica ao longo de toda o crescimento da célula eutética. O mais provável é que ela seja conseguida na fase final da solidificação, como nesta experiência..

## **7.2 Macroestrutura, microestrutura e comportamento mecânico**

As mudanças nos processamentos de fundição e de tratamentos térmicos dos ferros fundidos cinzentos utilizados nas experiências 1, 2 e 3, conduziram a variações de macroestrutura, microestrutura, comportamento mecânico e de fratura, que permitem ampliar o conhecimento sobre a ação de cada elemento estrutural e da microestrutura no comportamento mecânico.

### **7.2.1 Dendritas**

As dendritas são elementos contínuos (Figuras 4.14a, 4.14b, 4.15a, 4.16a) que crescem seguindo as direções cristalográficas da austenita e constituem grande parte da área resistente dos ferros fundidos (Figura 4.18b). Sua quantidade, tipo de microestrutura (perlítica ou ferrítica) e, possivelmente suas orientações em relação à tensão aplicada, influenciam a resistência mecânica do material. A sua formação foi incentivada principalmente pelo aumento do superresfriamento

de solidificação eutética causada:

- Pela ausência ou ineficiência da inoculação que retardou a nucleação da grafita, possibilitando a continuação do crescimento das dendritas primárias (Figuras 4.14a, 4.14b, 4.15a).
- Pelos moldes de areia. A metalografia constatou que os materiais processados de formas semelhantes quanto à inoculação e à temperatura de vazamento, possuem estruturas dendríticas um pouco mais desenvolvidas quando solidificados nesse tipo de moldes (tabela 4.2).
- Pela existência de superresfriamento de solidificação maior do que o necessário ao crescimento acoplado. A velocidade de crescimento da fase austenita do eutético é maior do que a velocidade de crescimento da fase grafita (Figuras 4.14a, 4.14b, 4.15a).

### **7.2.2 Lamelas de grafitas**

Elas diminuem a área resistente, aumentam a tensão média sobre a matriz e seus pequenos raios de bordas geram efeitos de concentração de tensões sobre a matriz que as circunda. Ao ser ultrapassado o limite elástico da matriz, modifica-se a geometria dos alojamentos impondo às grafitas tensões que podem fratura-las (Figura 4.4) e formar vazios na interfase matriz/grafita (Figuras 4.4 e 4.8). Sob tensões combinadas de compressão e cisalhamento as grafitas aparecem mais finas nas análises metalográficas (Figura 4.9) e rompem em múltiplas partes. As fraturas ocorrem pela incapacidade da grafita acompanhar as deformações dos alojamentos.

O aumento das tensões externas expande as regiões da matriz que está deformando plasticamente podendo atingir toda a largura das pontes da matriz que separam grafitas próximas (Figura 4.9b). Se nas pontes de matriz não existirem obstáculos que interceptem a movimentação das discordâncias, os sistemas de deformação são transportados de um até outro alojamento das grafitas vizinhas e a deformação da matriz ocorre sem um endurecimento apreciável pela deformação à frio.

Nos materiais sem carbonetos livres nem compostos de fósforo, o aumento da quantidade e do tamanho das grafitas do tipo I-B, diminui a força necessária para iniciar a resposta elasto-plástica (região “2”) nas curvas de força-alongamento e de compressão entre cunhas. Se a fração de grafita de tipo I-B é da ordem de 70 % da grafita total, a taxa da diminuição da inclinação da tangente de ambas as curvas é mais rápida e aumenta com o aumento do diâmetro das células eutéticas e a ferritização da matriz (tabela 6.3, Figura 6.6). As fraturas desses materiais mostram freqüentes lugares de ruptura dúctil (formação de micro-crateras) nas regiões de solidificação eutética (Figuras 4.18a), por causa dessas regiões possuírem menor resistência e rigidez mecânica e relaxarem mecanicamente sob a ação de tensões mais baixas, transferindo progressivamente a tensão aplicada sobre as estruturas dendríticas.

Durante e após a relaxação mecânica das regiões eutéticas, as grafitas interdendríticas dos tipos I-D e I-E, induzem sobre as dendritas (sob alto nível de tensões) elevadas concentrações de tensões. Essa condição incentiva a ruptura frágil em alta velocidade (Figuras 4.17, 5.13 e 5.14). É possível que o nível de tensão final, o valor do fator de concentração das tensões das grafias sobre a matriz e a microestrutura da matriz (micro-constituintes, carbonetos ou compostos de fósforo), determinem o grau de deformação volumétrica da matriz (avaliada pela separação entre as grafitas e a matriz), a forma de fratura final (Figura 4.17, Figuras 5.13, 5.14 e 5.15) e se a fratura das dendritas é frágil ou dúctil (Figuras 4.18 e 5.12).

### **7.2.3 Carbonetos e compostos de Fósforo**

Os carbonetos e os compostos de fósforo possuem durezas próximas aos 1000 graus Vickers (avaliadas com cargas de 3 N), alta resistência mecânica e baixa capacidade de deformação. Seus tamanhos superiores a 20  $\mu\text{m}$ , grandes na escala da microestrutura, e sua distribuição interdendrítica e intercelular, inibem a deformação plástica da matriz mediante a interceptação dos sistemas de deslizamento de discordâncias. Na medida que a deformação plástica se desenvolve, os empilhamentos das discordâncias sobre essas barreiras contribuem para o endurecimento da matriz pela deformação a frio. Essas tensões locais contribuem para atingir valores críticos que fraturem os precipitados, rompam a matriz de forma transgranular ou

seguindo a interface matriz/precipitados (Figura 4.9b). Por essa razão os carbonetos e os compostos de fósforo são freqüentes nas fraturas finais dos materiais cujos teores de cromo e fósforo foram suficientes para formar redes de precipitados (Figuras 4.19, 5.14a e 5.15b).

O aumento dos carbonetos e compostos de fósforo se expressa no aumento do comprimento e da inclinação da região “1” e da inclinação da região “2” das curvas de tração (Figura 5.2) e de compressão entre cunhas (Figura 5.5). O efeito é particularmente eficaz nos materiais nos que a grafita tipo I-B é preponderante. Quanto mais fechadas as redes dos precipitados intercelulares, maior é o aumento da resistência mecânica do material (tabela 4.2).

Os carbonetos e compostos de fósforo ao inibirem a deformação plástica, diminuem a deformação volumétrica da matriz (Figura 5.15b), o qual torna mais plana a morfologia da fratura final. A ancoragem da matriz pelas redes de carbonetos ou compostos de fósforo é a causa da maior rigidez e resistência mecânica conseguida pelo material (tabelas 5.8 e 5.9 do Anexo III), assim como pela diminuição do alongamento de ruptura do material no ensaio de tração (tabelas 5.3 e 5.4 do Anexo III).

#### **7.2.4 Microestrutura da matriz**

A resistência mecânica dos ferros fundidos cinzentos perlíticos aumenta com o refino da matriz. Este aspecto foi apenas superficialmente avaliado mediante observações metalográficas.

A influencia da ferrita na resistência mecânica do material, depende da sua quantidade e localização, do grau de desenvolvimento das estruturas dendríticas, da quantidade de grafita I-B e do teor de fósforo. No material FL150 (experiência 1), as dendritas escassas (D) e a presença de 3 % até 5 % de ferrita nucleada sobre as interfases grafita/matriz (Figuras 4.13c), parece ter contribuído para a resistência à tração ter o valor mínimo ou abaixo da especificação do material.

Nos ferros fundidos cinzentos não ligados de estrutura dendrítica forte (DDD) ou moderada (DD), a ferritização das regiões de solidificação eutética não diminuiu sensivelmente a resistência

mecânica. Foi o caso das peças das amostras 1X (Figura 6.1) e 4Y (Figura 6.4) (tabela 6.3). Uma diminuição importante da resistência à compressão entre cunhas ocorreu nos materiais de estruturas dendríticas escassas (D) com ferritização das regiões eutéticas (amostra 2X, Figuras 6.3) e nos materiais de estrutura dendrítica desenvolvida nos que a ferritização também atingiu os eixos dendríticos (amostra 1Y, Figura 6.5, tabela 6.3).

O mesmo efeito foi constatado na experiência 2. Os materiais no estado bruto de fusão (perlíticos e com diferentes teores de fósforo) reduziram sua resistência à tração quando a ferrita, atingiu os eixos dendríticos (Figuras 5.8 e 5.9, tabelas 5.2 até 5.5 do Anexo III). A ferritização tendeu a aumentar o alongamento de ruptura dos materiais (a tendência não se mantém no material básico FC4, com 1,40 % em peso de fósforo), sem aumentar de forma apreciável os vazios entre as grafitas e a matriz nas fraturas finais (Figura 5.13 e 5.15). Os tratamentos térmicos possibilitaram a migração dos átomos de fósforo (inicialmente dissolvidos na matriz austenítica ou fazendo parte dos compostos de fósforo, Figura 5.10) para os limites de grãos, promovendo a fratura dendrítica frágil e intergranular (Figura 5.14).

O fato da ferritização dos materiais das experiências 2 (Figuras 5.8 e 5.9) e 3 (Figuras 6.1, 6.3 e 6.5) ter começado respectivamente nos eixos dendríticos e nas regiões eutéticas, permitiu avaliar quantitativamente esse efeito sobre a resistência mecânica. Essa diferença de comportamento não esteve associada diretamente com o teor de fósforo dos materiais toda vez que, com a exceção dos básicos FC3 e FC4 (experiência 2), mantiveram esse elemento em níveis parecidos (tabela 5.1 do Anexo III e tabela 6.1).

### **7.3 Resistência à tração uniaxial e à compressão entre cunhas. Macroestrutura e microestrutura.**

Os resultados das experiências 1, 2 e 3 indicam que nos ferros fundidos a relação entre a macroestrutura e microestrutura e a resistência mecânica não é biunívoca. Uma determinada resistência à tração ou à compressão entre cunhas, pode ser obtida por um material, mediante diferentes combinações estruturais. Na experiência 1, aproximadamente igual resistência média à

tração foi obtida para os seguintes materiais:

- a) FL150 ICE, FL150 ICN, FL150 AE e FL150 IAN ( $140 \text{ MPa} < \sigma_t < 147 \text{ MPa}$ ).
- b) FL200 AE, FL200 IAE e FL200 AN ( $272 \text{ MPa} < \sigma_t < 278 \text{ MPa}$ ).
- c) FL300 AE, FL300 IAE (333 MPa e 324 MPa) ou FL300 ICE e FL300 ICN (300 MPa).

Entre os materiais do item a) não houve diferenças importantes de macroestrutura e microestrutura. Nos itens b) e c) a igualdade na resistência mecânica foi conseguida com diferenças marcantes entre as macroestruturas.

Na experiência 3, a mesma resistência à compressão entre cunhas foi obtida com materiais de diferente composição química e diferente macroestrutura e microestrutura. São os casos dos pares de corpos de prova: 3X1 e 1X1; 1X2 e 2X1; 4Y2 e 2X2.

As diferenças entre as macroestruturas e microestruturas que levam a resistência mecânica semelhante resultam em diferentes formas das curvas de força-alongamento (tração) e de compressão entre cunhas (corpos de prova 4Y3 e 4Y1, na experiência 3 (tabela 6.3, Figura 6.6)).

### 7.3.1 Relação entre resistência á tração uniaxial e à compressão entre cunhas

As resistências à tração e à compressão entre cunhas dos doze pontos experimentais ( $\sigma_c$ ,  $\sigma_t$ ), correspondentes a cada uma das condições de fabricação (ICE, ICN, IAE, AE, AN e IAN) dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300 (experiência 1), foram tratados utilizando a técnica dos mínimos quadrados para o cálculo das suas respectivas equações  $\sigma_t = A\sigma_c - B$ . Nessas equações 7.1 até 7.6 (tabela 7.1) os coeficientes de correlação foram maiores do que 0,970 e os desvios padrão menores do que 20 MPa, requisito este último, especificado no método de ensaio N° 42 do Instituto de Fundação Austriaco [ÖGI, 1989]. As mudanças de processamento utilizadas na fabricação das barras dos materiais da experiência 1, conduziram a equações de ajuste  $\sigma_t = A\sigma_c - B$ , com diferentes valores dos coeficientes A e B (tabela 7.1). As equações

forneem valores semelhantes de resistência à tração ( $\sigma_t$ ) na faixa de resistência à compressão entre cunhas entre  $145 \text{ MPa} < \sigma_c < 370 \text{ MPa}$ .

Os setenta e dois pontos experimentais ( $\sigma_c, \sigma_t$ ), sem diferenciar as formas de processamento mediante os quais foram obtidos, utilizaram-se para o cálculo da equação geral 7.7 (tabela 7.1), de menor coeficiente de correlação mas de maior base experimental. A equação 7.7 é uma boa aproximação da relação entre as resistências à tração e à compressão entre cunhas, dos materiais básicos levemente ligados e solidificados em moldes de areia e casca (experiência 1). A equação 7.7 pode ser aplicada na faixa de variação da resistência à tração que abrange praticamente todas as classes de resistência definidas pela ABNT [NBR, 1981-1] e outras organizações de normalização [DIN, 1985], [ASTM, 1992].

Tabela 7.1. Experiência 1. Equações de ajuste entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas para os materiais, nas seis formas de processamento. Coeficientes de correlação e desvios padrão.

Processo	Correlação	Coeficiente de Correlação	Desvio Padrão MPa	Nº da Equação
ICE	$\sigma_t = 1,70 \sigma_c - 47,00$	0,983	12	7.1
ICN	$\sigma_t = 1,84 \sigma_c - 67,33$	0,979	13	7.2
IAE	$\sigma_t = 1,66 \sigma_c - 32,75$	0,993	7	7.3
AE	$\sigma_t = 1,98 \sigma_c - 112,20$	0,969	20	7.4
AN	$\sigma_t = 1,74 \sigma_c - 53,09$	0,995	7	7.5
IAN	$\sigma_t = 1,69 \sigma_c - 42,58$	0,986	15	7.6
<b>TOTAL</b>	$\sigma_t = 1,73 \sigma_c - 52,10$	0,978	14	7.7

Na Figura 7.1, nas abscissas e ordenadas estão respectivamente os valores da resistência à compressão entre cunhas ( $\sigma_c$ ) e da resistência à tração ( $\sigma_t$ ). A linha contínua corresponde à equação 7.7 (tabela 7.1) e as linhas segmentadas que a flanqueiam, se localizam a distâncias de mais menos um desvio padrão da resistência à tração ( $s_{\sigma_t} = \pm 14,4 \text{ MPa}$ ). Os pontos posicionados sobre o plano ( $\sigma_c, \sigma_t$ ) são representativos das amostras produzidas na experiência 1. Essa

representatividade está baseada em que às suas abscissas e ordenadas correspondem às respectivas resistências médias à compressão entre cunhas ( $\sigma_c^{\wedge}$ ) e a resistência à tração ( $\sigma_t^{\wedge}$ ) das amostras. Os símbolos utilizados para os pontos ( $\sigma_c^{\wedge}, \sigma_t^{\wedge}$ ) identificam cada uma das seis formas de processamento pesquisadas: AE, AN, ICN, IAE, IAN e ICE. Os pontos ( $\sigma_c^{\wedge}, \sigma_t^{\wedge}$ ) das amostras fabricadas com o mesmo material básico e diferente processamento, contornaram-se com curvas fechadas, para ajudar a visualizar a influencia dos processamentos sobre as características mecânicas dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300.

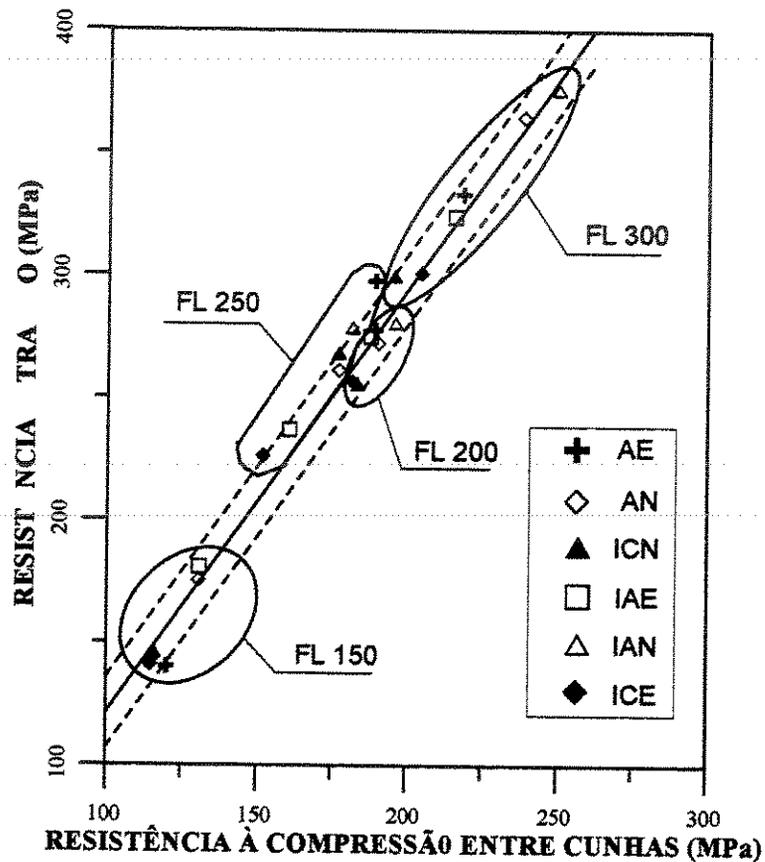


Figura 7.1: Experiência 1. Relação entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas.

Distribuição ao longo da equação 7.7 (tabela 7.1) dos pontos representativos das amostras dos materiais básicos FL150, FL200, FL250 e FL300, nos seus seis procedimentos de fabricação (ICN, ICE, AE, AN, IAE, IAN).

Na Figura 7.1 os maiores níveis de resistência mecânica para cada um dos ferros fundidos cinzentos levemente ligados no estado bruto de fusão são atingidos com: a) estruturas fortemente dendríticas, com carbonetos principalmente interdendríticos e agulhados e relativamente baixa

presença de estruturas eutéticas estáveis; b) mediante estruturas dendríticas escassas, estrutura eutética estável em quantidade mais próxima à previsível pelo diagrama de equilíbrio Ferro-Carbono-Silício, refinada e com carbonetos formando redes interdendríticas e intercelulares. Na primeira alternativa estiveram os materiais não inoculados (AE ou AN) e na segunda alternativa os materiais processados com IAN. Os valores mecânicos mais baixos foram conseguidos com os processamentos em moldes de casca, cujas metalografias apresentaram estruturas dendríticas e carbonetos escassos e, no caso do material básico FL150, pontos de nucleação de ferrita.

Os pontos representativos das amostras dos materiais derivados dos básicos FL150 e FL200 tiveram uma menor dispersão ao longo da equação 7.7 (tabela 7.1) do que os correspondentes aos materiais derivados dos básicos FL250 e FL300. Esse fato coincide com a elevação dos teores de cromo (básico FL250) e os teores de cromo e cobre (básico FL300). O cromo aproxima as temperaturas eutéticas estável e metaestável, promove a formação de carbonetos e estabiliza a perlita. O cobre aumenta a diferença entre as temperaturas eutéticas e estabiliza a perlita mas não incentiva a formação dos carbonetos.

Na experiência 2 (capítulo 5), os pontos  $(\sigma_c^{\wedge}, \sigma_t^{\wedge})$  representativos das amostras dos materiais FC4BF, FC4AT e FC4RF se localizam aproximadamente equidistantes sobre a faixa de resistência à tração de  $175 \text{ MPa} < \sigma_t^{\wedge} < 300 \text{ MPa}$  (Figura 7.2). Diferentemente, os pontos dos materiais FC1BF, FC1AT, FC2BF e FC2AT, são próximos entre si e concentrados em torno do valor  $\sigma_t = 250 \text{ MPa}$  e os pontos  $(\sigma_c^{\wedge}, \sigma_t^{\wedge})$  representativos dos materiais FC1RF, FC2RF e FC4RF se localizam na região de  $\sigma_t = 170 \text{ MPa}$ .

A concentração dos pontos dos materiais no estado bruto de fusão e recozido para alívio de tensões (Figura 7.2), prejudicaria a confiabilidade da correlação a ser calculada entre as resistências à tração e à compressão entre cunhas dos materiais submetidos a diferentes estados de tratamento térmico. A pesquisa do tipo de relação existente entre ambas as resistências se reduziu à verificação da posição dos pontos  $(\sigma_c^{\wedge}, \sigma_t^{\wedge})$  de cada amostra, em relação à equação 7.7 (tabela 7.1) e à equação 2.27 [ÖGI, 1989], ambas do tipo  $\sigma_t = A \cdot \sigma_c - B$ .

Na Figura 7.2, as linhas contínuas indicadas pelos números 1 e 2, correspondem às equações 7.7 (tabela 7.1) e 2.27 respectivamente. As linhas segmentadas que as flanqueiam, estão localizadas à distância de  $s_{\sigma_t} = \pm 14$  MPa e  $s_{\sigma_t} = \pm 17$  MPa, seus respectivos desvios padrão. As linhas 1 e 2 praticamente coincidem na faixa de resistências à tração entre 225 MPa e 300 MPa. Nessa região os pontos  $(\sigma_c, \sigma_t)$  representativos das amostras dos materiais FC1BF, FC2BF e FC4BF e FC1AT, FC2AT e FC4AT ajustam razoavelmente com as linhas 1 e 2.

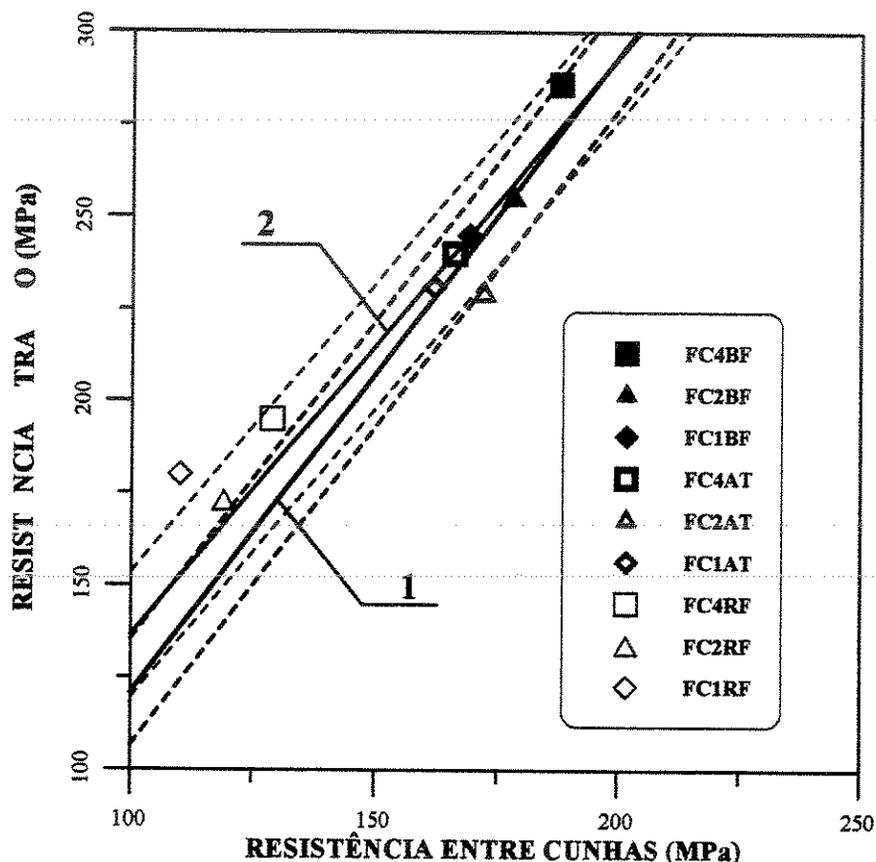


Figura 7.2: Experiência 2. Relação entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas

Posicionamento dos pontos  $(\sigma_c, \sigma_t)$  das amostras dos materiais básicos FC1, FC2, e FC4 no estado bruto de fusão (BF), recozido para alívio de tensões (AT) e para ferritização (RF), com relação à linha 1 (equação 7.7, tabela 7.1) e à linha 2 (equação 2.27 [ÖGI, 1989]).

Para resistências à tração inferiores do que 225 MPa, as linhas 1 e 2 (Figura 7.2) se separam entre si. Nessa região para cada valor da resistência à compressão entre cunhas, corresponde à linha 2 o maior valor de resistência à tração. Os pontos  $(\sigma_c, \sigma_t)$  das amostras dos materiais FC1RF, FC2RF e FC4RF (recozidos para ferritização) localizados nessa área, ajustam melhor

com a linha 2 (equação 2.27) do que com a linha 1 (equação 7.7, tabela 7.1), da qual se afastam em mais do que um desvio padrão. O fato parece confirmar a opinião de Ludwik [Ludwik, 1934] sobre a relação entre a resistência à tração e à compressão entre cunhas dos ferros fundidos cinzentos tratados termicamente, ser diferente daquela dos materiais no estado bruto de fusão.

#### **7.4 Comportamento mecânico sob tração uniaxial**

As curvas de tração dos ferros fundidos cinzentos testados, independentemente da classe, composição química ou tratamentos térmicos recebidos, mostram uma relação não linear entre a força aplicada e o alongamento. No início da curva a inclinação da sua tangente tem o valor máximo ( $E_0$ ) e chega a uma inclinação próxima de zero no ponto de fratura. A taxa de diminuição da inclinação da tangente à curva é maior na medida que aumentam as temperaturas e tempos dos tratamentos térmicos (Figura 5.1). O aumento da força aplicada produz a queda da rigidez do material (tabela 4.4 do Anexo II e tabelas 5.6 a 5.8 do Anexo III),

As curvas de força-alongamento das experiências 1 e 2 e os resultados dos ensaios realizados aplicando ciclos sucessivos de carregamento-descarregamento de forças aplicadas crescentes, incentivam a re-definição das suas regiões de maneira que caracterizem diferentes comportamentos mecânicos de interesse prático. A seguir apresenta-se uma proposta que preenche essas condições.

##### **7.4.1 Região “1”: elástica**

Região de comportamento não linear elástico. Nela a tangente à curva possui a maior inclinação e é mais íngreme na medida que aumenta a resistência mecânica do material. A máxima inclinação da tangente à curva ocorre no ponto inicial (módulo de elasticidade na origem  $E_0$ ). A rigidez mecânica do material (quociente entre a tensão aplicada e a correspondente componente deformação recuperável) é considerada constante e igual ao valor  $E_0$  [Haenny, 1983], [Le Rolland, 1956]. É possível porém, aceitar a ocorrência de pequenas variações associadas à separação entre a matriz e as grafitas, as quais desaparecem ao descarregar

a tensão, recuperando o material a rigidez inicial.

O extremo superior da região “1” pode ser definido determinando a força correspondente à ocorrência de uma componente de alongamento permanente de valor arbitrário (como no caso dos materiais não ferrosos) ou, adotando o valor de 25 % a 30 % da resistência à tração do material, encontrado neste trabalho (tabelas 4.4 do Anexo II, e 5.6 a 5.9 do Anexo III).

#### **7.4.2 Região “2”: Elasto-plástica (com endurecimento pela deformação)**

A região inicia-se para valores entre 25 % e 30 % da força de ruptura do material e finaliza para forças aplicadas da ordem de 90 % dessa força de ruptura. A inclinação da tangente à curva diminui na medida que se aumenta a força aplicada. A taxa de diminuição da inclinação da tangente à curva é maior, na medida que é menor a classe de resistência do material, seja no estado bruto de fusão ou por causa da ação de tratamentos térmicos.

Considerando como referência qualitativa o valor da taxa de diminuição da inclinação da tangente à curva, pode-se distinguir na região “2” duas sub regiões:

##### **a) Sub-região até 50% da força de ruptura.**

Nela o aumento da força aplicada produz uma diminuição pequena da inclinação da sua tangente. Essa diminuição decorre do início da deformação plástica em regiões da matriz localizadas em frente às bordas das grafitas [Broek, 1991], [Gdoutos, 1993]. Essa deformação gera vazios entre as grafitas e os seus alojamentos [Gilbert, 1963]. Os valores das componentes de alongamento permanente são pequenos, assim como o volume de matriz que está deformando. Os aumentos da força aplicada, do volume de matriz que deforma e dos sistemas de deslizamento, contribuem para o endurecimento do material pela deformação em frio e para o aumento da resistência mecânica.

Para forças da ordem de 50 % da força de ruptura do material, as concentrações de tensão

sobre a matriz localizada em frente às bordas das grafitas e dos precipitados emergentes à superfície do corpo de prova, produzem trincas que se aprofundam e expandem na direção lateral dos seus alojamentos (Figura 4.4a), diminuindo a área resistente [Verma, 1981] e a rigidez do material.

#### **b) Sub-região entre 50 % e 90 % da força de ruptura**

Os incrementos na força aplicada acima do 50% da força de ruptura do material, aumentam as trincas superficiais e o número e tamanho dos lugares internos no corpo de prova onde ocorre deformação plástica. A inclinação da tangente à curva na sub-região diminui rapidamente ao aumentar a força aplicada. A diminuição é maior nos materiais de menor resistência à tração e está associada diretamente com a fração de material solidificada de forma eutética e com a inexistência de precipitados que impeçam a movimentação dos sistemas de deformação através das pontes de matriz (Figura 4.9b). Inversamente, nos materiais de maior resistência à tração, a menor taxa na diminuição da inclinação da tangente nesta sub-região é o resultado de uma maior área resistente (maior presença de estruturas dendríticas), da maior extensão das pontes de matriz entre grafitas e, do endurecimento pela deformação à frio, decorrente das barreiras que os carbonetos e precipitados opõem à movimentação dos sistemas de deformação (Figura 4.9b).

A deformação da matriz é maior nas regiões solidificadas euteticamente. As grafitas do tipo I-B outorgam às células menor rigidez mecânica e possibilitam a deformação plástica da matriz. A relaxação gradativa das regiões eutéticas produz a concentração crescente das tensões sobre as regiões dendríticas, de maior rigidez mecânica. Esse processo junto à formação e crescimento das trincas superficiais, resulta numa redução progressiva da área resistente que é de difícil avaliação.

#### **7.4.3 Região “3”: Fratura (elásto-plástica, sem endurecimento pela deformação)**

Corresponde a forças aplicadas aproximadamente maiores que 90 % da força de ruptura do material. A área resistente está constituída pela matriz da estrutura dendrítica, na qual esgotou-se a sua capacidade de endurecimento pela deformação a frio. Nela continuam a aumentar os lugares

e os tamanhos das regiões plasticamente deformadas, as fraturas superficiais da matriz e das grafitas e os vazios entre grafitas e seus alojamento. A taxa de queda de rigidez mecânica é a mesma da região “2”, a inclinação da tangente à curva é positiva, levemente decrescente até a ruptura e se torna menor na medida que diminui a resistência à tração do material. A inclinação aproximadamente constante da tangente à curva força – alongamento, permite estabelecer graficamente a extensão da região. Um dos seus extremos é o ponto de fratura e o outro ponto pode ser definido pelo afastamento com relação à curva, da extrapolação da linha reta cuja inclinação corresponde ao valor médio da inclinação da tangente à curva na região “3”.

Nos testes de tração realizados mediante sucessivas aplicações e retiradas de forças crescentes, não foi possível determinar a extensão da região prévia à fratura, individualizada por Gilbert [Gilbert, 1959] e Haenny e Zambelli [Haenny, 1983], na qual ocorre uma alta taxa de danificação da matriz e uma queda drástica da rigidez mecânica. Essa dificuldade decorreu dos escassos pontos experimentais próximos da ruptura. A determinação dessa região foi considerada desinteressante, por não ter um significado prático e porque nesse nível de forças aplicadas, as condições de controle do ensaio de tração são inseguras.

#### **7.4.4 Relação entre a tensão aplicada e as componentes da deformação**

As curvas de força-alongamento dos materiais no estado bruto de fusão (experiências 1 e 2), apresentaram semelhança de forma consistente na relação aproximadamente constante, entre as coordenadas dos pontos extremos das suas regiões “1”, “2” e “3”. A relação entre as ordenadas foi respectivamente de aproximadamente 25 %, 90 % e 100 % da força de ruptura e entre as abscissas de aproximadamente 10 %, 80 % e 100 % do alongamento de ruptura.

Nos ensaios dos materiais tratados termicamente (experiência 2), as forças dos pontos extremos das regiões “1”, “2” e “3” praticamente mantém a relação encontrada no estado bruto de fusão, mas se modifica a relação existente entre os alongamentos correspondentes. Na medida que aumentaram o tempo e a temperatura dos tratamentos térmicos, os alongamentos associados aos extremos das regiões “1” e “2” diminuem e o da região “3” aumenta (Figura 5.1). Os

tratamentos térmicos diminuem o raio médio de curvatura da região “2”, efeito que facilita a determinação dos limites das regiões da curva.

Nos materiais FC1AT e FC2AT, nos quais o tratamento de alívio de tensões não produziu ferritização, a mudança da curva de força-alongamento pode estar relacionada com a diminuição do limite elástico, causado pela aproximação da perlítica a seu estado de equilíbrio. Para os materiais FC1RF, FC2RF, FC3AT, FC4AT, FC3RF e FC4RF as modificações das curvas resultam da ferritização da matriz associadas a seu menor limite elástico e maior capacidade de deformação.

Os resultados dos ensaios de tração, aplicando a força na forma de ciclos de carregamento-descarregamento em um corpo de prova dos materiais FL150 IAN, FL200 IAN, FL250 IAN e FL300 IAN, utilizaram-se para estudar a relação entre as forças características aos ciclos ( $F_i$ ) e as correspondentes componentes recuperáveis e permanentes do alongamento. Para cada corpo de prova calcularam-se as tensões ( $\sigma_i$ ) características aos ciclos e as correspondentes deformações recuperáveis ( $\epsilon_{ri}$ ) e permanentes ( $\epsilon_{pi}$ ), definidas estas últimas como  $\epsilon_{ri} = \Delta l_{ri}/l_0$  e  $\epsilon_{pi} = \Delta l_{pi}/l_0$ , onde  $\Delta l_{ri}$  e  $\Delta l_{pi}$  são respectivamente o alongamento recuperável e permanente no ciclo “i”, e  $l_0$  o comprimento inicial de referência (tabela 4.4 do Anexo II).

As tensões características aos ciclos de carregamento utilizados para cada material, foram normalizadas mediante a relação  $\sigma_{ri}\% = [(\sigma_i/\sigma_t) \cdot 100]$ , para eliminar a dispersão ocasionada pelas diferenças entre as resistências à tração dos materiais. Nessa relação  $\sigma_{ri}\%$  é a “tensão relativa”,  $\sigma_i$  é a tensão característica do ciclo “i”, em quanto que  $\sigma_t$  representa a resistência à tração do material. As famílias dos pontos ( $\epsilon_{ri}, \sigma_{ri}\%$ ) e ( $\epsilon_{pi}, \sigma_{ri}\%$ ) dos quatro materiais posicionaram-se num plano em cujo eixo das ordenadas colocaram-se as tensões relativas ( $\sigma_{ri}\%$ ), em quanto que no eixo das abscissas se dispuseram as componentes das deformações recuperáveis ( $\epsilon_{ri}$ ) e permanentes ( $\epsilon_{pi}$ ). As famílias dos pontos ( $\epsilon_{ri}\%, \sigma_{ri}\%$ ) e ( $\epsilon_{pi}\%, \sigma_{ri}\%$ ) localizaram-se em regiões definidas e diferentes. Na Figura 7.3 mostram-se a distribuição das famílias de pontos e suas curvas de ajuste. Na figura são usados símbolos diferentes para identificar os pontos

correspondentes a cada um dos materiais.

O melhor ajuste para os pontos  $(\epsilon_{pi}, \sigma_{it}^{\%})$  de cada material, foi conseguido com equações do tipo  $\sigma_{it}^{\%} = A \cdot \log(\epsilon_{pi}) + B$  e para os pontos  $(\epsilon_{ri}, \sigma_{it}^{\%})$  mediante equações da forma  $\log(\sigma_{it}^{\%}) = C \cdot \log(\epsilon_{ri}) + D$ .

Tabela 7.2. Experiência 1. Materiais FL150, FL200, FL250 e FL300 processados IAN. Equações de ajuste entre a tensão relativa  $(\sigma_{it}^{\%})$  e as componentes da deformação permanente  $(\epsilon_{pi})$  e recuperável  $(\epsilon_{ri})$ . Coeficientes de correlação e número de pontos considerados.

Material/estado	equação	Coefficiente de correlação	Número de pontos	Nº da equação
$\sigma_{it}^{\%} = \sigma_{it}^{\%}(\epsilon_{pi})$				
FL150	$(\sigma_{it}^{\%}) = 8,452 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 180,83$	0,929	5	7.8
FL200	$(\sigma_{it}^{\%}) = 7,834 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 124,34$	0,898	4	7.9
FL250	$(\sigma_{it}^{\%}) = 9,297 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 143,57$	0,930	5	7.10
FL300	$(\sigma_{it}^{\%}) = 8,218 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 128,33$	0,878	4	7.11
Geral 1	$(\sigma_{it}^{\%}) = 12,849 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 166,02$	0,980	18	7.12
$\sigma_{it}^{\%} = \sigma_{it}^{\%}(\epsilon_{ri})$				
FL150	$\log(\sigma_{it}^{\%}) = 0,7782 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 8,820$	0,993	5	7.13
FL200	$\log(\sigma_{it}^{\%}) = 0,79672 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 8,913$	0,996	4	7.14
FL250	$\log(\sigma_{it}^{\%}) = 0,73557 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 8,535$	0,999	5	7.15
FL300	$\log(\sigma_{it}^{\%}) = 0,84381 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 9,095$	0,999	4	7.16
Geral 2	$\log(\sigma_{it}^{\%}) = 0,7830 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 8,806$	0,985	18	7.17

Na tabela 7.2, apresentam-se as correspondentes equações de ajuste para os pontos de cada material (FL150, FL200, FL250 e FL300), seus coeficientes de correlação e o número de pontos considerados para o seu cálculo. As equações de 7.8 a 7.11 descrevem a relação entre a tensão relativa e a componente de deformação permanente e as equações de 7.13 a 7.16, a relação entre a tensão relativa e a componente da deformação recuperável.

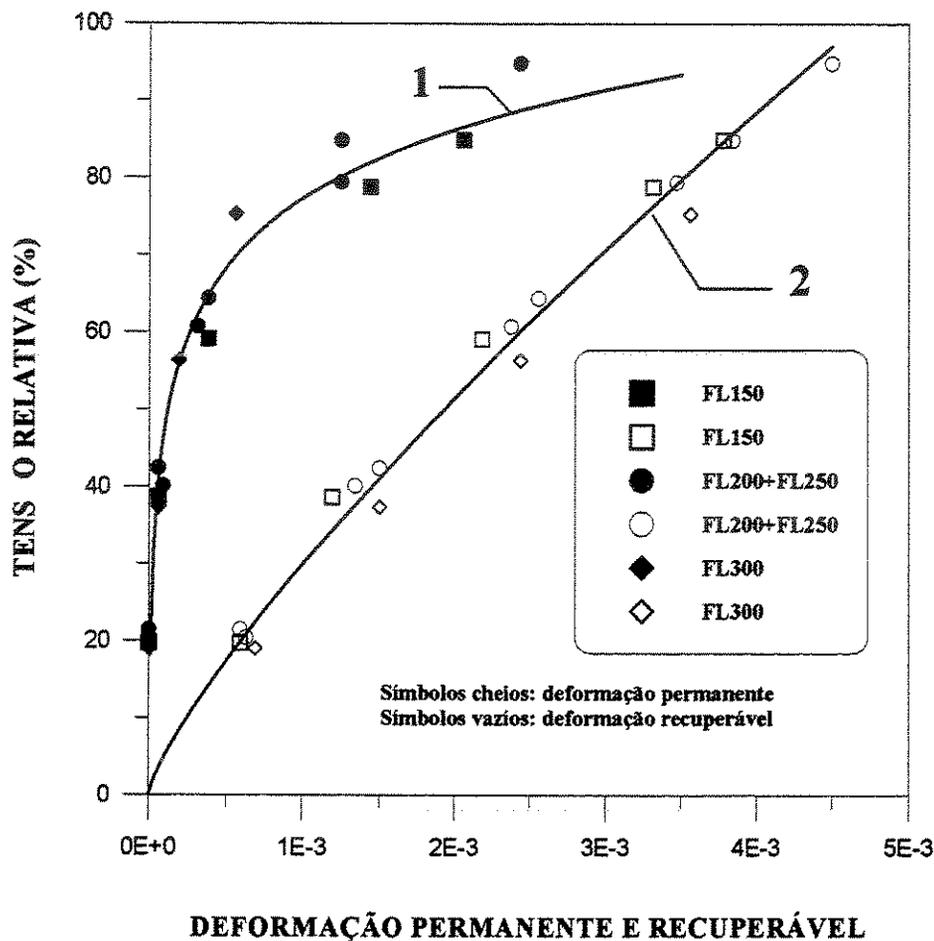


Figura 7.3. Experiência 1. Curvas de ajuste entre a Tensão Relativa ( $\sigma_{ri}\%$ ) e as deformações permanentes ( $\epsilon_{pi}$ ) e recuperáveis ( $\epsilon_{ri}$ ) para os materiais FL150, FL200, FL:250 e FL300 processados IAN.

As diferenças entre os resultados de tensão relativa ( $\sigma_{ri}\%$ ) obtidas com as equações de 7.8 a 7.11 (tabela 7.2), para os valores das componentes da deformação permanente ( $\epsilon_{pi}$ ), são pouco expressivas e estimou-se possível representar os pontos ( $\epsilon_{pi}, \sigma_{ri}\%$ ) dos quatro materiais, mediante a equação de ajuste única de número 7.12.

Avaliação semelhante foi feita para as equações de 7.13 a 7.16 utilizando a totalidade dos pontos ( $\epsilon_{ri}, \sigma_{ri}\%$ ) para o cálculo da curva de ajuste única número 7.17 (tabela 7.2). As equações 7.12 e 7.17 representadas pelas curvas 1 e 2 da Figura 7.3, descrevem respectivamente a evolução da tensão relativa ( $\sigma_{ri}\%$ ) em função da componente da deformação permanente ( $\epsilon_{pi}$ ) e recuperável ( $\epsilon_{ri}$ ).

As curvas 1 e 2 da Figura 7.3 são mais representativas dos materiais da classe FC250, porque a quantidade dos pontos ( $\epsilon_{pi}, \sigma_{ri}\%$ ) e ( $\epsilon_{ri}, \sigma_{ri}\%$ ) dos materiais FL200 IAN e FL250 IAN se equivalem em número à soma dos pontos dos materiais FL150 IAN e FL300 IAN (tabela 4.4). Apesar disso, as curvas de ajuste 1 e 2 são boas aproximações do comportamento das quatro classes de ferros fundidos cinzentos levemente ligados no estado bruto de fusão.

A observação cuidadosa da localização dos pontos da Figura 7.3, em relação às curvas de ajuste 1 e 2, evidencia uma tendência que depende da resistência à tração do material. Os pontos correspondentes aos materiais FL150 IAN e FL 300 IAN, desviam de forma simétrica com relação às curvas 1 e 2. Para cada valor de tensão relativa, os pontos do material FL150 IAN apresentam menor valor da componente de deformação recuperável (Figura 7.3, curva 2) e maior componente da deformação permanente do que os correspondentes ao material FL300 IAN (Figura 7.3, curva 1). O fato faz descartar a possibilidade de que as equações 7.12 (Figura 7.3, curva 1) e 7.17 (Figura 7.3, curva 2) possam ser consideradas características ao comportamento geral dos ferros fundidos cinzentos.

Na tabela 7.3, a equação 7.18 ajusta os pontos ( $\epsilon_{pi}, \sigma_{ri}\%$ ) e a equação 7.21 os pontos ( $\epsilon_{ri}, \sigma_{ri}\%$ ) dos quatro materiais no estado bruto de fusão (FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF), os quais correspondem à classe de resistência FC250.

Nos materiais recozidos para alívio de tensões (FC1AT, FC2AT, FC3AT e FC4AT), nos quais a resistência à tração diminui para a classe NBR-FC200, a evolução da tensão relativa em função das componentes da deformação permanente e recuperável está representada pelas equações 7.19 e 7.22 (tabela 7.3). Finalmente e na mesma tabela, as equações 7.20 e 7.23,

correspondem aos materiais recozidos para ferritização (RF), cuja classe de resistência foi FC150. Os tratamentos térmicos de recozido parecem ter contribuído para diminuir o coeficiente de correlação das equações de ajuste.

Tabela 7.3. Experiência 2. Materiais FC250 (FC1, FC2 e FC4). Equações de ajuste entre a tensão relativa ( $\sigma_{it}\%$ ) e a deformação recuperável ( $\epsilon_{ri}$ ) e permanente ( $\epsilon_{pi}$ ). Estados: bruto de fusão, recozido para alívio de tensões e para ferritização. Coeficientes de correlação e número de pontos considerados.

Material/estado	Equações	Coeficiente correlação	Número de pontos	Nº da equação
$\sigma_{it}\% = \sigma_{it}\% (\epsilon_{pi})$				
FC250BF	$(\sigma_{it}\%) = 12,7882 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 165,856$	0,9788	17	7.18
FC250AT	$(\sigma_{it}\%) = 12,1613 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 156,360$	0,9604	18	7.19
FC250RF	$(\sigma_{it}\%) = 11,0861 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 151,144$	0,9393	18	7.20
$\sigma_{it}\% = \sigma_{it}\% (\epsilon_{ri})$				
FC250BF	$\log(\sigma_{it}\%) = 0,77157 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 8,81538$	0,9938	17	7.21
FC250AT	$\log(\sigma_{it}\%) = 0,79140 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 9,04994$	0,9455	18	7.22
FC250RF	$\log(\sigma_{it}\%) = 0,69434 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 8,55645$	0,9126	18	7.23

As curvas representativas das equações 7.18 e 7.21 (tabela 7.3, materiais no estado bruto de fusão), se identificam respectivamente na Figura 7.4 com os números 3 e 4. Nessa figura e com linhas segmentadas se repetem as curvas de números 1 e 2 da Figura 7.3. As curvas de números 1 e 3 praticamente superpõem-se. Elas representam respectivamente a evolução da tensão relativa ( $\sigma_{it}\%$ ) em função da componente de deformação permanente ( $\epsilon_{pi}$ ) dos materiais levemente ligados (experiência 1) e dos não ligados (experiência 2), no estado bruto de fusão. A constatação permite a unificação de ambas curvas na curva 5 da Figura 7.5, cuja equação de ajuste é apresentada na tabela 7.4, com o número 7.24.

Na Figura 7.4, as curvas de ajuste de números 2 (tabela 7.3, equação 7.17) e 4 (tabela 7.3, equação 7.21), representam respectivamente a evolução da tensão relativa ( $\sigma_{it}\%$ ) em função da componente de deformação recuperável ( $\epsilon_{ri}$ ) dos materiais no estado bruto de fusão das

experiências 1 e 2. Ambas as curvas separam-se progressivamente ao aumentar a tensão relativa. À curva de número 4 correspondem menores componentes de deformação recuperável. É possível que uma das causas para isso ocorrer, seja o menor limite elástico da matriz perlítica dos materiais não ligados.

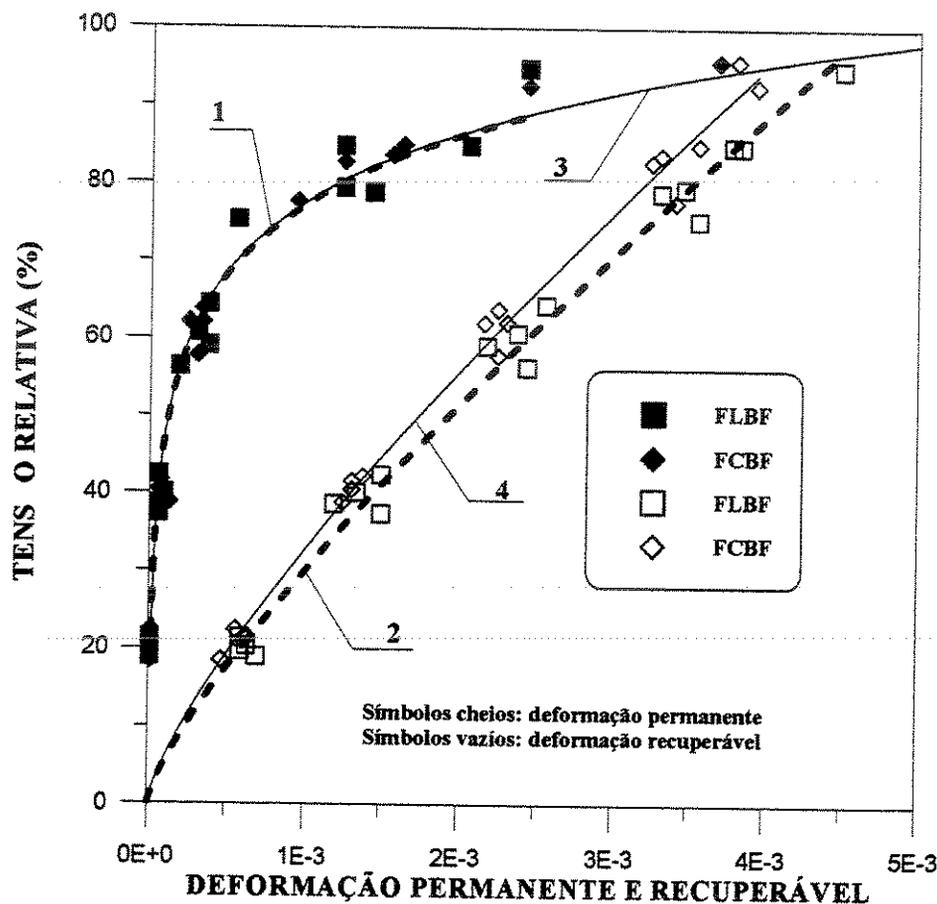


Figura 7.4 Experiência 1 e 2: Curvas de ajuste entre tensão relativa e as componentes da deformação permanente e recuperável para materiais no estado bruto de fusão.

Curva 1. Tensão relativa versus deformação permanente para ferros fundidos da experiência 1.

Curva 2. Tensão relativa versus deformação recuperável para ferros fundidos da experiência 1.

Curva 3. Tensão relativa versus componente de deformação permanente, para os materiais no estado bruto de fusão da experiência 2 (FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF).

Curva 4. Tensão relativa versus componente de deformação recuperável, para os materiais no estado bruto de fusão da experiência 2 (FC1BF, FC2BF, FC3BF e FC4BF).

Tabela 7.4. Experiências 1 e 2. Curvas de ajuste entre a tensão relativa ( $\sigma_{it}\%$ ) e a deformação permanente ( $\epsilon_{pi}$ ) e recuperável ( $\epsilon_{ri}$ ) para ferros fundidos cinzentos não ligados e levemente ligados, no estado bruto de fusão

Material/estado	Equações	Coefficiente correlação	Número de pontos	Nº da equação
$\sigma_{it}\% = \sigma_{it}\% (\epsilon_{pi})$				
FC/FL estado bruto de fusão	$(\sigma_{it}\%) = 12,8199 \cdot \log(\epsilon_{pi}) + 165,951$	0,9794	35	7.24
$\sigma_{it}\% = \sigma_{it}\% (\epsilon_{ri})$				
FC/FL estado bruto de fusão	$\log(\sigma_{it}\%) = 0,77443 \cdot \log(\epsilon_{ri}) + 8,79315$	0,9835	35	7.25

Para a tensão relativa de 90 %, a diferença entre as componentes de deformação recuperável das curvas de números 2 e 4 é de aproximadamente  $5 \cdot 10^{-4}$ . Considerou-se possível substituir ambas curvas pela curva 6 da Figura 7.5, cuja equação de ajuste de número 7.25 (tabela 7.4), foi calculada sobre 35 pontos experimentais e possui um coeficiente de correlação 0,984.

As equações de números 7.24 e 7.25 (tabela 7.4), representadas respectivamente na Figura 7.5 pelas curvas de ajuste de números 5 e 6, descrevem a relação existente entre a tensão relativa e as componentes de deformação permanente e recuperável dos materiais da classe FC250 no estado bruto de fusão. Os dados pertencentes aos materiais FL150 IAN (classe FC150) e FL300 IAN (classe FC300), desviam levemente e em forma simétrica, como tinha sido observado na Figura 7.3, mas seu comportamento pode ser razoavelmente representado por elas. Para fins práticos, propõe-se que as curvas de números 5 e 6 sejam consideradas representativas do comportamento sob tração uniaxial dos ferros fundidos cinzentos das classes de FC150 até FC300, não ligados e levemente ligados e no estado bruto de fusão. A introdução de ambas as equações em rotinas computacionais de cálculo numérico, podem contribuir para o aprimoramento do projeto mecânico de componentes.

As curvas 5 e 6 definem, entre a origem do sistema de coordenadas e o ponto da sua intersecção (Figura 7.5), uma região na qual se localizam as curvas  $\sigma_{it}\% = \sigma_{it}\% (\epsilon_{pi})$  e  $\sigma_{it}\% = \sigma_{it}\% (\epsilon_{ri})$  obtidas para os materiais recozidos. As curvas 7 e 8 da Figura 7.5, representam

as equações de ajuste 7.20 e 7.23 da tabela 7.3, calculadas utilizando os pontos experimentais dos materiais recozidos para ferritização.

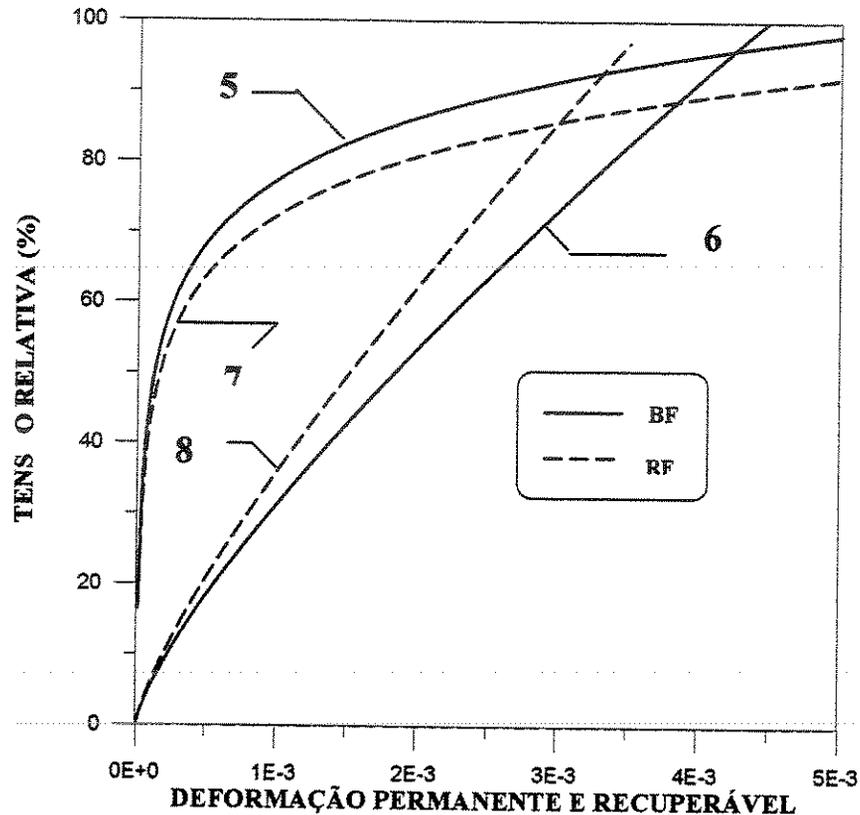


Figura 7.5. Experiências 1 e 2. Curvas de ajuste entre a tensão relativa e as componentes de deformação permanente e recuperável. Estado bruto de fusão e recozido para ferritização.

Curva 5. Tensão relativa versus deformação permanente. Materiais no estado bruto de fusão.

Curva 6. Tensão Rrlativa versus deformação recuperável. Materiais no estado bruto de fusão.

Curva 7. Tensão relativa versus deformação permanente. Materiais recozidos para ferritização.

Curva 8. Tensão relativa versus deformação recuperável. Materiais recozidos para ferritização.

A curva de número 8 (Figura 7.5) apresenta menores valores da componente de deformação recuperável do que a curva de número 6 (materiais no estado bruto de fusão, perlíticos). O fato pode ser relacionado à maior resistência mecânica da matriz perlítica, a qual aumenta o campo de resposta elástico e retarda o início da deformação plástica. Este último efeito está presente na

posição das curvas de números 5 e 7, que relacionam a tensão relativa e a componente da deformação permanente dos materiais no estado bruto de fusão e recozido respectivamente. Ambas praticamente coincidem até tensões relativas de 40%. Acima desse valor a curva de número 7 mostra um crescimento mais rápido da componente da deformação permanente.

Outra causa que incentiva a maior componente de deformação recuperável dos materiais no estado bruto de fusão com respeito dos recozidos é a existência de tensões residuais geradas pela diferença entre a contração térmica da matriz e a grafita durante a solidificação [Coffin, 1950]. Elas são eliminadas pelo tratamento térmico.

#### **7.4.5 Mecanismo de deformação até a fratura sob tração**

As Figuras 7.3, 7.4 e 7.5 baseadas nos resultados dos ensaios de tração (tabela 4.4 do Anexo II e tabelas 5.6 até 5.9 do Anexo III), os estudos metalográficos e fractográficos dos materiais das experiências 1 e 2 permitem contribuir de forma qualitativa e semiquantitativa ao conhecimento sobre o comportamento mecânico de fratura sob tração uniaxial.

A ruptura do ferro fundido sob a sollicitação de tração uniaxial é um evento progressivo. Sua primeira etapa está caracterizada por um processo de relaxação de tensões em pontos muito localizados onde há deformação plástica produzida principalmente pela concentração de tensões sobre a matriz ocasionadas pelas bordas de grafitas (tensões relativas de aproximadamente 30 %). O incremento da tensão relativa até 50 %, aumenta o número e tamanho das regiões deformadas na matriz, assim como o número de grafitas fraturadas e os vazios nas interfaces grafita/matriz.

Uma segunda etapa (tensões relativas superiores do que 50 %) é caracterizada pelo aparecimento e crescimento de trincas externas em torno de grafitas e carbonetos emergentes à superfície do corpo de prova (Figura 4.4a) e pela continuação e generalização do processo de relaxação de tensões nas regiões de solidificação eutética. Essa relaxação mecânica dá origem às regiões de rupturas dúcteis visualizadas nas fraturas finais (Figura 4.18a e Figuras 5.11 e 5.12). A

velocidade de progressão da fratura nessa segunda etapa é controlada pela estrutura dendrítica. A terceira etapa, a de ruptura, ocorre em alta velocidade através de regiões dendríticas e precipitados de alta resistência mecânica e incentivada pela presença de efeitos concentradores de tensões (grafitas finas dos tipos I-D e I-E) e elevadas tensões (Figura 4.17, Figura 5.13). A fratura se desenvolve com graus variáveis de deformação volumétrica da matriz.

## **7.5 Comportamento mecânico sob compressão entre cunhas.**

### **7.5.1 Estados de tensões e fratura.**

A macroestrutura do ferro fundido cinzento e as dimensões das placas e discos para a compressão entre cunhas tornam insegura a consideração da existência de um estado plano de deformações no material localizado entre os gumes das cunhas. Essa condição seria favorecida no caso de materiais ideais quando a relação entre o comprimento da indentação e a espessura do corpo de prova fosse igual ou maior do que 5 [Rowe, 1971]. A condição plana de deformações definitivamente não existe na superfície lateral sob os ápices das indentações, onde a deformação é tridimensional e forma “lábios” que se projetam fora do corpo de prova. Apesar dos desvios expostos, o plano e a morfologia da fratura dos corpos de prova submetidos à compressão entre cunhas, são coerentes com as propostas teóricas de Rudnick, Hunter e Holden [Rudnick, 1963], nos seguintes aspectos:

a) O plano de fratura coincide com o plano de aplicação da força, indicando a existência de uma componente de tensão de tração. Apenas nas regiões próximas aos ápices das indentações a fratura perde essa característica. Em aproximadamente o 95 % da área resistente nominal, que se estende através da espessura do corpo de prova, as fraturas (Figura 4.20b e 5.16b) apresentam uma morfologia semelhante às obtidas com os mesmos materiais quando testados sob tração (Figura 4.18b e Figura 5.11). Essa constatação está em acordo com o estado plano de tensões elásticas gerado nessa região do corpo de prova pela compressão entre forças concentradas (Figura 2.13a) [Rudnick, 1963]. Nesse cálculo o módulo da tensão principal de tração  $\sigma_1$  e o da principal de compressão  $\sigma_2$  estão na relação aproximada de  $\sigma_1/\sigma_2 = - (1/3)$ . A coerência entre o estado de tensões teórico e a morfologia das fraturas, permite supor que a tensão de tração é

responsável pela ruptura.

b) As regiões da fratura ao longo das indentações até uma profundidade de aproximadamente 0,6 mm dos ápices possuem uma morfologia marcadamente tridimensional e mostram elevada deformação plástica e evidências de cisalhamento (Figura 4.20a, Figura 5.16a). Essa morfologia da fratura dúctil se ajusta aos efeitos que sobre o material podem desenvolver os estados de tensões compressivo e de transição calculados (Figura 2.13a).

No início do ensaio de compressão entre cunhas, nos apoios dos gumes sobre o corpo de prova, deveria existir um estado de tensões compressivas infinita (Figura 2.13a) [Rudnick, 1963]. A fratura deveria ocorrer instantaneamente no terceiro quadrante do critério de falha (Figura 7.6). A fratura não ocorre por causa da formação e crescimento da indentação a qual aumenta as áreas de contacto entre as cunhas e o corpo de prova e reduz rapidamente o estado de tensões local para valores finitos descritos na Figura 2.13b. Durante esse processo fica em evidencia a capacidade de deformação dos ferros fundidos cinzentos, quando submetidos a estados de tensões cisalhantes.

Ao aumentar gradativamente a força aplicada, o material da região central do corpo de prova se aproxima ao critério de falha no quarto quadrante e sobre a reta de inclinação  $-3$  que passa pelo centro de coordenadas (Figura 7.6). Essa condição pode ser considerada válida até aproximadamente o final da região "1" da curva de compressão entre cunhas, onde o material mantém um comportamento principalmente elástico. Para forças maiores (região "2" da curva), em presença de deformação permanente através da espessura do corpo de prova, não é possível, com a informação disponível, definir a continuação desta aproximação ao critério de falha, nem se as tensões principais guardam entre si a relação mantida no campo elástico.

As constatações visuais indicam que as trincas no corpo de prova (discos ou placas) iniciam-se sobre a sua superfície lateral, logo abaixo dos ápices das indentações, nos "lábios" que se projetam na direção na direção radial. Também indicam que elas se produzem sob a ação de estados triaxiais de deformações. A progressão das trincas ocorre em direção ao centro

geométrico do corpo de prova, sobre o plano de gumes das cunhas.

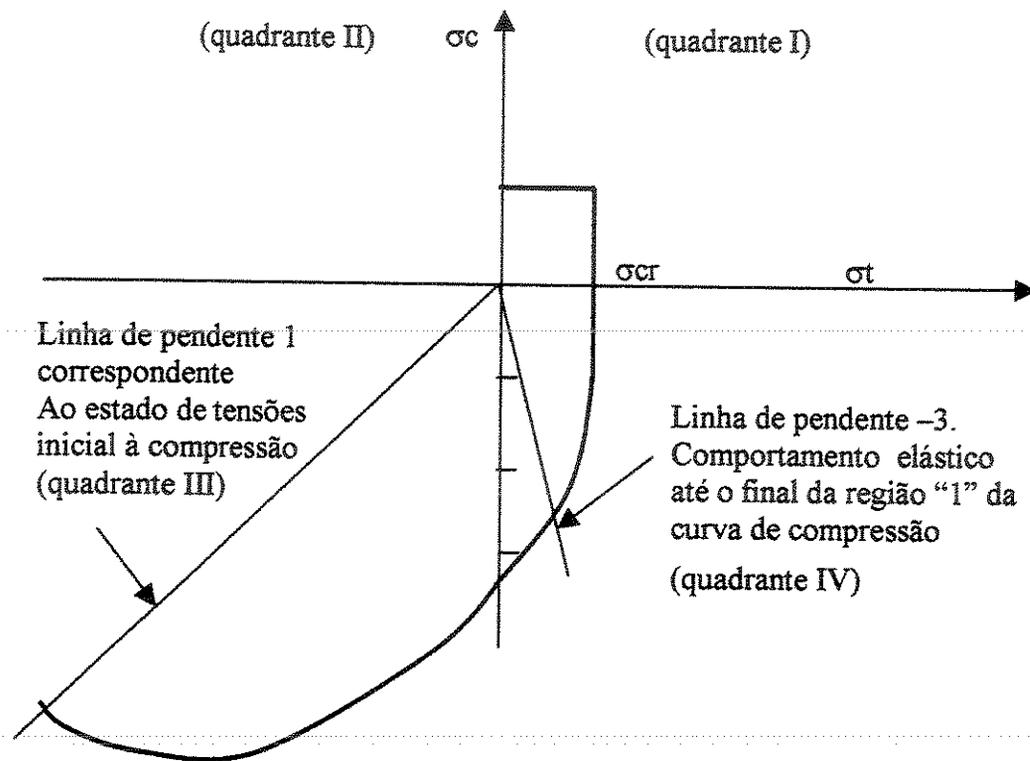


Figura 7.6. Esquema de critério de falha (I, II e IV quadrantes). Aproximação à falha conforme o estado de tensões iniciais (linha de inclinação 1) e no carregamento na região “1” (linha de inclinação -3).

### 7.5.2 Curva de compressão entre cunhas. Definições e significado

Na curva de compressão entre cunhas podem se distinguir quatro regiões. Elas descrevem o comportamento mecânico do material sob diferentes níveis de força aplicada (Figura 7.7).

#### 7.5.2.1 Região 0: Dureza

Nela a curva adota uma forma parabólica, similar à das curvas de indentação dos ensaios de medição de dureza [Brinell]. Essa semelhança entre ambas curvas e o fato da relação entre a espessura do corpo de prova e a profundidade de indentação ser maior do que 10, valor

recomendado para a validade do resultado do ensaio de dureza [Bosch, 1974], sugere que até esse nível de aplicação de forças, existe similaridade entre os estados de tensões.

A extensão da região “0”, avaliada pela profundidade de indentação correspondente ao ponto no qual a forma parabólica da curva é substituída por uma quase linear, varia com a classe de resistência do ferro fundido cinzento. Para os materiais FL150 IAN (classe FC150) e FL300 IAN (classe FC300) as profundidades atingidas foram de aproximadamente 0,05 mm e 0,08 mm para forças da ordem de 1250 N e 2500 N respectivamente. Se for aceita a distribuição das tensões no corpo de prova da Figura 2.13b, o valor da tensão principal  $\sigma_1 = 0,2(P/A)$  [Mitchel, 1961], na região central do corpo de prova do material da classe FC150 é de  $\sigma_1 = 0,2(1250/120) = 2,1$  MPa e no material da classe FC300 de  $\sigma_1 = 4,2$  MPa. Considerando que as tensões principais estão na relação  $\sigma_1 / \sigma_2 = - (1/3)$ , as respectivas tensões principais de compressão  $\sigma_2$  são,  $\sigma_2 = - 6,3$  MPa e  $\sigma_2 = - 12,5$  MPa. Os estados de tensões são insuficientes para gerar deformações elásticas significativas através da espessura do corpo de prova.

#### 7.5.2.2 Região 1: Elástica

Nesta região a relação entre a força aplicada e a profundidade de indentação é quase linear. Sua inclinação é positiva e se torna mais íngreme na medida que aumenta a resistência mecânica do ferro fundido cinzento. A relação entre a força e a profundidade de indentação é o resultado da superposição dos seguintes eventos:

- a) A deformação plástica localizada e progressiva da matriz do material para a formação e crescimento da indentação no corpo de prova.
  
- b) A deformação elástica do material localizado entre as indentações fora da zona de deformação plástica próxima dos seus ápices. Nessa região pode ser aceito que o material está submetido a um estado plano de tensões de tração e compressão no seu campo de comportamento elástico [Rudnick, 1963], condição esta última que ficou demonstrada nas análises metalográficas dos corpos de prova testados até o final da região “1”, nos que não se constataram fraturas nas

grafitas nem frestas nas suas interfaces com a matriz.

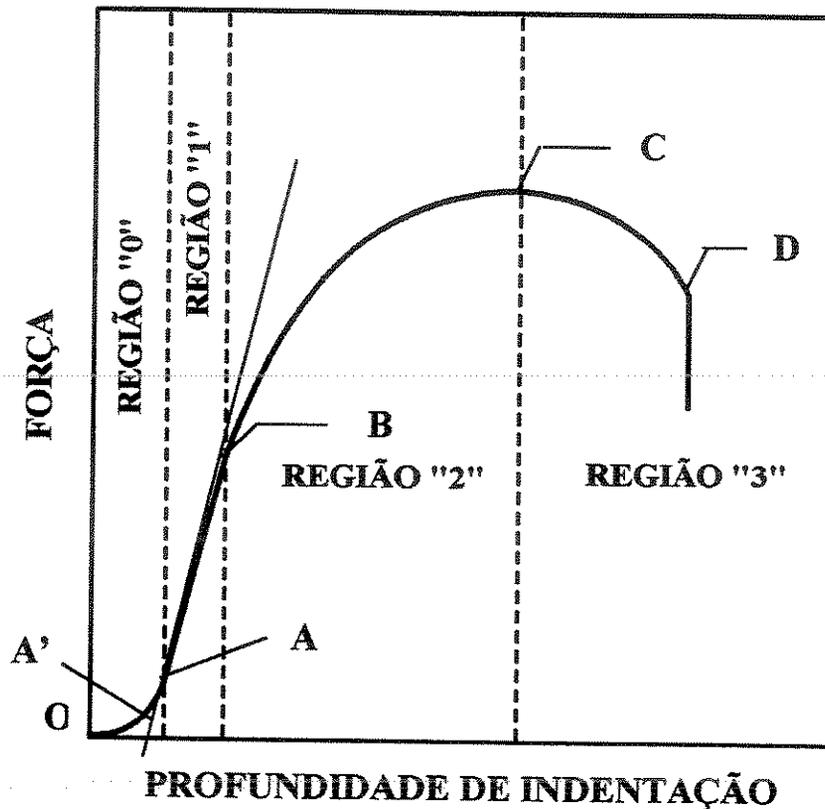


Figura 7.7. Esquema de curva de compressão entre cunhas

Região "0" (dureza). Região "1" (elástica). Região "2" (Elasto-plástica). Região "3" (Progressão de fratura estável e até a fratura final)

Área OA + AB = energia para deformação predominantemente elástica

Área OA + AB + BC = energia para início de trincas

CD = energia de desenvolvimento estável da fratura

OA + AB + BC + CD = energia necessária para a fratura total.

Na Figura 7.6, a linha de pendente - 3 descreve o desenvolvimento do estado de tensões na região central do corpo de prova ao aumentar a força aplicada. O posicionamento sobre essa linha dos estados de tensões correspondentes ao final da região "1", define aproximadamente o lugar, no interior do critério de falha, para o qual o material deforma elasticamente, assim como também as áreas para as quais o material deforma plasticamente antes de fraturar.

A comparação entre as regiões “1” dos materiais FL150 IAN e o FL300 IAN, ambos perlíticos e solidificados em moldes de areia, põe em evidência a influência da macroestrutura e microestrutura no comportamento mecânico e na forma da curva de compressão entre cunhas.

No material FL150 IAN, a menor inclinação da região “1” e a menor força aplicada necessária para atingir o fim da região, estão relacionadas com a maior quantidade e tamanho das grafitas, a menor área resistente (Figura 4.13c) e os menores teores de elementos de liga. No material FL300 IAN, a maior área resistente resultou do menor tamanho e quantidade de grafitas e o refino da perlita causado pelos elementos estabilizadores de carbonetos, assim com a presença de redes de carbonetos (Figura 4.16b). Esses fatores aumentaram a resistência mecânica da sua matriz, a região de comportamento elástico e a inclinação da região “1”. O refino da perlita e até a possível formação ocasional de microestruturas bainíticas e martensíticas, ainda que o material seja resfriado no estado sólido com velocidades semelhantes às do material da classe FC150 é produto do retardo da reação da austenita (maiores teores de elementos de liga).

A necessidade de facilitar a utilização da curva de compressão entre cunhas incentiva a definição da região “1” de maneira mais simples. Para isso, a região quase linear foi extrapolada em ambos os sentidos (Figura 7.7). Na direção da diminuição da força aplicada, a extrapolação até intersectar o eixo das abscissas elimina os efeitos de ajustes mecânicos e parcialmente a região “0”. Na direção do aumento da força aplicada a extrapolação evidencia de forma mais clara o afastamento do comportamento quase linear, o qual pode definir o início da região “2”. A profundidade de indentação atingida pela região “1”, definida como a diferença entre as abscissas de esses pontos extremos, constatou-se ser quase constante e igual a  $(0,15 \pm 0,02)$  mm para os materiais no estado bruto de fusão, independentemente das suas classes de resistência. A profundidade de indentação da região “1” aumenta progressivamente na medida que aumentam a temperatura e tempo de tratamentos térmicos aos quais os materiais são submetidos.

### **7.5.2.3 Região 2: elasto-plástica (com endurecimento pela deformação)**

Na região “2” inicia no fim da região elástica e se estende até a fratura do material (abrupta ou de crescimento estável). O aumento da força aplicada conduz a um comportamento elasto-

plástico de todo o material localizado entre as indentações e além delas. A relação entre a força aplicada e a profundidade de indentação torna-se não linear. A inclinação da tangente à curva positiva, porém decrescente faz à curva assumir uma forma parabólica mais baixa do que a extrapolação linear da região “1”. A taxa de queda da inclinação da tangente na região “2” é maior na medida que diminui a classe de resistência do material.

A forma da região “2” é o resultado da superposição da deformação plástica associada ao aprofundamento da indentação total, e a deformação elásto-plástica crescente do material localizado entre as indentações, causado pelo aumento da força aplicada. A deformação plástica se estende lateralmente e de forma simétrica ao plano de gume das cunhas, conforme se detecta nas análises metalográficas, pela fratura das grafitas e a formação de frestas entre elas e seus alojamentos. A extensão lateral dessa deformação não é constante ao longo da indentação, ela é menor no centro geométrico do corpo de prova e aumenta na medida que a indentação se aproxima às bordas, lugar onde atinge aproximadamente 1,5 mm, quando aplicada a força máxima (Figura 4.8). Deverá ser pesquisado se essa constatação está relacionada com uma mudança gradual do estado de tensões e deformações ao longo das indentações.

As curvas de compressão entre cunhas dos materiais da classe de resistência FC250, mostram uma pequena ou uma inexistente região “3”. Por essa razão eles se consideraram como referencia para definir o comportamento mecânico do ferro fundido cinzento na região “2”. Nos materiais das classes inferiores a FC250, o final da região “2” coincide com o ponto de máxima força aplicada (Figura 4.12, Figura 5.4), onde a inclinação da tangente à curva é nula e se iniciam as fraturas no material. Nos materiais das classes superiores a FC 250, a fratura total do material se produz antes da região “2” atingir o ponto para o qual a inclinação da sua tangente é zero.

Nos materiais das classes inferiores a FC250, nos que normalmente não existem carbonetos ou compostos de fósforo na matriz, os sistemas de deformação ativados na região “2” deslocam-se através das pontes de matriz, sem provocar endurecimento significativo pela deformação em frio (Figura 4.9b). Nos materiais das classes superiores a FC250 (levemente ligados ou contendo fósforo), a inclinação da região “2” é mais íngreme que a dos materiais das classes inferiores. As causas são a maior resistência mecânica da matriz e presença de carbonetos

(materiais levemente ligados) ou compostos de fósforo, distribuídos em redes interdendríticas e intercelulares. Ambos tipos de precipitados dificultam a movimentação dos sistemas de deformação atuantes nas pontes de matriz e favorecem o empilhamento das discordâncias. As tensões locais elevadas assim produzidas resolvem-se com a fratura da matriz ou dos precipitados, ao ser atingida uma tensão crítica (Figura 4.9). A energia consumida na progressão da trinca sob essas condições é geralmente muito pequena e não pode ser medida com a curva de compressão entre cunhas.

Independentemente da classe do ferro fundido cinzento, as fraturas iniciam-se na parede lateral do corpo de prova abaixo do ápice das indentações (estado de tensões plano). Nos materiais de classe de resistência menores que FC250, as trincas são visíveis ao atingir a curva de compressão entre cunhas a força máxima (inclinação nula da tangente à curva). Nos materiais de classe de resistência maiores que FC 250, essa constatação do início das fraturas é dificultada pela ocorrência da fratura abrupta.

#### **7.5.2.4 Região 3: Progressão estável da fratura.**

A região “3” descreve a progressão das trincas iniciadas no final da região “2”, no ponto de máxima força (inclinação nula da tangente à curva), até a fratura final do corpo de prova. As trincas diminuem a área resistente do corpo de prova e a força necessária para prosseguir o ensaio. Elas iniciam na superfície lateral, frente aos ápices das indentações e progredem na direção ao centro do corpo de prova, seguindo a indentação sobre o plano de gume das cunhas.

Nas curvas dos materiais da classe FC200 são atingidos os pontos de máxima (inclinação da tangente nula), mas a projeção da região “3” sobre o eixo das abscissas é pequena, porque a fratura se desenvolve rapidamente (Figuras 4.10). A inclinação da tangente à curva torna-se rapidamente negativa e a fratura final ocorre sob forças de magnitude aproximada de 90 % a 95 % do valor da máxima força aplicada. Nos materiais da classe FC150, seja na condição bruto de fusão (Figura 4.10) ou por causa de tratamentos térmicos (Figuras 5.4 e 5.5), a inclinação nula da tangente à curva no ponto de máxima, torna-se lentamente negativa. A queda da força no momento da fratura total é de aproximadamente 10 % da força máxima e o incremento da

profundidade de indentação é da ordem de 20 % da profundidade de indentação correspondente à força máxima.

## **7.6 Vantagens e potencial de utilização da curva de compressão entre cunhas**

Do ponto de vista operacional, a curva de compressão entre cunhas, em comparação à sua similar do ensaio de tração, possui maior rapidez de obtenção, e os deslocamentos do cabeçote da máquina de ensaio são de 3 até 4 vezes maiores, o qual faz possível utilizar equipamentos de menor exatidão.

A definição da curva de compressão entre cunhas, a possibilidade de identificar as regiões de comportamento elástico (região “1”), elasto-plástico (região “2”) e de fratura (região “3”), abre um potencial de aplicação do ensaio na avaliação das características mecânicas de outros materiais de estrutura heterogênea e comportamento frágil sob tração (cerâmicas, metálicos sinterizados temperados, materiais plásticos termoestáveis curados), assim como materiais dúcteis nos que o limite elástico é de interesse, por exemplo, ferros fundidos nodulares.

### **7.6.1 O ensaio de compressão entre cunhas e a tenacidade à fratura**

A área sob a curva de compressão entre cunhas representa a energia envolvida na fratura do material (Figura 7.7). Parte dessa energia é consumida no atrito no dispositivo de ensaio e entre as cunhas e o material. A maior parte é gasta na deformação do material e na energia térmica a ela associada (que não produz um aquecimento perceptível).

A área sob a região “1” da curva de compressão entre cunhas corresponde à energia necessária para a deformação principalmente elástica do material. A energia para a deformação elasto-plástica até o início da ruptura (materiais das classes inferiores a FC250) ou até fratura abrupta (materiais das classes superiores a FC250), é avaliada pela área da curva sob a região “2”. A progressão estável das trincas até a ruptura final (materiais de classes inferiores de FC250) está representada pela área sob a região “3”.

De forma geral, no ferro fundido cinzento de classe superior a FC250, a fratura se produz na região “2” em alta velocidade e sua energia de progressão não pode ser avaliada pela curva de compressão entre cunhas. No ferro fundido de classe inferior do que FC250, as fraturas se iniciam e desenvolvem de forma estável. O ensaio de compressão entre cunhas pode ser utilizado na avaliação da tenacidade à fratura destes últimos tipos de materiais.

Na utilização da curva de compressão entre cunhas para a avaliação da tenacidade à fratura de alguns materiais da experiência 2 (capítulo 5), resultam interessantes de serem destacados (tabela 5.14 do Anexo III). A energia de fratura total, isto é o valor da área sob a curva de compressão entre cunhas dos materiais básicos FC1 e FC4 nos seus três estados de tratamento térmico (bruto de fusão, recozido para alívio de tensões e recozido para ferritização), manteve-se praticamente constante. A energia necessária para o início das trincas (área sob as regiões “0”, “1” e “2”), diminuiu de forma proporcional ao aumento do tempo e da temperatura dos tratamentos térmicos. Em contrapartida, aumentou a energia necessária para a progressão da fratura estável até a fratura total (área sob a região “3”). A determinação da tenacidade à fratura mediante a curva de compressão entre cunhas pode ajudar no projeto mecânico a diminuir o perigo de fratura abrupta.

A avaliação da tenacidade à fratura dos ferros fundidos é feita mediante o método da Integral J [ASTM, 1987]. A utilização da curva de compressão entre cunhas para a essa mesma finalidade implica na realização de um estudo comparativo entre ambos os métodos, quanto aos resultados e vantagens e desvantagens operacionais. Na tabela 7.5, apresenta-se uma primeira comparação, a qual mostra diferenças importantes. Na Integral J, o valor  $J_{Ic}$  representa a máxima energia elástica absorvida pelo material antes da trinca progredir através de uma estrutura livre de deformações. No ensaio de compressão entre cunhas a energia avaliada corresponde à necessária para o início das trincas após o esgotamento de capacidade de deformação do material, nas bordas do corpo de prova, próximo dos ápices das indentações. A região “3” da curva quantifica a energia necessária para o desenvolvimento estável num material cuja matriz está plasticamente deformada.

Tabela 7.5. Tenacidade à fratura. Comparação entre o método da Integral J e o ensaio proposto utilizando o ensaio de compressão entre cunhas.

Método	Integral $J_{Ic}$	Compressão entre cunhas
Corpos de prova	compacto	placa ou disco
solicitação mecânica	tração + momento	compressão + tração + cisalhamento
início da trinca	sob fadiga em matriz sem deformação plástica	após aplicação da força máxima. Matriz com capacidade de deformação esgotada.
Lugar da trinca	de maior tensionamento. Associadas às grafitas e atuando em vários planos	múltiplas nas bordas laterais do corpo de prova
progressão das trincas	carregamento e descarregamento sucessivos. Curvas $F \times C.O.D.$	sob aplicação contínua da força até a fratura
tenacidade à fratura	extrapolação dos valores J até a linha "blunting" para determinar a máxima expansão elástica no ponto de início da trinca	Área abaixo da curva força - prof. indentação. Energia necessária para o início e desenvolvimento da trinca

A adoção do método da avaliação da tenacidade à fratura mediante o ensaio de compressão entre cunhas deve estabelecer uma relação entre seus resultados e os determinados mediante o método da Integral J. Se essa relação existisse, seria possível determinar de forma indireta, a tenacidade à fratura conforme o método da Integral J. O ensaio de compressão entre cunhas apresenta a vantagem da utilização de corpos de prova retirados da parede da peça, de construção simples e sem a necessidade de desenvolver nele trincas sob fadiga. De outro lado permitiria a utilização de dispositivos e equipamentos de baixo custo para a avaliação na linha de produção e a utilização dos resultados na correção de processo.

### 7.6.2 A curva de compressão entre cunhas no controle de fabricação.

Os requisitos a serem cumpridos pelas peças fundidas estão determinados pelo cliente no desenho técnico e na especificação da classe do material. O desenho permite a construção do modelo e do molde e sua verificação prévia ao vazamento da peça. A classe do material depende da escolha da composição química, do tratamento do banho metálico e da velocidade de resfriamento durante a solidificação e no estado sólido. As correções dos banhos metálicos (composição química e inoculação) podem ser definidas mediante as curvas de resfriamento. A conformidade com a resistência à tração especificada, só pode ser verificada após a fabricação da peça e isto é facilitado utilizando o ensaio de compressão entre cunhas.

A implementação de um processo de controle da qualidade que utilize o ensaio de compressão entre cunhas deverá considerar inicialmente a definição do processo de fabricação capaz de conseguir nas peças os requisitos objetivados. A correspondente equação do tipo  $\sigma_t = A \cdot \sigma_c - B \pm s_{\sigma_t}$  deverá ser calculada em base a dados experimentais. A faixa aceitável para a resistência à compressão entre cunhas, que permite cumprir à tolerância prescrita para a resistência à tração do material no lugar indicado pelo cliente, deverá ser definida a partir dessa equação e seu desvio padrão. O corpo de prova pode ser fabricado retirando o material das paredes da peça, ou dos canais de alimentação, ou de saliências de espessura semelhantes à peça considerada [Standke, 1975]. As duas últimas alternativas tornam o ensaio não destrutivo. Antes de utilizar os corpos de prova retirados de canais ou saliências à peça, deverá ser comparada a sua curva de compressão entre cunhas com as obtidas com o material retirado da parede (lugar definido com o cliente) e estabelecer a relação existente entre elas.

A avaliação da peça fundida deverá ser feita verificando a conformidade do valor da resistência à compressão entre cunhas (ou da tenacidade à fratura) exigida na parede da peça. Essa verificação, feita durante o processo de fabricação é a base para a implementação do método controle estatístico de processo [Chrysler, 1991]. Possibilitarão-se assim ações corretivas e preventivas que diminuam a fabricação de peças que não cumprem com as exigências. A apresentação das cartas de controle como evidencia de domínio do processo, possibilitarão a aceitação das peças por parte do cliente sem ensaios adicionais.

### 7.6.2.1 Controle estatístico de processo “por variável”

O Controle Estatístico de Processo, na sua versão “por variável” [Chrysler, 1991], pode ser implementado com base no valor da força máxima aplicada (registrada na curva de compressão entre cunhas) ou da resistência à compressão entre cunhas das peças. É necessário que o processo se mantenha estável. O número de espécimes das amostras, assim como sua frequência de retirada deve ser definida de acordo ao processo e condições de produção. Os valores iniciais da resistência à compressão das peças servirão para o cálculo do valor médio ( $\bar{X}$ ) e amplitude média ( $\bar{R}$ ), assim como dos limites de controle superior e inferior. Durante o controle estatístico do processo os valores médios ( $\bar{x}_{cep}$ ) e a amplitude ( $r_{cep}$ ) dos subgrupos deverão ser dispostos sobre uma carta de controle de valor médio e amplitude ( $\bar{X}, \bar{R}$ ) e comparados ao valor médio e amplitude dos limites de controle superior e inferior, para determinar a conformidade ou não, ou a existência ou não de tendências.

### 7.6.2.2 Controle estatístico de processo “por atributo”

Uma possibilidade mais simples de aplicação do controle estatístico de processo à fabricação das peças fundidas, poderá utilizar a forma da curva de compressão entre cunhas como o “atributo” a ser avaliado. A forma da curva está relacionada com a macroestrutura e microestrutura do material. A existência de dendritas, carbonetos e compostos de fósforo, tornam a tangente à curva mais íngreme nas suas regiões “1” e “2” e favorecem as fraturas abruptas (capítulos 4, 5 e 6). Quando as dendritas e precipitados diminuem, aumenta o tamanho das grafitas e o predomínio das grafitas do tipo I-B e, ocorre ferritização, a região “1” da curva torna-se menos íngreme, a região “2” apresenta maior taxa de variação da inclinação da sua tangente e, a presença da região “3” se torna mais evidente.

A implementação do sistema de controle de processo empregando a curva de compressão entre cunhas como critério de aceitação ou rejeição, necessitará definir curvas que caracterizem o material para seus valores máximo, médio e mínimo da força aplicada máxima. Essas três curvas, as quais poderão estar acompanhadas das suas respectivas macroestruturas e microestruturas, constituirão um ábaco que deverá estar disponível na linha de produção, e servirá como

referência de comparação das curvas obtidas com o material das peças sendo fabricadas. A aprovação da peça ocorrerá quando a curva do seu material se encontrar entre as duas curvas que determinam o limite superior e inferior de aceitação.

Para inspetores da qualidade experientes e treinados, a variação da curva de compressão entre cunhas poderá ser associada com a variação da macroestrutura e microestrutura do material testado. Essas variações, causadas pelas oscilações no processo de fundição poderão ser caracterizadas, sem análise metalográfico, através da observação da forma e extensão das regiões da curva. No caso das curvas do material testado não estarem conformes, ou apresentarem uma tendência de aproximação às curvas de limite de aceitação do ábaco poderá ser identificadas as condições de solidificação existentes, redefinir os parâmetros de fundição e estabelecer ações corretivas para conseguir o retorno ao centro da especificação (curva média).

No controle estatístico de processo “por atributo”, poderá ser aplicado o mesmo esquema de pequenos subgrupos utilizados no controle “por variável”, permitindo o controle mais freqüente e a correção dos desvios e tendências em tempo hábil. Por essa razão pode não ser interessante a utilização de cartas de controle “p” e ser mais útil a manutenção das cartas de controle ( $\bar{X}$ ,  $R$ ) [Chrysler, 1991]

No caso dos fundidores dos mancais do capítulo 6, tivessem construído inicialmente um ábaco semelhante ao da Figura 6.6, poderiam ter utilizado as curvas A e B para definir a qualidade das peças aprováveis. N caso das curvas de compressão entre cunhas das peças fossem do tipo C (Figura 6.6), o encarregado da produção deveria ter aumentado a resistência do material até a região central da tolerância (curva B, Figura 6.6), incentivando a formação de estruturas dendríticas de grafitas dos tipos I-E e I-D e diminuindo a formação da grafita I-B e da ferrita. No capítulo 6 porém, a curva C (Figura 6.6) ocorre, não por causa das condições de solidificação, mas pelo resfriamento lento das peças, após sua retirada do molde. Essa possibilidade de ocorrer não conformidade, obriga a estabelecer procedimentos para a retirada do molde e estocagem das peças, assim como um controle de qualidade das peças rebarbadas.

## **7.7 Curva de compressão entre cunhas e tratamentos térmicos de recozido**

Os tratamentos térmicos de recozido modificam a forma da curva de compressão entre cunhas e diminuem a resistência à compressão entre cunhas do material no estado bruto de fusão. As mudanças aumentam com a temperatura e tempo de aplicação do tratamento térmico de recozido, e podem ser descritas genericamente como segue:

- a) Região “1”: Diminuição da sua pendente e aumento da sua projeção sobre o eixo das abscissas.
- b) Região “2”: Aumento da taxa de diminuição da inclinação da tangente e redução da sua projeção sobre o eixo das abscissas.
- c) Região “3”: Aumento da sua projeção sobre o eixo das abscissas, produzida pela sua queda gradual durante o desenvolvimento da fratura estável.

## Capítulo 8

### **Conclusões e Sugestões para a Continuação dos Trabalhos**

#### **8.1 Conclusões**

##### **8.1.1 Macroestrutura, microestrutura e comportamento mecânico dos ferros fundidos cinzentos.**

- As dendritas, os carbonetos e os compostos de fósforo foram os elementos principais para a elevação da resistência mecânica. As dendritas foram mais importantes nos materiais levemente ligados e não ligados. Nestes últimos a presença de compostos de fósforo formando redes intercelulares e interdendríticas contribuiu também para aumentar a resistência ao inibir a deformação plástica da matriz. Nos ferros fundidos cinzentos perlíticos levemente ligados das classes FC200 e superiores, a combinação de dendritas e de carbonetos foi o fator maior interesse. Valores elevados de resistência mecânica podem ser obtidos com estruturas dendríticas fortes e carbonetos interdendríticos agulhados ou, com estruturas dendríticas de escassas para moderadas, células eutéticas refinadas e redes de carbonetos intercelulares.

- A formação de ferrita não diminui sensivelmente a resistência mecânica do material se ela não atingir os eixos dendríticos.

- Em ferros fundidos com teores de cromo na faixa de 0,7 % em peso, estruturas grafita-carboneto-austenita de crescimento radial e trans-celular, são possíveis de se obter na solidificação em moldes de casca, durante a etapa final da solidificação eutética. Essa estrutura

parece contribuir para a elevação da resistência mecânica dessas áreas, o qual permitiria aumentar a resistência global do material.

### **8.1.2 Ensaio de tração**

- Para os ferros fundidos não ligados e levemente ligados, no estado bruto de fusão, de classes de resistência de FC150 até FC300, existem curvas únicas de tensão relativa (expressada como a porcentagem da resistência à tração) versus componente recuperável da deformação, e de tensão relativa versus componente da deformação permanente. A utilização de ambas as curvas nos softwares dedicados a cálculos por métodos numéricos, permitirá aproveitar melhor as características mecânicas dos ferros fundidos e aperfeiçoar o projeto de componentes mecânicos.
- Os tratamentos térmicos de recozido modificam a relação entre a tensão relativa e as componentes das deformações recuperável e permanente. Nesses casos as curvas deverem ser definidas para o estado de tratamento térmico ao qual o material foi submetido.

### **8.1.3 Ensaio de compressão entre cunhas**

- A curva de compressão entre cunhas, definida pela relação entre a força aplicada e a profundidade da indentação apresenta elevada sensibilidade às mudanças de macroestrutura e microestrutura dos ferros fundidos cinzentos. As mudanças estruturais modificam: sua forma; ou sua força máxima; ou ambas simultaneamente. Essas características e o fato do corpo de prova poder ser retirado das paredes das peças ou dos canais alimentadores, possibilitam a sua utilização no controle estatístico de processo. No controle de processo “por variável”, pode ser utilizado como parâmetros o valor da força (ou da resistência à compressão entre cunhas) e eventualmente, a tenacidade à fratura. Na versão “por atributo” podem ser utilizadas as formas das curvas.
- Na forma da curva podem distinguir-se regiões de comportamento: a) preponderantemente elástico; b) elasto-plástico com endurecimento pela deformação a frio; c) de fratura (materiais das classes FC250 e inferiores). Este fato permite a avaliação das energias correspondentes e a

energia total de fratura. Particular interesse apresenta a possibilidade de mensurar a tenacidade á fratura em materiais de classes inferiores a FC250.

#### **8.1.4 Relação entre a resistência à tração uniaxial e à compressão entre cunhas**

- Quando usados moldes de casca ou de areia, uma única expressão do tipo  $\sigma_t = A \cdot \sigma_c - B$  pode ser utilizada para descrever a relação entre as resistências à tração e à compressão entre cunhas dos ferros fundidos cinzentos não ligados e levemente ligados no estado bruto de fusão. O anterior é válido independentemente das variações que possam ocorrer na inoculação e na temperatura de vazamento.

#### **8.2 Sugestões para trabalhos futuros**

##### **Solidificação eutética grafita – cementita - austenita**

Condições de solidificação eutética e das faixas de elementos de liga que permitam a formação generalizada da estrutura trifásica. Verificação dos ganhos de resistência mecânica.

##### **Resistência à tração e à compressão entre cunhas em materiais recozidos**

Relação entre resistência à tração e à compressão entre cunhas em materiais submetidos a diferentes tempos e temperatura de tratamentos térmicos de recozido.

##### **Critérios de falha considerando os limites de comportamento elástico**

Sendo o limite elástico o critério de falha utilizado para o projeto mecânico, redefinir os critérios de falha dos ferros fundidos em função desse limite.

##### **Tenacidade à fratura utilizando a curva de compressão entre cunhas**

Comparar os resultados de tenacidade à fratura dos ferros fundidos cinzentos obtidos pela Integral “J” [ASTM E813-87] com a energia obtida com a curva de compressão entre cunhas. A comparação pode definir a existência de uma relação experimental que possibilite a determinação da tenacidade à fratura normalizada mediante um método mais simples e barato.

### **Tensões e deformações durante o ensaio de compressão entre cunhas**

Utilizar programas de elementos finitos tridimensionais, aplicáveis no campo de comportamento plástico. Simular a estrutura do material. Complementar o significado das regiões “1”, “2” e “3” da curva de compressão entre cunhas e definir os estados de tensões que iniciam a fratura na região próxima do ápice das indentações sobre a superfície lateral dos corpos de prova.

### **Compressão entre cunhas na caracterização de outros materiais**

Pesquisar o significado das regiões da curva de compressão entre cunhas na caracterização mecânica de materiais heterogêneos produzidos por fundição (ferros fundidos vermiculares e nodulares) e por compactação e posterior tratamento térmico (termoestáveis, sinterizados, cerâmicos).

### **Compressão entre cunhas como base da classificação dos ferros fundidos cinzentos**

Estudar detidamente a possibilidade de classificar os ferros fundidos cinzentos com base na resistência à compressão entre cunhas.

## Referências Bibliográficas

- [Alarcón, 1984] Alarcón O E.Q., Medrano R.E. Análise da deformação plana por compressão entre cunhas. Primeiro Simpósio sobre conformação plástica de metais,. Universidade Estadual de Campinas, Depto de Engenharia Mecânica, 23 a 25 de Julho de 1984.
- [ASM, 1974] Committee on Fractography by Electron Microscopy. Interpretation of Scanning-Electron- Microscope Fractographs Metals Handbook. Eighth Edition Volume 9, Fractography and Atlas of Fractography,pg. 64- 76.1983
- [ASTM, 1987] ASTM- E813-87. Standard Test Method for  $J_{Ic}$ , A measure of Fracture Toughness. American Society for Testing Materials, 1916 Race St., Philadelphia, Pa, 19103..
- [ASTM, 1992] American Society for Testing and Materials, ASTM A- 48-92. Standard Specification for Gray Iron Castings. 1916 Race St. Philadelphia, Pa 19103. July 15, 1992.
- [Babel. 1968] Babel, H. W., Sines, G. A Biaxial Fracture Criterion for Porous Brittle Materials. Journal of Basic Engineering, June, 1968, pg. 285-291.
- [Bauer, 1988] Bauer, W, Nechtelberger, E. Neuere Untersuchungen zur Wanddickenabhängigkeit der Stückfestigkeit von unlegiertem Gusseisen mit Lamellengraphit. Giesserei- Rundschau, 35, Nr. 11/12/ November/ Dezember, S. 10-15, 1988.
- [Bauer, 1989] Bauer, W, Nechtelberger, E.. Eigenschaftsnomogramm fuer Gussstuecke aus unligiertem Gusseisen mit Lamellemgraphit. Giesserei- Praxis, Heft 4, S. 37-39, 1989.
- [Bjorkegren, 1994] Bjorkegren L. E, Koos R., Production of different cast iron grades with flake graphite starting from abase iron. Technical paper. Foundryman, 209-216, June 1997.
- [Boelher]. Catálogo técnico Boelher 7551-1 E: Wedge Tester type KD5.

- [Bosch, 1973] Bosch Norm. Haertepruefung nach Brinell. N67W, 8.2, Oktober 1973.
- [Bosch, 1973-1] Bosch Norm. Richtlinien fuer die Waermebehandlung. N67W, 6..5.1, Oktober 1973
- [Bosch, 1996] Normas Robert Bosch. N13 A21/3. Tolerâncias de forma e posição. Normas gerais de projeto. Edição abril 1996.
- [Bradley,1990] Bradley W. L., Srinivasan M.N. Fracture and fracture toughness of cast irons. International Materials Reviews, Vol. 35, N°3,pg. 129-161, 1990.
- [Broek, 1991] Broek, D, The Practical Use of Fracture Mechanics. Chapter 3.Linear Elastic Fracture Mechanics. Pg. ....Kluwer Academic Publishers. Dordrecht, Boston, London, 1991.
- [Campos Filho, 1978] Campos Filho M. P., Davies G. J. Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas. Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. Editorada Universidade de São Paulo. Capitulo 2: Nucleação e crescimento de cristais, pg. 11- 29
- [Carneiro, 1953] Carneiro F. L. L. B e Barcellos A Concrete tensile strength. Union of testing and research laboratories for materials and structures. N 15, March, 1953
- [Caspers,1973.] Caspers K. H. Zur Frage der indirekten Zugfestigkeitsbestimmung bei Gusseisen mit Lamellengraphit, dargestellt am Beispiel von Fahrzeugmotorenguss. Giesserei 60 (1973), Nr 17, S 535 - 543.
- [Chiaverini, 1971] Chiaverini, V. Aços Carbono e Aços liga. Capítulo I Definições. Pg. 31. Associação Brasileira de Metais
- [Clough, 1957] Clough W. R., Shank M. E. The deformation and rupture of gray cast iron. Transaction Quarterly . American Society for Metals, V. 49, pg. 241- 261, 1957.
- [Coffin, 1950] Coffin, Jr. L.F.. The flow and fracture of a brittle material. Journal of Applied Mechanics, American Society of Mechanical Engineers, Vol 17, N3, pg. 233.-248, September 1950.
- [Collaud,1944] Collaud, A. Contribution a la qualification mécanique des fontes grises et l'amélioration de leur comportement en service. Von Roll Mitteilungen, 3. Jahrgang, Nr 1, 2, Juni, 1944.

CNORMA DIN 1691, Mai 1985. Gusseisen mit Lamellengraphit (Grauguss). Eigenschaften.

[Craig, 1988] Craig D. B., Hornung M. J., McCluhan T. K. Gray Iron. Graphite morphology. Metals Handbook. Ninth Edition, Volume 15, Casting, pg. 631. ASM International Metal Park, Ohio, 44073, 1988.

[Chrysler, 1991] Chrysler Corporation, Ford Motor Company, General Motors Corporation. Statistical Process Control (SPC). Reference Manual. Issued 1992. Second Printing, March, 1995.

[de Sousa Santos, 1989] De Sousa Santos A B.; Castello Branco, C. H. Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Capítulo 2. Teoria de solidificação de ferros fundidos cinzentos e nodulares, pg. 7-51. IPT, 1989

[Dilewinjs, 1967] Dilewinjs J., Sonk G., De onrechtstreekse bepaling van de treksterkte van grijs gietijzer door middel van de wigdrukproef: statistische studie van verband tussen treksterkte en wigdruksterkte (3). La fonderie belge, 12, pg. 289 – 299, 1967.

[DIN, 1985] DIN 1691. Gusseisen mit Lamellengraphit (Grauguss). Eigenschaften. Normenausschuss Giessereiwesen (GINA) in DIN Deutschen Institut fuer Normen, S 90-96, Mai 1985.

[DIN, 1994] DIN-EN ISO 945. Gusseisen. Bestimmung der Mikrostruktur von Graphit. September, 1994.

[Ebner, 1967] Ebner R., Die indirekte Bestimmung der Zugfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit durch die Keildruckprobe. Giesserei – Praxis, Nr 22, S. 417-420, 1967.

[Ebner R., 1972] Ebner R., Weitere Untersuchungen zur indirekten Bestimmung der Zugfestigkeit von Grauguss durch die Keildruckprobe. Giesserei – Praxis, Nr 11, S. 183-189, 1972.

[Elliot, 1988] Elliot R. Cast Iron Technology. Chapter 3. Solidification of Cast Irons. Pg. 91-113. University of Manchester. England. Butterworths, 1988.

[Ferraresi, 1970] Ferraresi.D. Usinagem dos metais. Fundamentos da usinagem dos metais, Volume 1, . Editora Edgard Bluecher Ltda., Editora da Universidade de São Paulo. 1970. \*\*\*

- [Fisher, 1952] Fisher, J.C. A Criterion for the Failure of Cast Iron. ASTM Bulletin, pp. 74 -75, April 1952.
- [Fontaine, 1985] Fontaine A., Zambelli G. The influence of microstructure on the tensile damage of lamellar grey cast iron. The physical metallurgy of cast iron. Materials Research Society Symposia Proceedings, v 34, pg. 469-485, 1985. Elsevier Science Publishing Company, Inc. N.Y., 1985.
- [Foti, 1998] Foti R. Spada A T., Iron caster Discuss Keys to Optimizing Inoculation. Modern Casting. Pg 55-57, June 1998.
- [Gdoutos, 1993] Gdoutos, E. E. Fracture Mechanics. An Introduction. Chapter 3. Elastic-Plastic Stress Field in Cracked Bodies. Pg. 57. Luwer Academic Publishers, 1993.
- [Gilbert, 1959] Gilbert, G. N. J. An evaluation of the stress/strain properties of flake graphite cast iron in tension and compression. B.C.I.R.A. Journal of Research and Development, v. 7, Research Report 514, August, pp. 745- 789, 1959.
- [Gilbert, 1961] Gilbert, G. N. J. Stress/strain properties of cast iron and Poisson's ratio in tension and compression. B.C.I.R.A. Journal, Report 593, V9, pg. 347-363, May, 1961.
- [Gilbert, 1963] Gilbert, G. N. J. The components of strain due to deformation of the matrix and due to the volume changes in a flake graphite cast iron under uniaxial stress. B.C.I.R.A. Journal, Report 707, pg. 512-524, 1963.
- [Gilbert, 1964] Gilbert, G. N. J. Variations of the microstructure of a flake graphite cast iron after stressing in tension and compression. B.C.I.R.A. Journal, Report 722, pg. 31-47, January, 1964.
- [GOST, 1945] GOST 2861-45. URSS. Peças fundidas em ferro fundido cinzento. Método de ensaio mediante compressão entre cunhas.
- [Grassi, 1949] Grassi C., Cornet R. C. Fracture of Gray Iron Tubes Under Biaxial Stresses. Journal of Applied Mechanics, American Society of Mechanical Engineers. Vol. 16, N°2, pg 178, 1949.
- [Griffith, 1920] Griffith, A. A. The Phenomena of rupture and flow in solids. Philos. Trans. Roy. Soc., A:221, pg. 163 – 198, 1920.

- [Haenny, 1983] Haenny L. , Zambelli G. The stiffness and modulus of elasticity of grey cast irons. Journal of Materials Science. Letters 2, pp. 239 – 242, 1983,.
- [Haenny, 1985] Haenny L., Zambelli G. Crack Growth Resistance of a Gray Cast Iron. Engineering Fracture Mechanics. Vol 21, N° 3, Pg. 529-535.
- [Hoener, 1977] Hoener K. E., Gagnaux R. Untersuchungen and B aus Gusseisen mit Lamellengraphit, Gusseisen mit Kugelgraphit und schwarzem Temperguss. Giesserei – Praxis, Nr 6-7, S 90 – 99, 1977.
- [Hornbogen, 1985] Hornbogen E., Fracture toughness and fatigue crack growth of grey cast irons. Journal of Materials Science, 20, 1985, pg. 3897-3905.
- [Jackson, 1966] Jackson, K. A., Hunt, J. D. Transaction AIME, Vol. 236, 1966, pg. 1129.
- [Janovak, 1983] Janovak J. F., Gunlach R. B. Hinweise zur modernen Legierungstechnik bei Gusseisen mit Lamellengraphit. Giesserei-Praxis, Nr. 15/16, S. 223-242, 1983.
- [Jones, 1980] Jones, H, Kurz, W. Growth Temperatures and the Limits of Coupled Growth in Unidirectional Solidification of Fe-C Eutectic Alloys. Metallurgical Transaction A, Volume 11A, August, 1980, pg. 1265-1273.
- [Jones, 1988] Jones, H., Kurz, W. Growth Temperatures and the Limits of Coupled Growth in Unidirectional Solidification of Fe-C Eutectic Alloys. Metallurgical Transaction A. Volume 11A, August 1988, pg. 1265-1273.
- [Kurz, 1992] Kurz, W., Fisher D.J. Fundamentals of Solidification, Third Edition. Switzerland. Trans Tech. Publications, Chapter 5, 1992.
- [Le Rolland, 1956] Le Rolland m., Plenard E. Considerations sur le module d'élasticité des fontes et leur comportement élastique en général. Fonderie, pg. 427-438, Novembre, 1956.
- [Loeblich, 1985] Loeblich, H, Siefer, W., Stueckfestigkeit von Gussteilen aus Gusseisen mit Lamellengraphit. Giesserei - Forschung, 37 Jahrgang, Heft 4, S 153 – 163, 1985.
- [Ludwik, 1934] Ludwik, von P., Krystof, J., Bestimmung der Zugfestigkeit von Gusseisen mittels der Keildruckprobe. Die Giesserei, 21 Jahrg. N 41/42, Okt., S 432 – 435, 1934.

- [Magnin, 1988-1] Magnin P., Kurz W. Fundamentals of growth. Solidification of Eutectics. Volume 15., Casting, pg 119-123. ASM International Metal Park, Ohio, 44073, 1988.
- [Magnin, 1988-2] Magnin P., Kurz W. Competitive Growth of Stable and Metastable Fe-C-X Eutectics; Part I: Experiments, and Part II: Mechanisms. Metallurgical Transaction A, Volume 19A, 1988, pg. 1955-1963 and 1965-1971.
- [Magnin, 1988-3] Magnin P., Kurz W. Stable and Metastable Eutectic Temperatures of Fe-C With Small Additions of a Third Element. Zeitschrift fuer Metallkunde. Bd (79), 1988, H.5, S. 282-284. Dr. Riederer-Verlag Gmbh, Postfach 104052, 7000 Stuttgart 1.
- [MatWeb,2001] MatWeb, Materials Property Database, 2001. Sítio de internet visitado em 20.09.03.
- [Minkoff, 1953] Minkoff I. The Physical Metallurgy of Cast Irons. Chichester, John Wiley & Sons, 1953. Capítulo 11: Strength and Fracture of Cast Irons, pg. 249-283.
- [Minkoff, 1948] Minkoff, I., The physical metallurgy of cast iron. Chichester, John Wiley & Sons, 1983. Citação de Crassi R. C.; Cornet I., no Capítulo 11, pág. 252, do artigo Mechanical Eng., 70, pg. 818, 1948
- [Mitchel, Jr, 1961] Mitchel Jr. N. B. The Indirect Tension Test for Concrete. Materials Research & Standards, Vol. 1, Nº 10, pg. 780-788, 1961.
- [Mollard, 1967] Mollard F., Flemings M.C. Growth of Composites from Melt-Part II. Transaction AIME. Volume 239, 1967, pg. 1534-1546.
- [Muzumdar, 1972] Muzumdar K. M., Wallace J. F. Inoculation-Sulfur Relationship in Cast Iron. AFS Transactions, pg. 317-328, 1972.
- [Muzumdar, 1973] Muzumdar K. M., Wallace J. F. Effect of Sulfur in Cast Iron. AFS Transactions, pg. 412-423, 1973.
- [Naro, 1970] Naro R. L, Wallace J. F. Minor Elements in Gray Irons. AFS Transactions, pg. 229-238, 1970.

[NBR, 1986] Associação Brasileira de Normas Técnicas. Rio de Janeiro. NBR 6589. Peças em Ferro Fundido Cinzento Classificadas Conforme a Resistência à Tração, 11 pg., Setembro 1986.

[NBR, 1981-1] Associação Brasileira de Normas Técnicas. Rio de Janeiro. NBR 6589. Ferro Fundido Cinzento. Especificações, 12 pg., Abril 1981.

[NBR, 1981-2] Associação Brasileira de Normas Técnicas. Rio de Janeiro. NBR 6593. Morfologia de Grafita em Ferro Fundido. Especificação, 10 pg. Abril 1981.

[Nechtelberger, 1982] Nechtelberger E. Zusammenhang zwischen zerstörungsfrei bestimmten Elastizitätsmodul im Ursprung und Beanspruchungsabhängigkeit des E-Moduls von Grauguss. Giesserei-Praxis, Nr. 7, April, S 99-107, 1982.

[ÖGI, 1989] Österreichisches Giesserei Institut, Prüfvorschrift Nr 42. Indirekte Bestimmung der Zugfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit durch die Keildruckprüfung, , 1989

[Orowan, 1949] Orowan., Rep. On Prog. Phys., 12, 185, 1949

[Patterson, 1971] Patterson B. R., Bates C. E., Nondestructive property prediction in gray cast iron using ultrasonic techniques, AFS Transactions, 81 – 65, pg. 369 –377

[Patterson, 1969] Patterson W., Doepp R. Giesserei Forschung, Vol 21, Nr 2, Seite 91, 1969.

[Pidgeon, 1966] Pidgeon, C.L. Wedge penetration test as an indirect method of determining tensile strength. Foundry Trade Journal, pg. 3-10, July, 1966.

[Pieske, 1974] Pieske A., Chaves Filho, L. M., Reimer J. F. Ferros Fundidos Cinzentos de Alta Qualidade. Parte I. Estruturas e Propriedades. Sociedade Educacional Tupy, Joinville, SC, 1974.

[PN-54, 1954] PN-54H-83103, 1954. Norma Polonesa, referenciada em [Soinski M. S., 1987], mas não disponível

[Piratini, 2000] Aços Piratini. Manual de aços. Pg. 29: AISI 4340. Pg 34: AISI D2. Edição 2000.

[Rhines, 1956] Rhines F. R. Phase Diagrams in Metallurgy. Their Development and Applications. Chapter 19. Multicomponent Systems, pg. 220-272. McGraw-Hill Book Company. 1956.

- [Ribeiro, 1985] Ribeiro C. A. S. Aplicabilidade de Análise Térmica a Banhos de Ferro Fundido. Contribuições Técnicas. Fundição, Nº 166, pg 19-24, 1985.
- [Ribeiro, 1985] Ribeiro C. A. S. Aplicabilidade de Análise Térmica a Banhos de Ferro Fundido Cinzento Lamelar e Nodular, não Ligados. Contribuições Técnicas. Fundição, Nº 167, pg 15-22, 1985.
- [Röhrig, 1998] Roehrig von K., Delke R., Aluminium - der Werkstoff von morgen im Motorenbau?, Werkstoffe im Automobilbau, 97/98. Sonderausgabe von ATZ und MTZ, S 14 -21,
- [Rowe, 1971] Rowe G. W. An Introduction to the Principles of Metalworking. Chapter 2, Stress Strain Curves. Plain Strain Compression, pg. 25. London Edward Arnold Ltd. 1971
- [Rudnick, 1963] Rudnick A., Hunter A. R., Holden F. C. An Analysis of the Diametral -Compression Test. Materials Research & Standards, pg. 283-289, April, 1963.
- [SAE, 1979] SAE J431. Automotive Gray Iron Castings. Ferrous Castings, 6, pg. 6.01 – 6.03. August, 1979.
- [Sines, 1969] Sines G. Elasticity and Strength. Allyn and Bacon, Boston. 1969. Chapter 4, The strength of crystals and solids, 4.9 Criterion for fracture of very brittle materials, pg. 65-72 .
- [Soinski, 1987] Soinski, M. S., Nowak, A. Anwendbarkeit der Keildruckpruefung bei niedriglegierten Al-Cr-Gusseisen. Giesserei-Praxis, Nr.21, S. 314-317, 1987.
- [Souza Santos, 1989] Souza Santos A B., Castello Branco C.H. Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Teoria de solidificação dos ferros fundidos cinzentos e nodulares, pg. 40. Instituto de Pesquisas tecnológicas, 1989
- [Speich, 1980] Speich G.R., Schwoeble A. J., Kapadia B. M. Elastic Moduli of Gray and Nodular Cast Iron., Journal of Applied Mechanics, Vol. 47, pg. 821-827, December, 1980.
- [Standke, 1975] Standke W., Erfahrungen bei der Anwendung der Keildruckpruefung von Gusseisen mit Lamellengraphit. Giesserei 62, Nr. 19, S. 490 – 499, 1975.

[Stefanescu, 1988] Stefanescu D. M. Thermodynamic Properties of Iron Base Alloys. Metals Handbook. Ninth Edition, Volume 15, Casting, pg. 62-70. ASM International Metal Park, Ohio, 44073, 1988.

[Stefanescu, 1988-1] Stefanescu D. M. Solidification of Eutectic Alloys. Cast Iron. Metals Handbook. Ninth Edition, Volume 15, Casting, pg. 168-170. ASM International Metal Park, Ohio, 44073, 1988.

[Sun, 1990] Sun G. I., Wang Y. M. The role of dendrites and eutectics in the fracture of gray iron. Physical Metallurgy Cast Iron. Conference Proceedings, Cast iron IV, Materials Research Society, 1990.

[TGL, 1969] TGL 14401/04. Fachbereichstandard. Gusseisen mit Lamellengraphit. Bestimmung der Keildruckversuch, Oktober, 1969.

[TGL, 1988] TGL 14401/04. Fachbereichstandard. Gusseisen mit Lamellengraphit. Bestimmung der Keildruckfestigkeit, Juni, 1988.

[Trivedi, 1988] Trivedi R. Principles of Solidification. Solidification of Single Phase Alloys. Metals Handbook. Ninth Edition, Volume 15, Casting, pg. 114-118. ASM International Metal Park, Ohio, 44073, 1988.

[Tutle, 1985] Tutle B. L. Definitions in Thermal Analysis. Modern casting, pg. 39-41, November 1985.

[VDG, 1971] VDG Merkblatt, P340, Keildruckpruefung, April, 1971.

[Verma, 1981] Verma, D. K., Berry, J. T. Modeling the Fracture Behavior of Pearlitic Gray Irons. AFS Transactions, 81-93, pg. 849-856.

[Voigt, 1990] Voigt, R. C. Fracture of cast irons. 57th World Foundry Congress, Osaka, 23-28, September, 1990. Copyright: The Japan Foundrymen's Society, Ginza, 8-12-13, Tokyo

[Weiss, 1969] Weiss, W. ; Orths, K. , Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Lamellengraphit nach Berücksichtigung der durch die chemische Zusammensetzung gegebenen Wirkungen. Giesserei Forschung, 21 Jahrgang, Heft 3, S. 113-124, 1969.

[Wiegand, 1960] Wiegand H., Hentze H. Gefuege aufbau und Festigkeitseigenschaften von Eisen-Graphitwerkstoffen. Das Industrieblatt, S. 66-74, Stuttgart, Februar, 1960.

[Wolf, 1985] Wolf G., Flender E., Sahm P. R. Solidificatio Behavior of technical Metastable Near Eutectic Iron-Carbon Alloys (Experimental and Numerical Simulation). Mat. Res. Symp. Proc. Vol. 34 , 1985. Elsevier Science publishing Co., Inc.

[Wolfensberger, 1987] Wolfensberger S., Uggowitzer P., Speide O. Ein Beitrag zum Einfluss der Graphitmorphologie auf den Elastizitaetsmodul von Gusseisen. Giessereiforschung 39, Heft 3, S. 129-132, 1987.

## Anexo I

### Tabela do capítulo 3

Tabela 3.2 Experiência 1, Características da areia de moldagem

Umidade	4-5%
Permeabilidade AFS	90-130
pH	8 -9
Módulo AFS	60 -70
Argila	11 –14%
Argila ativa	8 –12%
Partículas finas Max.	40 %
Voláteis	4 –6%
Concentração	Mínima 70 %

## Anexo II

### Tabelas do capítulo 4

As tabelas estão organizadas na ordem sequencial.

Tabela 4.1a: Ferros fundidos levemente ligados. Composição química e carbono equivalente.

Material	Composição química (% em peso) e carbono equivalente (CE)								
	C	Si	P	S	Mn	Cr	Ni	Cu	CE
FL150 AE 1	3,65	2,40	0,07	0,008	0,84	0,20	0,10	0,20	
FL150 AE 2	3,50	2,18	0,08	0,008	0,81	0,22	0,14	0,23	
FL150 AE 3	3,66	2,30	0,07	0,015	0,79	0,23	0,11	0,27	
FL150 AE x <sup>^</sup>	3,60	2,29	0,07	0,010	0,81	0,22	0,12	0,23	4,32
FL150 ICN 1	3,54	2,50	0,07	0,004	0,75	0,23	0,13	0,21	
FL150 ICN 2	3,45	2,34							
FL150 ICN x <sup>^</sup>	3,50	2,42							4,25
FL200 AE 1	3,40	1,90	0,07	0,011	0,64	0,61	0,23	0,19	
FL200 AE 2	3,65	2,25	0,07	0,011	0,62	0,46	0,24	0,17	
FL200 AE x <sup>^</sup>	3,53	2,08	0,07	0,011	0,63	0,54	0,24	0,18	4,18
FL200 ICN	3,40	2,28	0,07	0,011	0,68	0,53	0,24	0,19	4,11
FL250 AE 1	3,75	2,00	0,07	0,004	0,78	0,74	0,35	0,22	
FL250 AE 2	3,64	2,15	0,06	0,015	0,73	0,78	0,32	0,27	
FL250 AE x <sup>^</sup>	3,70	2,08	0,07	0,010	0,76	0,76	0,34	0,25	4,41
FL250 ICN 1	3,70	2,38	0,07	0,006	0,85	1,00	0,36	0,20	
FL250 ICN 2	3,70	2,08							
FL250 ICN x <sup>^</sup>	3,70	2,23							4,37
FL300 AE 1	3,26	2,10	0,07	0,007	0,67	0,71	0,36	1,28	
FL300 AE 2	3,34	2,20	0,06	0,009	0,52	0,91	0,34	1,44	
FL300 AE x <sup>^</sup>	3,30	2,15	0,07	0,008	0,60	0,82	0,35	1,36	4,05
FL300 ICN	3,43	2,23	0,06	0,014	0,65	0,70	0,22	1,40	4,21

1, 2, 3: identificação das amostras analisada quimicamente

x<sup>^</sup>: valores médios das amostras 1, 2, considerados para o cálculo do carbono equivalente (equação 2.8)

Tabela 4.2a: Temperatura de Liquidus e superaquecimento no vazamento (°C).

Material	Teores dos elementos (% em peso)			Temperatura Vazamento (°C)	Temperatura. Liquidus (°C).	Superaquecimento (*) (°C)
	C	Si	P			
FL150 AE	3,60	2,29	0,07	1495	1155	341
FL150 AN	3,49	2,10	0,07	1367	1174	193
FL150 IAE	3,53	2,13	0,08	1493	1168	325
FL150 IAN	3,54	2,50	0,07	1360	1181	179
FL150 ICE	3,53	2,13	0,08	1492	1168	324
FL150 ICN	3,50	2,42	0,07	1490		
FL200 AE	3,53	2,08	0,07	1485	1170	315
FL200 AN	3,43	2,10	0,07	1380	1181	199
FL200 IAE	3,38	1,94	0,08	1486	1191	295
FL200 IAN	3,40	2,28	0,07	1381	1179	202
FL200 ICE	3,38	1,94	0,08	1486	1191	295
FL200 ICN	3,40	2,28	0,07	1381	1179	202
FL250 AE	3,70	2,08	0,07	1468	1149	319
FL250 AN	3,56	2,20	0,07	1354	1163	191
FL250 IAE	3,60	2,18	0,07	1475	1158	317
FL250 IAN	3,70	2,38	0,07	1370	1140	230
FL250 ICE	3,60	2,18	0,07	1475	1195	317
FL250 ICN	3,70	2,38	0,07	1350	1140	210
FL300 AE	3,30	2,15	0,07	1474	1195	279
FL300 AN	3,25	2,10	0,07	1407	1203	204
FL300 IAE	3,25	2,17	0,06	1453	1189	264
FL300 IAN	3,43	2,23	0,06	1385	1178	207
FL300 ICE	3,25	2,17	0,06	1453	1189	264
FL300 ICN	3,43	2,23	0,06	1385	1178	207

(\*) Superaquecimento estimado utilizando a equação 2.10

Tabela 4.3a: Materiais inoculados, vazados em casca a temperatura elevada (ICE). Ensaio de tração.

Corpo de prova	Diâmetro D (m)x10 <sup>-2</sup>	Força de Ruptura F <sub>t</sub> (N)	Resistência . à tração σ <sub>t</sub> (MPa)	Resistência média à tração σ <sub>t</sub> <sup>^</sup> (MPa)	Desvio Padrão S <sub>σt</sub> (MPa)
FL150 ICE 1	19,10	41329	144,3	140,8	4,9
FL150 ICE 2	19,07	38611	135,2		
FL150 ICE 3	19,06	40832	143,1		
FL200 ICE 1	19,09	72560	253,5	256,5	2,8
FL200 ICE 2	19,01	72882	256,8		
FL200 ICE 3	18,98	73326	259,2		
FL250 ICE 1	19,05	64716	227,1	226,1	1,0
FL250 ICE 2	19,05	64438	226,1		
FL250 ICE 3	19,05	64160	225,1		
FL300 ICE 1	19,08	87214	305,0	300,7	5,0
FL300 ICE 2	19,08	86380	301,8		
FL300 ICE 3	19,08	84436	295,3		

Tabela 4.3b: Materiais inoculados, vazados em casca à temperatura normal (ICN). Ensaio de tração.

Corpo de prova	Diâmetro D (m)x10 <sup>-2</sup>	Força de Ruptura F <sub>t</sub> (N)	Resistência . à tração σ <sub>t</sub> (MPa)	Resistência média à tração σ <sub>t</sub> <sup>^</sup> (MPa)	Desvio Padrão S <sub>σt</sub> (MPa)
FL150 ICN 1	19,10	40663	141,9	146,0	3,5
FL150 ICN 2	19,16	42662	148,0		
FL150 ICN 3	19,18	42773	148,0		
FL200 ICN 1	19,18	73770	255,3	255,5	0,2
FL200 ICN 2	19,11	73326	255,7		
FL200 ICN 3	19,15	73604	255,6		
FL250 ICN 1	19,08	75826	265,2	268,2	2,8
FL250 ICN 2	19,09	76937	268,8		
FL250 ICN 3	19,06	77215	270,6		
FL300 ICN 1	19,08	83881	293,4	299,6	8,5
FL300 ICN 2	19,04	88047	309,2		
FL300 ICN 3	19,02	84158	296,2		

Tabela 4.3c: Materiais vazados em areia à temperatura elevada (AE). Ensaio de tração.

Corpo de prova	Diâmetro D (m)x10 <sup>-2</sup>	Força de Ruptura F <sub>t</sub> (N)	Resistência . à tração σ <sub>t</sub> (MPa)	Resistência média à tração σ <sub>t</sub> <sup>^</sup> (MPa)	Desvio Padrão S <sub>σt</sub> (MPa )
FL150 AE 1	19,39	41107	139,2	140,1	3,0
FL150 AE 2	19,20	41551	143,5		
FL150 AE 3	19,18	39773	137,7		
FL200 AE 1	19,22	79103	272,6	277,6	5,0
FL200 AE 2	19,09	80881	282,6		
FL200 AE 3	19,24	80659	277,4		
FL250 AE 1	19,28	91667	314,0	279,6	20,9
FL250 AE 2	19,36	89722	304,8		
FL250 AE 3	19,01	77778	274,0		
FL300 AE 1	19,10	96110	335,4	333,2	2,0
FL300 AE 2	19,21	96110	331,6		
FL300 AE 3	19,13	95555	332,5		

Tabela 4.3d: Materiais vazados em areia à temperatura normal (AN). Ensaio de Tração.

Corpo de prova	Diâmetro D (m)x10 <sup>-2</sup>	Força de Ruptura F <sub>t</sub> (N)	Resistência . à tração σ <sub>t</sub> (MPa)	Resistência média à tração σ <sub>t</sub> <sup>^</sup> (MPa)	Desvio Padrão S <sub>σt</sub> (MPa )
FL150 AN 1	19,05	49444	173,5	175,3	2,5
FL150 AN 2	19,06	50833	178,2		
FL150 AN 3	19,06	49722	174,3		
FL200 AN 1	19,02	777788	273,7	272,2	3,4
FL200 AN 2	19,01	79111	278,7		
FL200 AN 3	19,02	77333	272,2		
FL250 AN 1	19,07	73889	258,7	261,2	2,2
FL250 AN 2	19,02	74667	262,8		
FL250 AN 3	19,07	74889	262,2		
FL300 AN 1	19,06	103900	364,2	364,5	6,8
FL300 AN 2	19,06	106000	371,5		
FL300 AN 3	19,08	102333	357,9		

Tabela 4.3e: Experiência 1: Materiais inoculados, vazados em areia à temperatura elevada (IAE).  
Ensaio de tração

Corpo de prova	Diâmetro D (m)x10 <sup>-2</sup>	Força de Ruptura F <sub>r</sub> (N)	Resistência . à tração σ <sub>t</sub> (MPa)	Resistência média à tração σ <sub>t</sub> <sup>^</sup> (MPa)	Desvio Padrão s <sub>σt</sub> (MPa)
FL150 IAE 1	18,98	51389	181,6	180,8	3,4
FL150 IAE 2	19,07	52444	183,6		
FL150 IAE 3	19,05	50444	177,0		
FL200 IAE 1	19,00	78056	275,3	274,9	0,7
FL200 IAE 2	19,02	78222	275,3		
FL200 IAE 3	19,01	77778	274,0		
FL250 IAE 1	18,97	66111	233,9	236,8	2,7
FL250 IAE 2	19,11	68611	239,2		
FL250 IAE 3	19,07	67778	237,3		
FL300 IAE 1	19,02	90833	316,7	324,0	4,4
FL300 IAE 2	18,97	92500	327,3		
FL300 IAE 3	19,00	92778	327,2		

Tabela 4.3f : Experiência 1: Materiais inoculados, vazados em areia à temperatura normal (IAN) .  
Ensaio de tração

Corpo de prova	Diâmetro D (m) x10 <sup>-2</sup>	Força de Ruptura F <sub>r</sub> (N)	Res. à tração σ <sub>t</sub> (MPa)	Res. media à tração σ <sub>t</sub> <sup>^</sup> (MPa)	Desvio padrão s <sub>σt</sub> (MPa)	Along. ruptura Δ <sub>lt</sub> (m)x10 <sup>-3</sup>	Along.Médio ruptura Δ <sub>lt</sub> <sup>^</sup> (m)x10 <sup>-3</sup>	Desvio Padrão s <sub>Δlt</sub> (m)x10 <sup>-3</sup>
FL150 IAN 1	18,94	40625	145,7	144,9	1,7	0.2475	0.2342	0.023
FL150 IAN 2	18,80	39688	143,0			0.2075		
FL150 IAN 3	18,96	41250	146,1			0.2475		
FL200 IAN 1	18,95	79375	281,4	280,5	2,3	0.2188	0.2171	0.004
FL200 IAN 2	18,92	78125	277,9			0.2125		
FL200 IAN 3	18,87	78750	281,6			0.2200		
FL250 IAN 1	18,98	80625	285,0	278,7	7,3	0.1800	0.1792	0.009
FL250 IAN 2	18,83	78125	280,5			0.1875		
FL250 IAN 3	18,90	75938	270,7			0.1700		
FL300 IAN 1	18,85	101875	365,1	376,1	10,0	0.1538	0.1592	0.008
FL300 IAN 2	18,98	108750	384,4			0.1688		
FL300 IAN 3	18,95	106876	378,9			0.1550		

Tabela 4.4: Ferros fundidos levemente ligados. Material FL300IAN. Ensaio de tração sob ciclos sucessivos de aplicação e retirada total da força.

corpo de prova	Força ciclo $F_i$ (N)	Tensão ciclo $\sigma_i$ (MPa)	Resist. Tração $\% \sigma_i$ (MPa)	Along. Total $\Delta L_{ti}$ (m) $\times 10^{-3}$	Along. Perm. $\Delta L_{pi}$ (m) $\times 10^{-3}$	Along. Recuper. $\Delta L_{ri}$ (m) $\times 10^{-3}$	Defor. Total $\epsilon_i$ $\times 10^{-2}$	Defor. Perm. $\epsilon_{pi}$ $\times 10^{-2}$	Defor. Recuper. $\epsilon_{ri}$ $\times 10^{-2}$	Rigidez $R_i$ (MPa) $\times 10^3$
FL300 IAN 3	20625	72,9	19,0	0,01375	0,0000	0,01375	0,069	0,000	0,069	105,6
	40625	143,6	37,4	0,03150	0,00125	0,00325	0,156	0,006	0,150	95,7
	61250	216,5	56,3	0,05250	0,00375	0,04875	0,263	0,019	0,244	88,7
	81875	289,4	75,3	0,08250	0,01125	0,07125	0,413	0,056	0,356	81,3
	108750	384,4	100,0	0,16750			0,838			
FL250 IAN 3	16250	57,9	21,4	0,01188	0,00000	0,01188	0,059	0,000	0,059	98,2
	32188	114,7	42,4	0,03125	0,00125	0,00300	0,156	0,006	0,150	76,5
	48875	174,2	64,4	0,05875	0,00750	0,05125	0,294	0,038	0,256	68,1
	64375	229,5	84,8	0,01188	0,02500	0,07688	0,509	0,125	0,384	59,8
	72000	256,6	94,8	0,13875	0,04875	0,09000	0,694	0,244	0,450	57,0
	75938	270,7	0,00	0,17000			0,850			
FL200 IAN 3	15938	57,0	20,3	0,01250	--	0,01250	0,063	--	0,063	90,5
	31563	112,9	40,1	0,02875	0,00188	0,02688	0,144	0,009	0,134	84,2
	47813	171,0	60,7	0,05375	0,00625	0,04750	0,269	0,031	0,238	71,8
	62500	223,5	79,4	0,09438	0,02500	0,06938	0,472	0,125	0,347	64,4
	78750	281,6		0,21875			1,094			
FL150 IAN 3	8125	28,8	19,7	0,01188	--	0,01188	0,059	--	0,059	48,8
	15938	56,5	38,6	0,02500	0,00125	0,02375	0,125	0,006	0,119	47,4
	24375	86,3	59,1	0,05125	0,00750	0,04375	0,256	0,038	0,218	39,6
	32500	115,1	78,8	0,09500	0,02875	0,06625	0,475	0,144	0,331	34,8
	35000	124,0	84,9	0,11688	0,04125	0,07563	0,584	0,206	0,378	32,8
	41250	146,1	100,0	0,24875			1,244			

Tabela 4.5: Material FL150 IAE. Posição do corpo de prova /Velocidade de aplicação da força/Resistência à compressão entre cunhas.

Região. da barra	Velocidade de aplicação da força m/s x 10 <sup>-3</sup>					
	6,0		3,0		0,3	
	Nº Corpo prova	$\sigma_c$ (MPa)	Nº Corpo prova	$\sigma_c$ (MPa)	Nº Corpo prova	$\sigma_c$ (MPa)
A	5	112,5	3	118,9	2	116,1
B	10	128,1	8	119,4	7	118,3
C	15	126,0	13	125,0	12	120,4

Tabela 4.6: Material FL150 IAE. Ensaio de compressão entre cunhas sob ciclos sucessivos de aplicação e retirada total da força.

Corpo de Prova	Força Ciclo $F_i$ N	Profundidade indentação total $h_i$ m x 10 <sup>-3</sup>	Profundidade indentação permanente. $h_p$ m x 10 <sup>-3</sup>	Profundidade indentação recuperável $h_{ri}$ m x 10 <sup>-3</sup>	Tensão do Ciclo em % de $\sigma_c$	Deformação recuperável $E_{c_{ri}}$ m x 10 <sup>-3</sup>	Rigidez $R_i$ MPa x 10 <sup>3</sup>
Nº 12  h=6.01 (m).10 <sup>-3</sup> b=20.0 (m).10 <sup>-3</sup>	2000	0,055	0,023	0,032	16,8	0,0053	3,2
	4750	0,130	0,060	0,070	40,4	0,0116	3,5
	8000	0,256	0,115	0,110	69,5	0,0183	3,8
	11000	0,320	0,185	0,135	96,6	0,0225	4,3
	13625	0,420	0,255	0,165	121,8	0,0275	4,4
	14375	0,580	0,395	0,185	132,3	0,0308	4,3
Nº 14	2625	0,055	0,015	0,040	22,0	0,0066	3,3
	5125	0,130	0,055	0,075	43,5	0,0125	3,5
	9062	0,233	0,115	0,118	78,3	0,0196	4,0
	12250	0,340	0,190	0,150	107,8	0,0249	4,3
	14625	0,435	0,255	0,180	130,9	0,0299	4,3
	16500	0,510	0,312	0,198	149,7	0,0329	4,6
	17687	0,585	0,370	0,215	162,7	0,0357	4,6

Tabela 4.7a: Materiais sem inoculação vazados em casca à temperatura elevada (ICE). Ensaio de Compressão entre cunhas.

Material corpo de prova	Espessura h m x10 <sup>-2</sup>	Diâmetro d m x10 <sup>-2</sup>	Área A m <sup>2</sup> x10 <sup>-4</sup>	Força máxima F <sub>c</sub> N	Resistência ao ECEC σ <sub>c</sub> MPa	Resistência média ECEC σ <sub>c</sub> <sup>^</sup> MPa	Desvio padrão s <sub>cc</sub> MPa
FL150 ICE 1.1	6,00	20,08	120,5	14125	117,2		
1.2	6,03	20,07	121,0	14125	116,7	115,8..	2,0..
2.1	6,03	19,87	119,8	13700	114,3	114,8*	2,2*
2.2	5,98	20,15	120,5	13875	115,2	116,7**	1,6**
3.1	6,00	20,07	120,4	13600	112,9		
3.2	6,00	20,08	120,5	14250	118,3		
FL200 ICE 1.1	5,99	20,03	120,8	22100	184,2		
1.2	5,98	20,03	119,8	21375	178,5	179,1..	4,2..
2.1	5,98	20,16	120,6	22200	184,1	182,4*	4,7*
2.2	5,97	20,10	120,0	21312	177,6	176,8**	2,2**
3.1	5,98	19,96	119,4	21000	175,9		
3.2	5,97	20,00	119,4	20812	174,3		
FL250 ICE 1.1	6,00	20,06	120,4	17563	145,9		
1.2	--	--	--	--	--	153,1	4,8..
2.1	6,00	19,70	118,2	18700	158,2	151,7*	6,2*
2.2	5,95	19,50	116,0	19376	154,6	155,2**	0,8**
3.1	6,00	20,06	120,4	18188	151,1		
3.2	5,98	20,06	112,0	18688	155,8		
FL300 ICE 1.1	5,98	20,08	120,1	25000	208,2		
1.2	5,98	20,00	119,6	24000	200,7	201,90..	5,06..
2.1	5,98	20,02	119,7	24400	203,8	204,73*	3,11*
2.2	6,00	20,03	120,2	23188	192,9	199,06**	5,50**
3.1	5,96	20,07	119,6	24188	202,2		
3.2	5,99	20,04	120,0	24438	203,6		

\* valores correspondentes às amostras constituídas pelos corpos de prova extraídos da posição 1 das barras (Figura 3.7)

\*\* valores correspondentes às amostras constituídas pelos corpos de prova extraídos da posição 2 das barras (Figura 3.7)

Tabela 4.7b: Materiais sem inoculação vazados em casca à temperatura normal (ICN). Ensaio de Compressão entre cunhas.

Material corpo de prova	Espessura h m x10 <sup>-2</sup>	Diâmetro d m x10 <sup>-2</sup>	Área A m <sup>2</sup> x10 <sup>-4</sup>	Força máxima F <sub>c</sub> N	Resistência ao ECEC σ <sub>c</sub> MPa	Resistência média ECEC σ <sub>c</sub> <sup>^</sup> MPa	Desvio padrão S <sub>cc</sub> MPa
FL150 ICN 1.1	5,99	20,00	119,80	14500	121,0		
1.2	6,05	20,00	121,00	12938	106,9	113,5..	5,5..
2.1			121,40	13400	110,4	115,9*	5,3*
2.2	6,01	20,07	124,41	14000	112,5	109,7**	4,0**
3.1	6,04	19,92	120,33	14000	116,4		
3.2	--	--	--	--	--		
FL200 ICN 1.1			122,69	22200	180,9		
1.2	6,07	20,10	122,01	21938	178,8	181,7..	3,5..
2.1			122,80	21800	180,3	183,1*	4,3*
2.2	6,08	20,09	122,15	21875	179,1	180,4**	2,5**
3.1	5,92	20,10	118,99	22375	188,0		
3.2	6,02	20,14	121,44	22250	183,2		
FL250 ICN 1.1	5,99	20,10	120,40	21438	178,1		
1.2	6,02	20,03	120,8	20812.5	172,6	176,3..	3.60..
2.1			121.56	21800.0	179.30	176.86*	3.20*
2.2	6.10	20.10	122.61	22187.5	180.96	175.69**	4.59**
3.1	6.07	19.97	121.22	21000.0	173.24		
3.2			121.64	21100.0	173.50		
FL300 ICN 1.1	6.02	20.06	120.76	23437.5	194.08		
1.2	6.01	20.08	120.68	24625.0	204.05	199.74..	6.06..
2.1			121.08	23800.0	196.60	195.53*	1.30*
2.2	5.98	20.01	119.66	25125.0	209.97	203.95**	6.08**
3.1			121.48	23800.0	195.90		
3.2	6.05	20.21	122.27	24187.5	197.82		

\* valores correspondentes às amostras constituídas pelos corpos de prova extraídos da posição 1 das barras (Figura 3.7)

\*\* valores correspondentes às amostras constituídas pelos corpos de prova extraídos da posição 2 das barras (Figura 3.7)

Tabela 4.7c: Materiais sem inoculação vazados em casca à temperatura elevada (IAE). Ensaio de Compressão entre cunhas.

Material corpo de prova	Espessura h m x10 <sup>-2</sup>	Diâmetro d m x10 <sup>-2</sup>	Área A m <sup>2</sup> x10 <sup>-4</sup>	Força máxima F <sub>c</sub> N	Resistência ao ECEC σ <sub>c</sub> MPa	Resistência média ECEC σ <sub>c</sub> <sup>^</sup> MPa	Desvio padrão S <sub>σc</sub> MPa
FL150 IAE 1.1	6,12	19,97	122,22	15688	128,35		
1.2	6,09	20,12	122,53	16625	135,7	135,5..	6,1..
2.1	6,10	20,00	122,03	15800	129,5	130,8*	3,4*
2.2	6,12	19,63	120,14	17063	142,0	140,2**	4,0**
3.1	6,10	19,96	121,78	16400	134,7		
3.2	6,12	20,00	122,40	17500	143,0		
FL200 IAE 1.1	6,05	20,09	121,54	22900	188,4		
1.2	6,03	19,97	120,42	22250	184,8	187,1..	1,5..
2.1	6,05	19,93	120,58	22400	185,8	187,4*	1,4*
2.2	6,08	20,04	121,84	22875	187,8	186,9**	1,8**
3.1	6,17	20,05	123,71	23250	187,9		
3.2	6,16	20,02	123,32	23188	188,0		
FL250 IAE 1.1	6,15	20,03	123,20	20200	164,0		
1.2	6,11	20,06	122,57	19063	155,5	160,50..	4,5..
2.1	6,15	20,17	124,05	19800	159,7	160,45*	3,2*
2.2	6,21	20,05	124,51	20875	167,7	160,55**	6,3**
3.1	6,15	20,04	123,25	19438	157,7		
3.2	6,11	20,01	122,26	19375	158,5		
FL300 IAE 1.1	6,06	20,04	121,47	26400	217,3		
1.2	6,08	20,04	121,84	27750	227,8	220,6..	5,5..
2.1	—	—	—	—	—	215,9*	2,0*
2.2	6,08	19,22	116,86	26250	224,6	223,6**	4,7**
3.1	6,00	19,52	117,12	25125	214,5		
3.2	6,05	20,00	121,00	26438	218,5		

\* valores correspondentes às amostras constituídas pelos corpos de prova extraídos da posição 1 das barras (Figura 3.7)

\*\* valores correspondentes às amostras constituídas pelos corpos de prova extraídos da posição 2 das barras (Figura 3.7)

Tabela 4.7d: Materiais sem inoculação vazados em molde de areia à temperatura elevada (AE).

Ensaio de Compressão entre cunhas.

Material corpo de prova	Espessura h m x10 <sup>-2</sup>	Diâmetro d m x10 <sup>-2</sup>	Área A m <sup>2</sup> x10 <sup>-4</sup>	Força máxima F <sub>c</sub> N	Resistência ao ECEC σ <sub>c</sub> MPa	Resistência média ECEC σ <sub>c</sub> <sup>^</sup> MPa	Desvio padrão S <sub>cc</sub> MPa
FL150 AE 1.1	--	--	--	--	--		
1.2	--	--	--	--	--		
2.1	6,07	20,09	121,95	15125	124,0	125,3..	6,9
2.2	6,04	19,95	120,50	15482	128,5	120,2*	5,5*
3.1	6,00	19,88	119,28	13875	116,3	130,5**	2,8**
3.2	5,85	20,08	117,47	15563	132,5		
FL200 AE 1.1	--	--	--	--	--		
1.2	--	--	--	--	--		
2.1	6,02	20,04	120,64	22875	189,6	201,3..	14,4..
2.2	6,01	20,01	120,26	25750	214,1	188,9*	1,0*
3.1	5,97	19,97	119,22	22438	188,2	213,8**	0,5**
3.2	6,00	20,01	120,06	25625	213,4		
FL250 AE 1.1	6,00	19,96	119,76	23375	195,2	197,0..	13,0..
1.2	6,08	19,94	121,24	26313	217,0	188,9*	5,5*
2.1	6,09	19,71	120,03	22375	186,4	209,1**	11,2**
2.2	5,99	19,92	119,32	24000	201,1		
3.1	6,05	20,00	121,02	22400	185,1		
3.2	--	--	--	--	--		
FL300 AE 1.1	5,97	19,94	119,04	25375	213,2		
1.2	6,08	19,98	121,48	27375	225,4		
2.1	6,05	19,93	120,58	25875	214,6	218,2..	5,7..
2.2	6,05	20,03	121,17	26800	221,2	213,2*	1,4*
3.1	6,07	20,07	121,85	25800	211,7	218,2**	5,7**
3.2	6,09	19,94	121,43	27063	222,9		

\* valores correspondentes às amostras constituídas pelos corpos de prova extraídos da posição 1 das barras (Figura 3.7)

\*\* valores correspondentes às amostras constituídas pelos corpos de prova extraídos da posição 2 das barras (Figura 3.7).