

**UNESP**

**Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá**

**“Efeito do Tratamento Térmico nas Propriedades  
Mecânicas e Resistência ao Desgaste de um Ferro Fundido  
Branco Multicomponente”**

**Guaratinguetá**

**2010**

RENATO RUFINO XAVIER

**EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE UM FERRO FUNDIDO  
BRANCO MULTICOMPONENTE**

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

Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães  
Coorientador: Prof. Dr. Mario Boccalini Jr

Guaratinguetá  
2010


X3e	<p>Xavier, Renato Rufino</p> <p>Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e resistência ao desgaste de um ferro fundido branco multicomponente / Renato Rufino Xavier. – Guaratinguetá : [s.n.], 2010</p> <p>95 f. : il.</p> <p>Bibliografia: f. 87-95</p> <p>Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães</p> <p>Co-orientador: Prof. Dr. Mario Boccalini Junior</p> <p>1. Ferro fundido I. Título</p> <p>CDU 669.13</p>
-----	--

**RENATO RUFINO XAVIER**

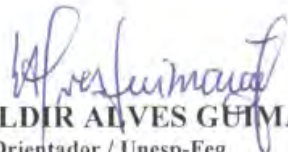
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

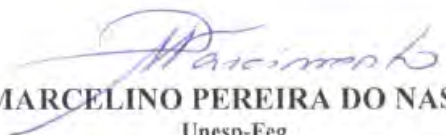
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS

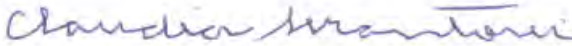
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira  
Coordenador

**BANCA EXAMINADORA:**

  
Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES  
Orientador / Unesp-Feg

  
Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO  
Unesp-Feg

  
Dr.ª. CLAUDIA REGINA SERANTONI  
Aços Villares S.A.

Agosto de 2010

## DADOS CURRICULARES

### **RENATO RUFINO XAVIER**

NASCIMENTO	28/05/1973 – SÃO CAETANO DO SUL / SP
FILIAÇÃO	José Rufino Xavier Maria da Glória Ferreira Xavier
1993/1999	Curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
2008/2010	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, área de Materiais, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

## DEDICATÓRIA

Aos meus pais José e Glória,  
pelo apoio incondicional.

À minha esposa Juliana,  
pelo amor e companheirismo.

À minha filha Sofia,  
minha maior incentivadora nessa jornada.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu orientador Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães, por confiar no meu trabalho, pelo estímulo, pela orientação e paciência.

Ao Prof. Dr. Mário Boccalini Jr., pelas análises e discussões ao longo desse trabalho e pela disponibilidade em fornecer sugestões durante sua execução.

Ao Engenheiro Marcelo Rodrigues pela colaboração inestimável na execução desse trabalho.

Ao Prof. Dr. Amilton Sinatora, pelos 11 anos de contribuição ao meu desenvolvimento profissional e pessoal.

Ao Engenheiro Edgar Sorano pelo incentivo e motivação ao longo desse trabalho.

A Aços Villares, pelas informações, materiais, suporte e pelos amigos que fiz nas discussões, colaborações e convivência.

XAVIER, R. R. **Efeito do tratamento térmico nas propriedades mecânicas e resistência ao desgaste de um ferro fundido branco multicomponente.** 2010. 95f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

## RESUMO

A exigência crescente por melhoria de qualidade, aumento de produtividade e redução de custos tem imposto contínua evolução aos processos de laminação e, conseqüentemente, aos processos e materiais empregados para a fabricação de cilindros. O desempenho dos cilindros é avaliado basicamente pelo tempo de permanência no laminador durante a operação, pelo consumo específico e pela qualidade superficial dos produtos laminados, todos relacionados a propriedades como resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste. Nesse trabalho foram avaliadas as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste abrasivo de um ferro fundido branco multicomponente empregado na fabricação de cilindros de laminação, submetido a diferentes condições de tratamento térmico. Foram propostas duas condições de tratamento térmico para essa avaliação, utilizando-se diferentes taxas de resfriamento após austenitização. Em cada condição proposta foram retiradas amostras durante as principais etapas do ciclo de tratamento térmico: após têmpera, após o primeiro revenimento e após o segundo revenimento. A microestrutura, as propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios de flexão, dureza e tenacidade à fratura utilizando a metodologia *chevron*, assim como a resistência ao desgaste abrasivo obtida pelo ensaio pino-contra-disco, foram comparadas e correlacionadas nas diferentes condições de tratamento térmico. As características microestruturais da matriz foram modificadas conforme as taxas de resfriamento utilizadas após a austenitização. As amostras resfriadas dentro do forno apresentaram menor dureza, menor resistência ao desgaste e maior tenacidade à fratura que as amostras resfriadas ao ar. Não houve diferença significativa nas propriedades mecânicas após o primeiro revenimento para ambas as condições de resfriamento estudadas. Os resultados obtidos nos ensaios de flexão foram semelhantes para as diferentes condições de tratamento térmico. A taxa de desgaste apresentou forte correlação com a dureza da matriz. O mesmo comportamento foi observado para a tenacidade à fratura, avaliada pela metodologia *Chevron*.

**PALAVRAS-CHAVE:** ferro fundido branco multicomponente, tratamento térmico, propriedades mecânicas, desgaste.



XAVIER, R. R. **Heat treatment effect on mechanical properties and wear resistance of a multicomponent white cast iron**. 2010. 95f. Dissertation (Master of Science in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

### **ABSTRACT**

The growing demand for quality improvement, productivity increase, and costs reduction has been imposing a continuous evolution on the rolling processes and, as a consequence, on the processes and materials used in the rolls manufacturing. The rolls performance is basically evaluated by the available time during mill operation, by the specific consumption and by the surface quality of the rolled products, all of which related to properties such as mechanical resistance, toughness and wear resistance. In this work the mechanical properties and resistance to abrasive wear of a multicomponent white cast iron for rolling mill rolls, submitted to different heat treatment conditions were evaluated. Two heat treatment conditions were proposed for this evaluation, using different cooling rates after austenitization. During each proposed condition, samples were collected during the main stages of the heat treatment cycle: after quenching, after the first tempering and after the second tempering. The microstructure, the mechanical properties obtained from the bending, hardness and fracture toughness utilizing *chevron-notch* methodology, as well as the resistance to abrasive wear obtained from the pin-on-disc test, were compared and correlated in the different heat treatment conditions. The matrix microstructural characteristics were modified according to the cooling rates utilized after austenitization. The samples cooled inside the furnace showed lower hardness, lower wear resistance and higher fracture toughness than those air cooled samples. No major differences in the mechanical properties were noticed after the first tempering cycle for both cooling conditions under study. The results obtained from the bending tests were similar in the different heat treatment conditions. The wear rate showed a strong correlation with the matrix hardness. The same behavior was observed regarding fracture toughness, evaluated by the *Chevron* methodology.

**KEYWORDS:** multicomponent white cast iron, heat treatment, mechanical properties, wear.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1 – INTRODUÇÃO.....	20
1.1 – OBJETIVOS.....	22
2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1 – LAMINAÇÃO.....	23
2.2 – CILINDROS PARA LAMINAÇÃO A QUENTE.....	24
2.3 – FERROS FUNDIDOS BRANCOS MULTICOMPONENTES PARA CILINDROS DE LAMINAÇÃO.....	26
2.3.1 – Solidificação e microestrutura.....	27
2.3.2 – Propriedades mecânicas e resistência ao desgaste.....	31
2.4 – TRANSFORMAÇÃO DE FASE E TRATAMENTO TÉRMICO.....	37
2.4.1 – Transformação de fase.....	38
2.4.2 – Tratamento térmico.....	39
2.5 – AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTÊNCIA AO DESGASTE.....	46
2.5.1 – Avaliação das propriedades mecânicas.....	46
2.5.2 – Avaliação da tenacidade.....	49
2.5.3 – Avaliação da resistência ao desgaste.....	53

3 – MATERIAIS E MÉTODOS.....	55
3.1 – MATERIAL UTILIZADO.....	55
3.2 – OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS.....	55
3.3 – TRATAMENTO TÉRMICO.....	56
3.4 – PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA.....	59
3.5 – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	60
3.6 – ENSAIOS MECÂNICOS.....	61
3.6.1 – Ensaio de dureza.....	61
3.6.2 – Ensaio de flexão em três pontos.....	61
3.6.3 – Ensaio utilizando a metodologia <i>Chevron</i> .....	62
3.7 – ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO.....	63
4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	64
4.1 – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	64
4.2 – PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	71
4.2.1 – Dureza.....	71
4.2.2 – Resistência à ruptura transversal.....	74
4.2.3 – Tenacidade à fratura.....	76
4.3 – RESISTÊNCIA AO DESGASTE.....	79
4.4 – CORRELAÇÕES ENTRE OS RESULTADOS OBTIDOS.....	82

5 – CONCLUSÕES.....	84
6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	86
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	87

## LISTA DE FIGURAS

<b>FIGURA 2.1</b> – Esquema de um laminador duo.....	23
<b>FIGURA 2.2</b> – Alguns exemplos de configurações para laminadores de tiras a quente.....	24
<b>FIGURA 2.3</b> – Evolução dos laminadores, materiais e processos de fabricação de cilindros.....	25
<b>FIGURA 2.4</b> – Diagrama de fase pseudo-binário da liga M (Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co).....	28
<b>FIGURA 2.5</b> – Diagrama da superfície <i>liquidus</i> da liga M (Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co)-V-C.....	28
<b>FIGURA 2.6</b> – Microestruturas das ligas A, B. (A) Eletrolítico+Murakamis, 250X; (B) Eletrolítico + Grosbeck, 250X.....	30
<b>FIGURA 2.7</b> – Resultado do ensaio de desgaste para três materiais: ferro alto cromo, ferro fundido branco multicomponente e ferro indefinido.....	32
<b>FIGURA 2.8</b> – Efeito da fração volumétrica no limite de resistência a flexão de diferentes composições e processos de fabricação de ferros fundidos brancos multicomponentes.....	34
<b>FIGURA 2.9</b> – Densidade de trincas em função da fração volumétrica de carboneto eutético MC e do nível de dureza da matriz para o ensaio de fadiga térmica de 100 ciclos.....	35
<b>FIGURA 2.10</b> – Seção transversal de um corpo-de-prova de um ferro fundido branco multicomponente após ensaio de fadiga térmica, mostrando o caminho de propagação de trinca pela interface carboneto / matriz. Ataque: Eletrolítico + Grosbeck.....	36
<b>FIGURA 2.11</b> – Correlação entre propagação de trinca e a relação C/D para três ferros fundidos brancos multicomponentes com diferentes teores vanádio. Ensaio de fadiga térmica em 100 ciclos.....	36
<b>FIGURA 2.12</b> – Curva CCT de um ferro fundido branco multicomponente (Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co-2%C) para as curvas CCT a 1273K e a 1373K.....	38

<b>FIGURA 2.13</b> – Determinação das taxas críticas de resfriamento para a curva CCT da liga Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co-2%C.....	39
<b>FIGURA 2.14</b> – Relação entre o teor de carbono e a austenita retida nas amostras temperadas ao ar.....	40
<b>FIGURA 2.15</b> – Relação entre o teor de carbono e a austenita retida nas amostras austenitizadas a 1273K, temperadas ao ar e revenidas em diferentes temperaturas.....	41
<b>FIGURA 2.16</b> – Relação entre dureza, fração volumétrica de austenita retida e temperatura de revenimento para uma liga Fe-2.05%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co.....	42
<b>FIGURA 2.17</b> – Microestrutura de um ferro fundido branco multicomponente austenitizado a 1423K, resfriado ao ar e revenido a 773K(a) e 823K(b). Ataque: Vilella.....	43
<b>FIGURA 2.18</b> – Dureza do material e dureza da matriz em função da temperatura de revenimento.....	44
<b>FIGURA 2.19</b> – Microestrutura da amostra revenida a 600°C (873K). Ataque: nital 5%.....	44
<b>FIGURA 2.20</b> – Perda de massa do disco em função do número de revoluções para as amostras de ferro fundido branco multicomponente tratadas em diferentes temperaturas de revenimento.....	45
<b>FIGURA 2.21</b> – Esquema dos ensaios de flexão em 3 pontos (esquerda) e quatro pontos (direita) e das respectivas distribuições do momento fletor.....	47
<b>FIGURA 2.22</b> – Distribuição da tensão normal ao longo da seção de um corpo de prova submetido ao ensaio de flexão.....	48
<b>FIGURA 2.23</b> – Corpos de prova chevron curtos (ASTM E 304). (a) Características geométricas gerais; (b) detalhe da geometria do entalhe.....	51
<b>FIGURA 2.24</b> – Configurações empregadas em ensaios de desgaste abrasivo.....	53
<b>FIGURA 2.25</b> – Ilustração esquemática de um ensaio de desgaste disco-disco....	54
<b>FIGURA 3.1</b> – Local da retirada do anel no cilindro.....	55
<b>FIGURA 3.2</b> – Representação do segmento do anel e suas dimensões.....	56

<b>FIGURA 3.3</b> – Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico realizado nos segmentos de anéis, com diferentes taxas de resfriamento empregadas na têmpera (ar e forno).....	56
<b>FIGURA 3.4</b> – Arranjo experimental utilizado durante os tratamentos térmicos..	57
<b>FIGURA 3.5</b> – Montagem do conjunto termopar (A), chapa metálica (B) e manta refratária (C) para realização do tratamento térmico.....	57
<b>FIGURA 3.6</b> – Comparação entre as taxas de resfriamento obtidas em um cilindro real e as duas taxas utilizadas nos tratamentos experimentais.....	58
<b>FIGURA 3.7</b> – Esquema identificando as diferentes condições de tratamentos térmicos a que foram submetidos os segmentos de anéis.....	59
<b>FIGURA 3.8</b> – Esquema representando a orientação dos corpos-de-prova para os ensaios de flexão (A), <i>Chevron</i> (B) e desgaste abrasivo (C).....	59
<b>FIGURA 3.9</b> – Corpo-de-prova utilizado para ensaio de flexão em três pontos....	61
<b>FIGURA 3.10</b> – Representação esquemática do ensaio de flexão.....	61
<b>FIGURA 3.11</b> – Corpo de prova utilizado no ensaio <i>Chevron</i> .....	62
<b>FIGURA 3.12</b> – Tribômetro para realização do ensaio pino-contra-disco.....	63
<b>FIGURA 3.13</b> – Configuração utilizada no ensaio de desgaste abrasivo.....	63
<b>FIGURA 4.1</b> – Micrografia do anel resfriado no forno com um revenimento (RF1RV) na região mais externa. Ataque: eletrolítico + groesbeck. A: carboneto eutético MC irregular. B: carboneto eutético MC regular complexo. C: carboneto M <sub>2</sub> C. D: carboneto indefinido.....	66
<b>FIGURA 4.2</b> – Micrografia do anel resfriado no forno com um revenimento (RF1RV) na região mais interna. Ataque: eletrolítico + groesbeck. A: carboneto eutético MC irregular. B: carboneto indefinido. C: carboneto M <sub>2</sub> C.....	66
<b>FIGURA 4.3</b> – Micrografia do anel resfriado no forno (RF). Ataque Vilella. MEV - elétrons retro-espalhados. A: carboneto MC irregular. B: carboneto M <sub>2</sub> C. C: carboneto indefinido.....	67
<b>FIGURA 4.4</b> – Microestruturas das amostras sob diferentes tratamentos térmicos. Ataque: Vilella. Aumento: 1000x.....	68
<b>FIGURA 4.5</b> – Microestrutura da amostra resfriada ao ar (RA). Matriz martensítica e carbonetos secundários. MEV – elétrons secundários.....	69

<b>FIGURA 4.6</b> – Microestrutura da amostra resfriada no forno (RF). Matriz com presença de bainita e carbonetos secundários. MEV – elétrons secundários.....	69
<b>FIGURA 4.7</b> – Taxas de resfriamento estudadas sobrepostas à curva CCT de um ferro fundido branco multicomponente.....	70
<b>FIGURA 4.8</b> – Macro dureza e micro dureza das amostras sob diferentes condições de tratamento térmico.....	71
<b>FIGURA 4.9</b> – Resultados dos ensaios de flexão em três pontos nas amostras sob diferentes condições de tratamentos térmicos.....	74
<b>FIGURA 4.10</b> – Perfil da curva de tensão versus deformação obtida para dois corpos-de-prova ensaiados.....	76
<b>FIGURA 4.11</b> – Resultados de tenacidade à fratura obtidos pelo ensaio utilizando a metodologia Chevron.....	76
<b>FIGURA 4.12</b> – Correlação entre a variável independente (micro dureza) e a variável dependente (tenacidade à fratura).....	78
<b>FIGURA 4.13</b> – Representação gráfica comparativa entre os diferentes materiais submetidos ao ensaio pino-contra-disco.....	80
<b>FIGURA 4.14</b> – Taxas de desgaste obtidas no ensaio pino-contra-disco.....	80
<b>FIGURA 4.15</b> – Correlação entre a variável independente (micro dureza) e a variável dependente (taxa de desgaste).....	81



## LISTA DE TABELAS

<b>TABELA 2.1</b> – Evolução dos materiais dos cilindros de trabalho para as primeiras cadeiras dos laminadores de tiras a quente .....	26
<b>TABELA 2.2</b> – Reações do diagrama da superfície <i>liquidus</i> da liga M (Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co)-V-C.....	29
<b>TABELA 2.3</b> – Fração volumétrica dos carbonetos eutéticos MC, $M_7C_3$ e $M_2C$ .....	29
<b>TABELA 2.4</b> – Fração volumétrica dos carbonetos eutéticos.....	30
<b>TABELA 2.5</b> – Composição química dos carbonetos eutéticos.....	31
<b>TABELA 2.6</b> – Microestrutura, dureza e limite de resistência dos materiais testados por Park e Ryu (2000).....	33
<b>TABELA 2.7</b> – Fração volumétrica de carbonetos em cada amostra.....	40
<b>TABELA 3.1</b> – Composição química do material utilizado (% em peso).....	55
<b>TABELA 3.2</b> – Reagentes empregados para caracterização microestrutural e medição da fração de carbonetos.....	60
<b>TABELA 3.3</b> – Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio <i>Chevron</i> .....	62
<b>TABELA 4.1</b> – Fração volumétrica de carbonetos ao longo da largura do anel....	64
<b>TABELA 4.2</b> – Análise de variância (ANOVA) da fração volumétrica de carbonetos em diferentes regiões do anel .....	64
<b>TABELA 4.3</b> – Resultados dos ensaios de dureza.....	71
<b>TABELA 4.4</b> – Análise de variância das microdurezas das amostras resfriadas ao ar sob diferentes condições de tratamento térmico.....	73
<b>TABELA 4.5</b> – Análise de variância das microdurezas das amostras resfriadas no forno sob diferentes condições de tratamento térmico.....	73
<b>TABELA 4.6</b> – Resultados dos ensaios de flexão em três pontos.....	74
<b>TABELA 4.7</b> – Análise de variância da resistência à ruptura transversal das amostras sob diferentes condições de tratamento térmico.....	75
<b>TABELA 4.8</b> – Resultados de tenacidade à fratura no ensaio <i>Chevron</i> .....	77
<b>TABELA 4.9</b> – Análise de variância da tenacidade à fratura (metodologia <i>Chevron</i> ) das amostras sob diferentes condições de tratamento térmico.....	77

<b>TABELA 4.10</b> – Perda de massa acumulada com a distância percorrida no ensaio pino-contradisco, para os corpos-de-prova nas diferentes condições de tratamento térmico.....	79
<b>TABELA 4.11</b> – Taxas de desgaste calculada (mg/m) para os materiais ensaiados.....	81
<b>TABELA 4.12</b> – Correlação entre os resultados obtidos nos diferentes ensaios realizados. Em amarelo são apresentadas as correlações estatisticamente relevantes.....	82

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	-	<i>American Iron &amp; Steel Institute</i>
ANOVA	-	<i>Analysis of variance</i>
ASTM	-	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCT	-	Curva de resfriamento contínuo ( <i>Continuous Cooling Transformation</i> )
CPC	-	Processo de fabricação de cilindro ( <i>Continuous Pouring for Cladding</i> )
DIN	-	<i>Deutsche Industrie-Normen</i>
HCI	-	Ferro alto Cromo ( <i>High Chrome Iron</i> )
HSS	-	Aço Rápido ( <i>High Speed Steel</i> )
IC	-	Ferro Indefinido ( <i>Indefinite Chill</i> )
IPT	-	Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo
MEV-FEG	-	Microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo
RA	-	Amostra resfriada ao ar
RA1RV	-	Amostra resfriada ao ar e um revenimento
RA2RV	-	Amostra resfriada ao ar e dois revenimentos
RF	-	Amostra resfriada dentro do forno
RF1RV	-	Amostra resfriada dentro do forno e um revenimento
RF2RV	-	Amostra resfriada dentro do forno e dois revenimentos

## LISTA DE SÍMBOLOS

B	Largura do corpo-de-prova	<i>m</i>
C	Continuidade (fadiga térmica)	$\mu m^2$
Cesteq	Carbono estequiométrico	
Cbal	Carbono Balanço	
D	Distância livre média entre carbonetos	$\mu m$
Dt	Densidade de trincas	<i>Trincas/mm</i>
HRC	Dureza Rockwell C	<i>Unidade</i>
HSC	Dureza Shore	<i>Unidade</i>
HV	Dureza Vickers	<i>Unidade</i>
K <sub>IC</sub>	Tenacidade à fratura em condições de deformação plana e no modo I de carregamento	<i>MPa √m</i>
K <sub>ICV</sub>	Tenacidade à fratura avaliada pela metodologia <i>Chevron</i>	<i>MPa √m</i>
Mf	Temperatura final de transformação martensítica	<i>C° ou K</i>
Ms	Temperatura de início de transformação martensítica	<i>C° ou K</i>
σ <sub>max</sub>	Tensão máxima de ruptura	<i>MPa</i>
VC - Bf	Taxa de resfriamento crítica para fim de transformação bainítica (para taxas menores que essa não há transformação bainítica)	<i>C°/s ou K/s</i>
VC-B	Taxa de resfriamento crítica para formação de bainita (para taxas maiores que essa não há formação de bainita)	<i>C°/s ou K/s</i>
VC-M	Taxa de resfriamento crítica para formação de martensita (para taxas menores que essa não há transformação martensítica)	<i>C°/s ou K/</i>
VC-P	Taxa de resfriamento crítica para formação de perlita (para taxas maiores que essa não há formação de perlita)	<i>C°/s ou K/s</i>
V <sub>γ</sub>	Fração de austenita retida	<i>%</i>
W	Comprimento útil do corpo-de-prova	<i>m</i>
Y*	Fator de intensificação geométrico mínimo	

## 1 INTRODUÇÃO

A elevada competitividade no setor siderúrgico, resultado da exigência crescente por melhoria de qualidade, aumento de produtividade e redução de custos, tem imposto contínua evolução aos processos de fabricação do aço. Entre os processos de fabricação do aço, a laminação é o processo de conformação mecânica que transforma o aço nos produtos utilizados pela indústria de transformação, como chapas grossas e finas, bobinas, vergalhões, arames, barras e perfilados. Essa conformação mecânica é realizada por meio de uma ferramenta denominada cilindro de laminação.

As chapas de aço têm apresentado aumento de resistência mecânica e redução significativa de espessura (ELIAS, 1999 e WUPPERMANN, 2007). Há duas décadas, empregava-se grande volume de chapas com espessuras entre 1 e 2mm. Atualmente, as mesmas chapas são produzidas com espessuras inferiores a 1mm (SMS, 2009). Essa mudança foi possível devido ao aumento da resistência mecânica do aço, ao desenvolvimento de novos perfis de rugosidade para garantir melhor acabamento superficial das chapas e facilitar a estampagem e às melhorias do processo de revestimento, garantindo maior resistência à corrosão.

A tecnologia de laminação evolui no sentido de melhorar a qualidade do produto laminado e de aumentar a produtividade. Os cilindros de laminação são ferramentas importantes para essa evolução porque a qualidade dos produtos laminados é determinada principalmente pela sua forma e rugosidade, que são reflexos diretos da geometria e do estado da superfície dos cilindros. Da mesma forma, a produtividade de um laminador está diretamente ligada ao tempo de serviço que um cilindro pode suportar sem ser removido devido à deterioração de sua superfície, ou apresentar trincas extensas e profundas, ou se fraturar.

Segundo Spuzic et al. (1994), os custos diretos dos cilindros representam de 5% a 15% dos custos totais de produção. Entretanto, as interrupções no processo de produção, como paradas não previstas para troca de cilindros por desgaste prematuro ou a quebra do cilindro em serviço, assim como a má qualidade do produto laminado, ocasionada pela deterioração da superfície do cilindro, podem ocasionar despesas adicionais significativas.

O desenvolvimento de cilindros teve rápido avanço no começo da década de 1980. Esse desenvolvimento foi focado nos cilindros para as primeiras cadeiras do trem acabador dos laminadores de tiras a quente, com a aplicação de ligas do sistema Fe-C-Cr-W-Mo-V, substituindo, com melhor desempenho, os cilindros de ferro de alto-cromo e ferro indefinido, que eram os principais materiais utilizados nessas aplicações. Essas ligas são denominadas ferros fundidos brancos multicomponentes (MATSUBARA, 2005). Comercialmente, os cilindros de ferro fundido branco multicomponente são chamados de cilindros de aço rápido, pela sua origem baseada na composição química dos aços rápidos empregados na fabricação de ferramentas de corte e de usinagem, como os aços AISI M2<sup>1</sup>.

O processo mais comum para a fabricação de cilindros de ferro fundido branco multicomponente é a fundição por centrifugação. Após a fundição, o material é tratado termicamente por meio de têmpera e revenimento. A temperatura de revenimento é escolhida de acordo com o nível de dureza especificada para o material. A microestrutura final, após revenimento, passa a ter uma matriz martensítica, com carbonetos secundários precipitados durante a solidificação e durante o tratamento térmico.

O tratamento térmico é uma das principais etapas do processo de fabricação e afeta diretamente as propriedades mecânicas do material. A otimização do processo de tratamento térmico, visando a melhoria de propriedades mecânicas e resistência ao desgaste, tem influência direta no desempenho dos cilindros. Essa otimização também pode levar a uma diminuição dos ciclos de tratamento, diminuindo prazos de fabricação dos cilindros e custos envolvidos.

---

<sup>1</sup> Nesse trabalho foi utilizado o termo *ferro fundido branco multicomponente* por representar, de forma mais adequada, o material estudado. Além disso, como o termo *aço rápido* é um termo consagrado para aços empregados em ferramentas de corte, poderia haver interpretações equivocadas de composição e microestrutura.

## 1.1 OBJETIVOS

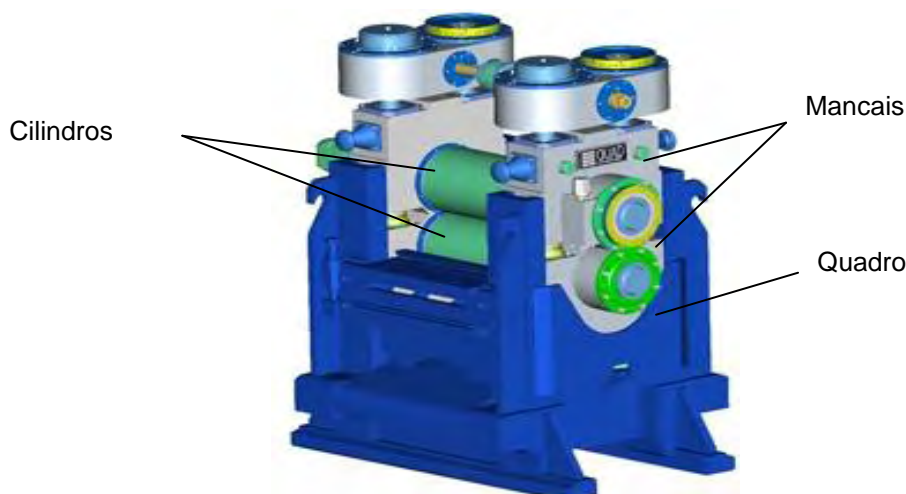
O objetivo principal desse trabalho foi avaliar as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste abrasivo de um ferro fundido branco multicomponente ao longo do ciclo de tratamento térmico, utilizando duas taxas distintas de resfriamento durante a têmpera.

Foram comparados e correlacionados os resultados obtidos nos ensaios de flexão, microdureza, tenacidade à fratura utilizando a metodologia *Chevron* e os resultados de resistência ao desgaste abrasivo, obtidos no ensaio pino-contra-disco, após a têmpera, após o primeiro revenimento e após o segundo revenimento, para as duas taxas de resfriamento utilizadas.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 LAMINAÇÃO

A laminação é o processo de conformação mecânica mais empregado na siderurgia. Consiste na passagem do material entre dois cilindros rotativos que giram com a mesma velocidade periférica e em sentidos opostos e estão espaçados de uma distância menor que a espessura inicial da peça a laminar. O equipamento no qual ocorre a laminação é denominado laminador. O laminador consiste, basicamente, de dois rolos ou cilindros acionados por um motor, mancais e uma carcaça chamada gaiola ou quadro de laminação, cuja função é a de fixação desses componentes, conforme ilustra a figura 2.1.



**FIGURA 2.1** – Esquema de um laminador duo<sup>2</sup>

O processo de laminação pode ser classificado como a frio ou a quente. A laminação a frio ocorre sem o aquecimento prévio do material a ser laminado e é empregada no processo final de laminação de folhas e tiras, onde há maior exigência em relação ao acabamento superficial e às tolerâncias dimensionais. As propriedades mecânicas do material a frio também são superiores devido ao encruamento resultante da redução de espessura. O processo é classificado como laminação a quente quando ocorre a recristalização dinâmica do material. O material a ser laminado é usualmente

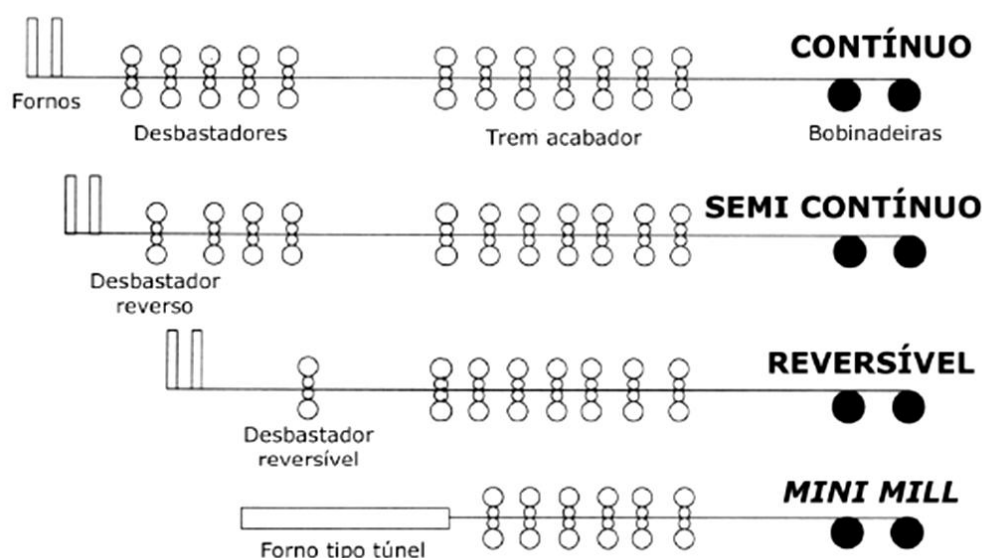
---

<sup>2</sup> <http://www.QuadEng.com>



pré-aquecido e as temperaturas de laminação variam entre cerca de 700°C e 1200°C (DIETER, 1961).

A laminação a quente pode assumir um número grande de diferentes configurações, conforme ilustra a figura 2.2 (WEBBER, 2000). Normalmente, os trens acabadores dos laminadores de tiras a quente são constituídos de 5 a 7 cadeiras, que são responsáveis pelas sucessivas reduções das chapas.

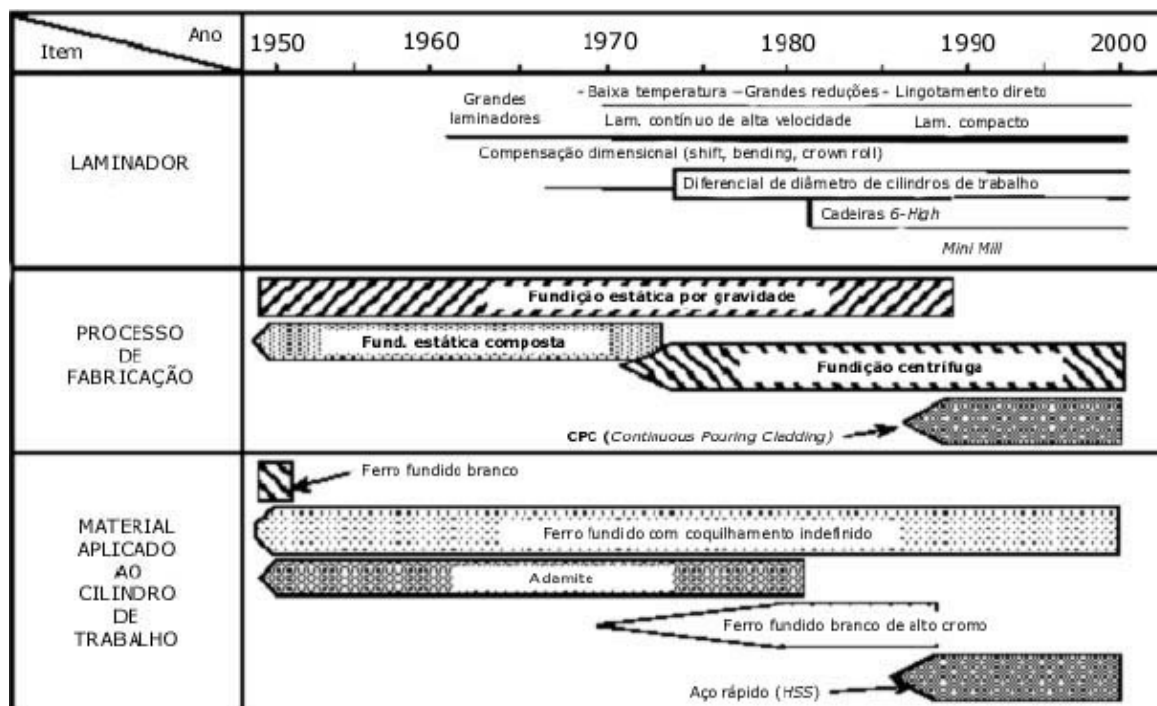


**FIGURA 2.2** – Alguns exemplos de configurações para laminadores de tiras a quente. Adaptado de Webber (2002).

## 2.2 CILINDROS PARA LAMINAÇÃO A QUENTE

A evolução tecnológica em equipamentos e processos de laminação a quente foi acompanhada pela evolução dos materiais e dos processos utilizados para a fabricação dos cilindros, conforme ilustra a figura 2.3.

Os cilindros de trabalho destinados aos laminadores de tiras a quente são, na maioria dos casos, componentes bi-metálicos, constituídos de uma “casca” externa de uma liga resistente ao desgaste (com espessura da ordem de 60mm) e um “núcleo” de ferro fundido nodular ou de aço (fundido ou forjado). Esses cilindros são produzidos há mais de 35 anos pelo processo de fundição centrífuga (VALENTINE, 2002).



**FIGURA 2.3** – Evolução dos laminadores, materiais e processos de fabricação de cilindros. Adaptado de Hashimoto (2002).

Nas últimas cadeiras desses laminadores empregam-se cilindros com “casca” de ferro fundido mesclado, com grafita sob a forma de veios curtos ou nódulos, similares aos ferros fundidos do tipo “Ni-Hard” (ASTM A-532). É interessante notar que esse material vem sendo utilizado há mais de 40 anos, provavelmente devido às suas boas características de resistência ao colamento da chapa contra o cilindro. Ainda hoje, é o material mais adaptado para utilização, sem restrições, nas últimas cadeiras dos laminadores de tiras a quente. Nos últimos anos, esse material tem sofrido modificações microestruturais por meio de pequenas mudanças na composição química e no processo de fabricação. Essas mudanças têm buscado o melhor balanço entre fração volumétrica, forma e distribuição de grafita e carbonetos (XAVIER et al., 2004).

Nas primeiras cadeiras dos laminadores de tiras a quente houve uma evolução significativa dos materiais para a “casca” dos cilindros de trabalho. Dos ferros indefinidos, normalmente empregados em todas as cadeiras, passou-se ao emprego de ferros fundidos brancos com alto teor de cromo, com teores de carbono entre 2,5% e 3% e cromo entre 14% e 18%, contendo ainda teores de molibdênio e níquel

necessários para conferir ao material temperabilidade e resistência mecânica. Vive-se, nos últimos 20 anos, a substituição dos ferros fundidos brancos por ligas do sistema Fe-C-Cr-W-Mo-V, denominadas ferros fundidos brancos multicomponentes.

Essa substituição sempre buscou a melhoria da resistência ao desgaste, propriedade responsável pela manutenção da forma e do estado da superfície do cilindro, pois é a característica mais associada à qualidade da tira e à produtividade do laminador. As faixas de composição química dos materiais para cilindros, suas microestruturas e respectivas durezas são apresentadas na tabela 2.1.

**TABELA 2.1** - Evolução dos materiais dos cilindros de trabalho para as primeiras cadeiras dos laminadores de tiras a quente (Adaptado de Hashimoto et al., 1992).

<b>Material</b>	<b>Composição % em peso</b>	<b>Microestrutura</b>	<b>Dureza HSC – ASTM E 140</b>
Indefinido	C 3,0 – 3,4 Ni 4 – 5 Cr < 2 Mo < 1	Fe <sub>3</sub> C em matriz bainítica. Presença de grafita intercelular	70/85
Alto Cromo	C 1 – 3 Ni 1 – 2 Cr 10 – 25 Mo 1 – 3	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> em matriz de martensita revenida	70/90
<i>Ferro Fundido Branco Multicomponente</i>	<i>C 1,5 – 2,4 Cr 2 – 10 Mo 2 – 10 V 2 – 10 W 2 – 10 Co &lt; 10</i>	<i>MC + M<sub>6</sub>C em matriz de martensita revenida</i>	80/90

### 2.3 FERROS FUNDIDOS BRANCOS MULTICOMPONENTES PARA CILINDROS DE LAMINAÇÃO

A idéia da utilização dos ferros fundidos brancos multicomponentes para cilindros de laminação de tiras a quente origina-se de dois requisitos básicos envolvidos nessas aplicações: a capacidade de manter a dureza em temperaturas elevadas e a resistência ao desgaste, características presentes nos aços rápidos tradicionais que deram origem a esses materiais. Uma diferença importante é que a

microestrutura fundida dos aços rápidos para ferramentas de corte é destruída em deformações subsequentes, como no forjamento, enquanto nos cilindros de laminação, a microestrutura fundida, composta de carbonetos eutéticos, permanece inalterada.

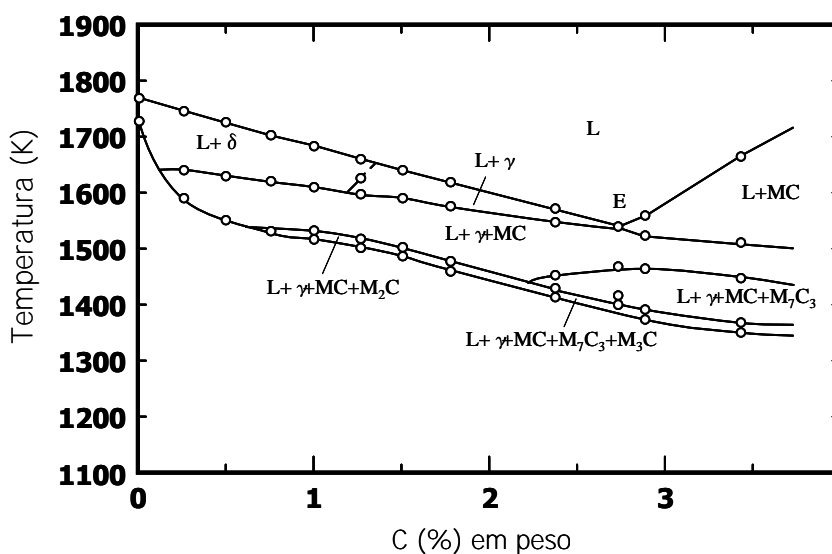
### 2.3.1 Solidificação e microestrutura

Nos ferros fundidos brancos multicomponentes para cilindros de laminação o teor de carbono normalmente varia de 1,5% a 2,0%, sendo que a maior parte desse carbono está combinada com elementos formadores de carbonetos como vanádio, tungstênio e molibdênio. O restante do carbono está na matriz, que normalmente apresenta estrutura martensítica. Para esses teores de carbono, a sequência de solidificação pode ser descrita pelas seguintes reações (BOCCALINI; SINATORA; MATSUBARA, 2000):

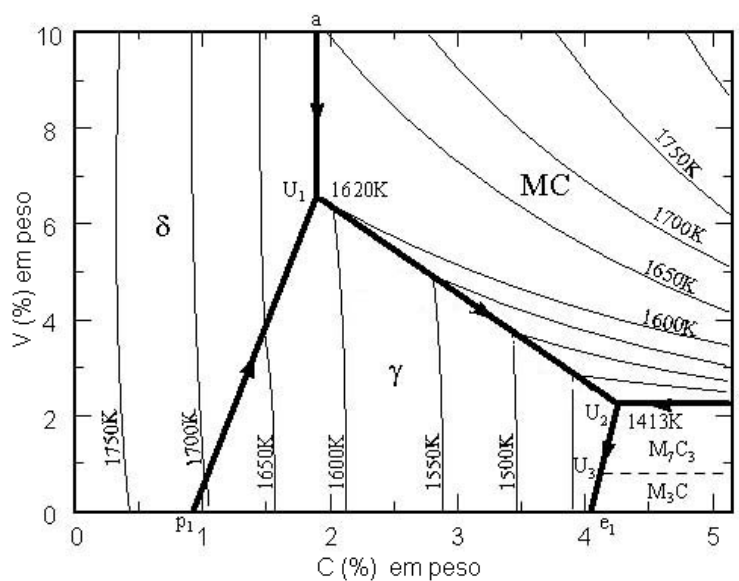
- formação de dentritas de austenita ( $\gamma$ ) pró-eutética;
- decomposição do líquido residual interdendrítico por meio de reações eutéticas que se sucedem à medida que a temperatura diminui, formando diferentes carbonetos.

O eutético  $\gamma+MC$ , rico em vanádio, é o primeiro a precipitar. Consequentemente, o líquido residual é empobrecido em vanádio e enriquecido nos demais elementos de liga, propiciando a precipitação de outros eutéticos como  $\gamma+M_2C$  e  $\gamma+M_7C_3$ . A sequência de precipitação e a fração volumétrica dos diferentes carbonetos eutéticos formados dependem, principalmente, da composição química, sendo o efeito da taxa de resfriamento menos significante (BOCCALINI; GOLDENSTEIN, 2001). A formação do eutético  $\gamma+M_2C$  é favorecida por teores mais elevados de molibdênio e tungstênio, enquanto o eutético  $\gamma+M_7C_3$  é favorecido por teores mais elevados de cromo e carbono.

Nas figuras 2.4 e 2.5 são apresentados dois diagramas de fases de uma liga padrão utilizada para ferros fundidos brancos multicomponentes (WU; SASSAGURI; MATSUBARA, 2002).



**FIGURA 2.4** - Diagrama de fase pseudo-binário da liga M (Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co) (WU; SASAGURI; MATSUBARA, 2002).



**FIGURA 2.5** – Diagrama da superfície *liquidus* da liga M (Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co)-V-C (WU; SASAGURI; MATSUBARA, 2002).

De acordo com diagrama da figura 2.5, observa-se que a fase primária  $\gamma$  precipita-se na área de baixo teor de vanádio e médio teor de carbono, enquanto que a fase primária MC precipita-se na área de alto teor de vanádio e alto teor de carbono. Para altos teores de carbono e baixos teores de vanádio, observa-se a precipitação de  $M_7C_3$  e  $M_3C$ . As reações que ocorrem nesse diagrama são mostradas na tabela 2.2.

**TABELA 2.2** – Reações do diagrama da superfície *liquidus* da liga M (Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co)-V-C (WU; SASAGURI; MATSUBARA, 2002).

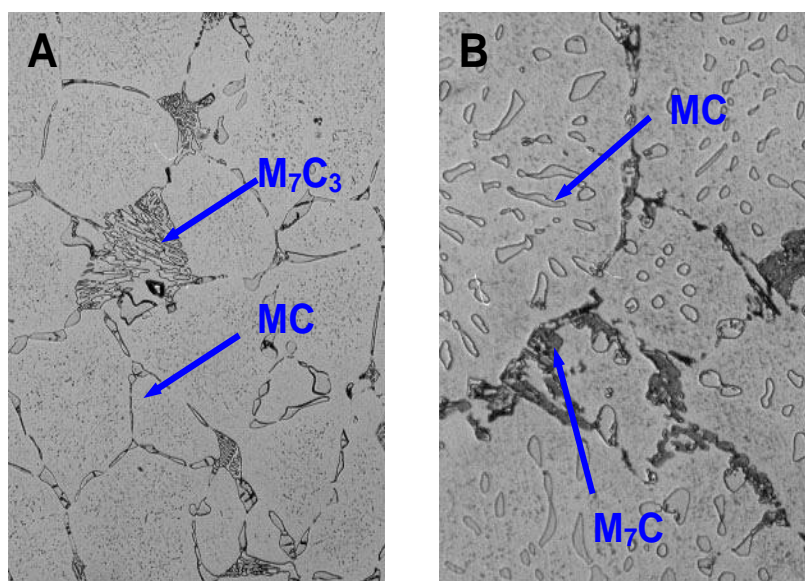
Linha	Reação
a-U1:	$L \rightarrow \delta + MC$
p1-U1:	$L + \delta \rightarrow \gamma$
U1:	$L + \delta \rightarrow \gamma + MC$
U1-U2:	$L \rightarrow \gamma + MC$
b-U2:	$L + MC \rightarrow M_7C_3$
U2:	$L + MC \rightarrow \gamma + M_7C_3$
U2-U3:	$L \rightarrow \gamma + M_7C_3$
U3:	$L + M_7C_3 \rightarrow \gamma + M_3C$
U3-e1:	$L \rightarrow \gamma + M_3C$

A fração volumétrica total de carbonetos nos ferros fundidos brancos multicomponentes para cilindros de laminação usualmente varia de 9% a 16%. As frações volumétricas dos diferentes carbonetos eutéticos formados em quatro composições distintas desses materiais são apresentadas na tabela 2.3.

**TABELA 2.3** – Fração volumétrica dos carbonetos eutéticos MC,  $M_7C_3$  e  $M_2C$  (HWANG; LEE; LEE, 1998 e PARK; LEE; LEE, 1999)

Composição Química (principais elementos)	Fração Volumétrica (%)			Total
	MC	$M_7C_3$	$M_2C$	
1,95C-5,1V-1,6W-1,7Mo-5,5Cr	4,4	4,7	-	9,1
2C-6,1V-1,8W-1,1Mo-5,6Cr	8,2	3,2	-	11,4
2C-4V-1,8W-2,5Mo-5,5Cr	4,4	6,9	-	11,3
2C-4,3V-6,5W-4,1Mo-5,6Cr	4,9	-	10,6	15,2

No trabalho de Carvalho et al. (2000) são apresentadas a microestrutura, os carbonetos eutéticos formados e suas respectivas frações volumétricas para diferentes ligas de ferros fundidos brancos multicomponentes. Foram utilizados reagentes diferentes com a finalidade de ressaltar os diferentes tipos de carbonetos eutéticos formados, conforme ilustrado nas micrografias da figura 2.6



**FIGURA 2.6** - Microestruturas das ligas A, B. (A) Eletrolítico+Murakami, 250X; (B) Eletrolítico+Groesbeck, 250X (CARVALHO et al., 2000).

A microestrutura da liga A é caracterizada pela presença de carbonetos eutéticos MC e  $M_7C_3$  nas regiões interdendríticas. A microestrutura da liga B, com carbonetos eutéticos MC,  $M_6C$  e  $M_7C_3$ , difere da microestrutura da liga A quanto à distribuição dos carbonetos eutéticos: o carboneto MC apresenta-se sempre como constituinte de células eutéticas e os carbonetos  $M_6C$  e  $M_7C_3$  distribuem-se descontinuamente nas regiões intercelulares.

A fração volumétrica e a composição química dos carbonetos eutéticos das microestruturas das ligas A e B são apresentadas, respectivamente, nas tabelas 2.4 e 2.5. Nota-se que os carbonetos MC são ricos em vanádio, os carbonetos  $M_7C_3$  são ricos em cromo e os carbonetos  $M_6C$  são ricos em molibdênio e tungstênio.

**TABELA 2.4** - Fração volumétrica dos carbonetos eutéticos. \*A fração volumétrica de  $M_6C$  está contabilizada juntamente com a de  $M_7C_3$  (CARVALHO et al., 2000).

Liga	Fração volumétrica (%)			
	MC	$M_7C_3$	$M_6C$	$M_3C$
A	7,9	3,7	-	-
B	13,4	2,1	*	-

**TABELA 2.5** – Composição química dos carbonetos eutéticos (CARVALHO et al., 2000).

Carboneto	Liga	Composição química (% em peso)				
		V	W	Mo	Cr	Fe
MC	A	84	5,5	3,3	5,5	2,0
	B	87	4,7	2,5	3,2	2,5
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	A	9,8	4,2	5,9	35	45
	B	8,5	8	13	26	44
M <sub>6</sub> C	B	5,7	24	40	8,6	21

### 2.3.2 Propriedades mecânicas e resistência ao desgaste

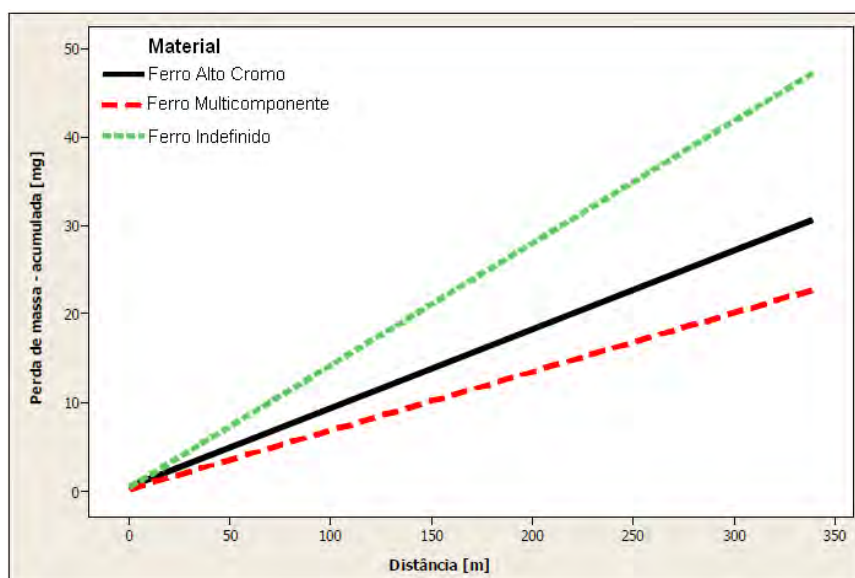
Segundo Park e Lee (1999), as propriedades dos cilindros de ferro fundido branco multicomponente são determinadas por vários fatores microestruturais como (1) tipo, morfologia, fração volumétrica e distribuição dos carbonetos, (2) características da matriz e (3) a estrutura de solidificação. Os carbonetos, pela sua elevada dureza, influenciam diretamente na resistência ao desgaste dos cilindros. A matriz está relacionada à dureza, resistência mecânica e tenacidade à fratura do material, além de garantir a sustentação dos carbonetos. A estrutura de solidificação determina a distribuição dos carbonetos, afetando resistência mecânica, fadiga térmica e tenacidade à fratura.

Os elementos de liga presentes nos ferros fundidos brancos multicomponentes possibilitam uma maior resistência à abrasão devido à formação de carbonetos mais duros que os carbonetos formados nos ferros fundidos brancos com alto teor de cromo. Os carbonetos MC ricos em vanádio podem apresentar durezas da ordem de 3000HV em comparação com as durezas de cerca de 1600HV dos carbonetos M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ricos em cromo (PARK; RYU, 2000).



No ensaio de desgaste abrasivo pino-contra-disco realizado por Cornélio (2006) evidencia-se a maior resistência ao desgaste do ferro fundido branco multicomponente, que apresentou uma taxa de desgaste abrasivo, medido pela perda de massa sobre distância percorrida, 26,37% inferior ao ferro fundido branco com alto teor de cromo, conforme ilustra a figura 2.7. Resultado similar foi obtido por Park e Lee (1999) no ensaio de desgaste em alta temperatura, simulando uma laminação a quente.

Os ensaios de deslizamento alternado realizados por Milan (2004), sob diferentes condições de temperatura e de pré-oxidação das amostras, mostram que o ferro fundido branco multicomponente apresentou taxas de desgaste inferior ao ferro fundido branco com alto teor de cromo em todas as condições estudadas.



**FIGURA 2.7** – Resultado do ensaio de desgaste para três materiais: ferro alto cromo, ferro fundido branco multicomponente e ferro indefinido. Adaptado de Cornélio (2006).

Mesmo contendo uma fração volumétrica menor de carbonetos, os ferros fundidos brancos multicomponentes apresentam dureza maior que os ferros fundidos brancos com alto cromo, o que é proporcionado pela maior dureza de matriz e pelos carbonetos mais duros formados. Conseqüentemente, devido à maior dureza, esses materiais também apresentam maior resistência mecânica, o que foi evidenciado nos ensaios de Park e Ryu (2000). O resultado desses ensaios, comparando cilindros fabricados com os dois materiais, é apresentado na tabela 2.6.

Tanto os ferros fundidos brancos multicomponentes como os ferros fundidos brancos com alto teor de cromo normalmente apresentam matrizes de martensita revenida. Porém, as durezas de matrizes dos ferros fundidos brancos multicomponentes são ligeiramente superiores (600HV-700HV) em relação aos ferros com alto cromo (500HV-550HV). Uma possível diferença entre essas matrizes é a possibilidade de endurecimento por precipitação dos ferros fundidos brancos multicomponentes, devido aos teores mais elevados de molibdênio em relação aos ferros com alto cromo (BOCCALINI; SINATORA; MATSUBARA, 2000).

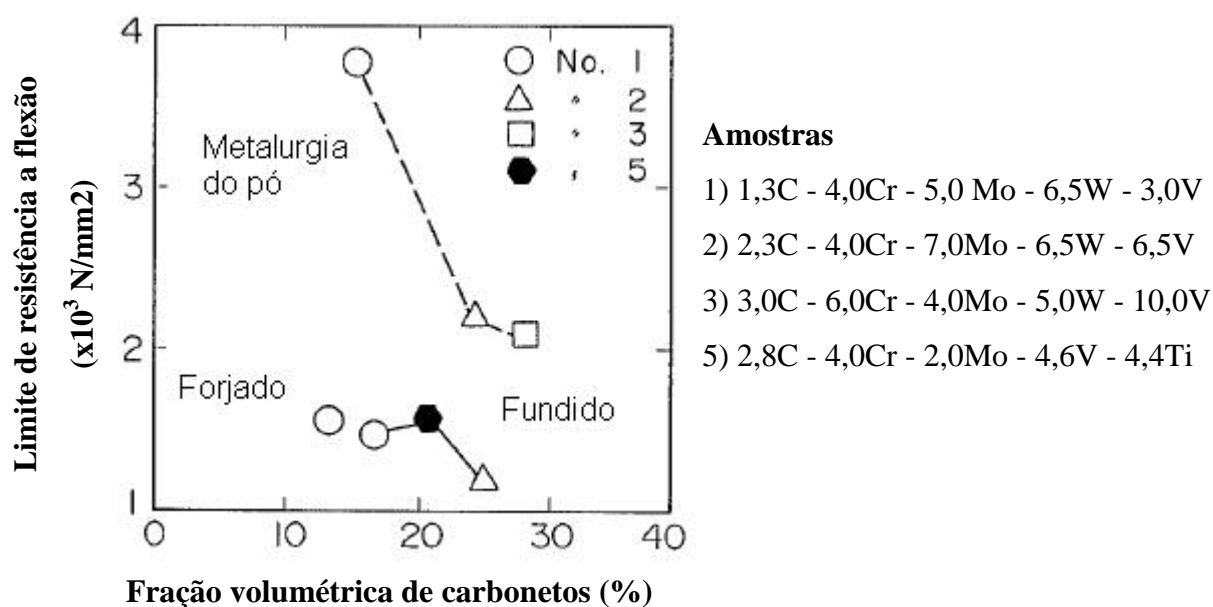
Resultados obtidos por Karagoz e Fischmeister (1998) para aços rápidos aplicados em ferramentas de corte mostraram que, além do endurecimento secundário, o potencial da matriz para continuar a precipitação durante o corte e o teor de soluto são elementos importantes para o aumento de vida útil desses materiais.

**TABELA 2.6** – Microestrutura, dureza e limite de resistência dos materiais testados por Park e Ryu (2000).

Material	Carbonetos		Matriz		Dureza (HV)	Limite de resistência (kg/mm <sup>2</sup> )
	Tipo (%)	Dureza (HV)	Microestrutura	Dureza (HV)		
Ferro Fundido Branco Multicomponente	MC (5)	3054	Martensita revenida	646	702	98.4
	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> (5,1)	1698				
	M <sub>6</sub> C (1,5)	1478				
Ferro Alto Cromo	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> (26,5)	1624	Martensita revenida	513	558	86.7

Segundo Park e Lee (1999), na otimização da resistência ao desgaste, é importante obter um material com grande quantidade de carbonetos descontínuos e homoganeamente distribuídos pois, devido à elevada dureza e fragilidade, os carbonetos representam locais preferenciais de propagação de trincas com consequente redução de tenacidade à fratura do material.

Confirmando essas observações, Matsuda et al. (1992) mostra que o limite de resistência à flexão diminui com o aumento da fração volumétrica, tamanho e forma dos carbonetos obtidos em diferentes processos de fabricação, conforme ilustra a figura 2.8.

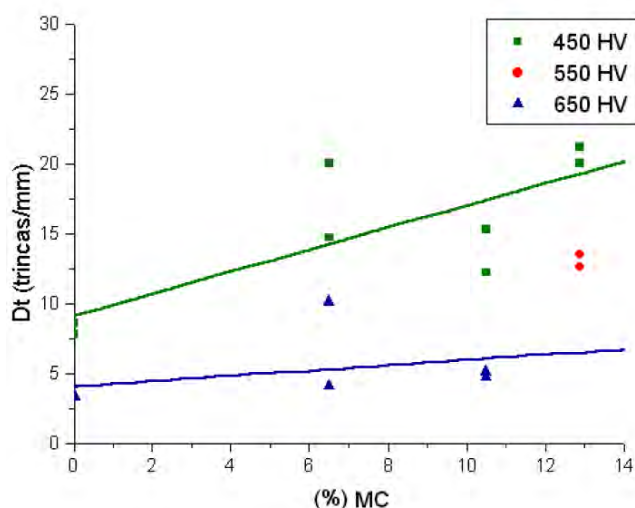


**FIGURA 2.8** – Efeito da fração volumétrica no limite de resistência à flexão de diferentes composições e processos de fabricação de ferros fundidos brancos multicomponentes (MATSUDA, 1992).

Segundo Hwang e Lee (1998) (2), embora a resistência ao desgaste aumente com o aumento da fração volumétrica de carbonetos mais duros e com a formação de martensita em placas, a tenacidade à fratura pode ser reduzida. Nas suas experiências, as micro-trincas iniciam e propagam ao longo dos carbonetos intercelulares. Em materiais onde os carbonetos estão uniformemente distribuídos ao longo da matriz e há menor concentração de carbono na matriz, levando à formação de martensita em ripas,

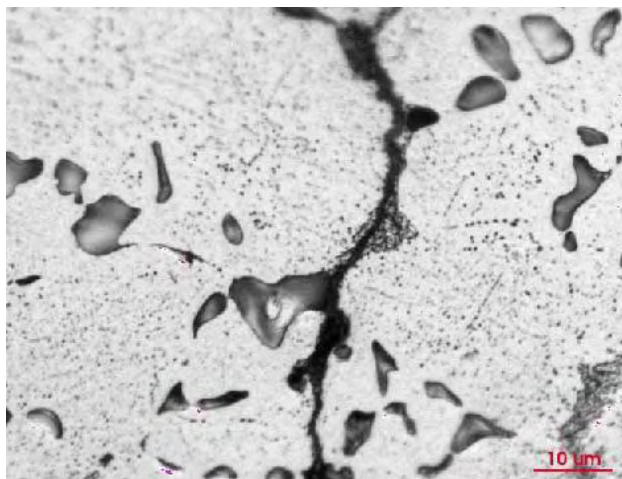
a trinca é acompanhada de deformação plástica na sua ponta e há, conseqüentemente, aumento da tenacidade à fratura.

Nos ensaios de fadiga térmica de ferros fundidos brancos multicomponentes realizados por Serantoni (2003), a taxa de propagação de trinca não sofre influência clara da dureza da matriz. Entretanto, a dureza da matriz e a fração volumétrica de carbonetos MC têm influência na taxa de nucleação de trincas, medida pela densidade de trincas (Dt), conforme ilustra a figura 2.9. Nota-se nessa figura que, embora os carbonetos eutéticos sejam sítios favoráveis à nucleação de trincas, sua ausência não impede essa nucleação.



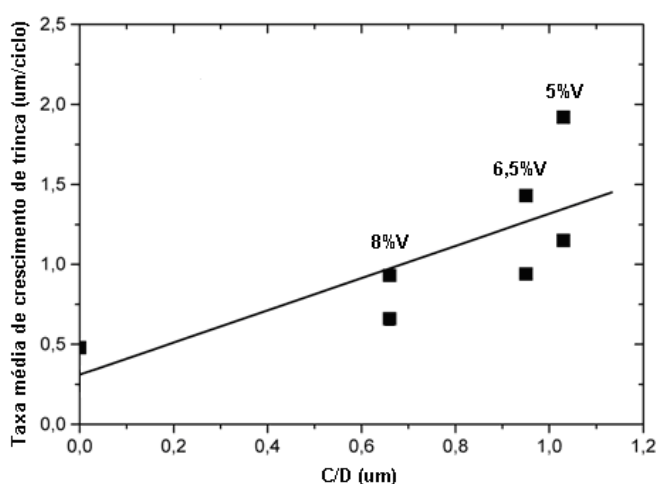
**FIGURA 2.9** - Densidade de trincas em função da fração volumétrica de carboneto eutético MC e do nível de dureza da matriz para o ensaio de fadiga térmica de 100 ciclos (SERANTONI, 2003).

O refinamento e a distribuição homogênea dos carbonetos eutéticos leva a um aumento da resistência à propagação de trincas por fadiga térmica. Isso pode ser alcançado evitando-se a formação de uma rede contínua de carbonetos interdendríticos, já que as trincas de fadiga térmica propagam-se preferencialmente pela interface matriz / carbonetos (figura 2.10).



**FIGURA 2.10** - Seção transversal do corpo-de-prova de um ferro fundido branco multicomponente após ensaio de fadiga térmica (SERANTONI, 2003), mostrando o caminho de propagação de trinca pela interface carboneto / matriz. Ataque: Eletrolítico + Groesbeck.

No trabalho de Serantoni e Boccalini (2005) verifica-se o papel da distribuição dos carbonetos eutéticos na microestrutura em relação à propagação de trincas por fadiga térmica. Essa distribuição foi medida pela relação C/D, onde C é a medida de continuidade e D é a livre distância média entre os carbonetos. Quanto menor a relação C/D, menor a taxa de propagação de trinca (figura 2.11).



**FIGURA 2.11** – Correlação entre propagação de trinca e a relação C/D para três ferros fundidos brancos multicomponentes com diferentes teores vanádio. Ensaio de fadiga térmica em 100 ciclos. (SERANTONI; BOCCALINI, 2005).

## 2.4 TRANSFORMAÇÃO DE FASE E TRATAMENTO TÉRMICO

O tratamento térmico comumente empregado para os ferros fundidos brancos multicomponentes consiste em têmpera, seguida de revenimento simples ou duplo. As temperaturas e os tempos empregados em cada patamar do ciclo, assim como a taxa de resfriamento do material após austenitização, são os principais parâmetros controlados no processo de tratamento térmico.

As fases presentes na matriz bruta de têmpera da liga podem definir a necessidade de revenimento duplo ou simples. O duplo revenimento é necessário quando o teor de elementos de liga dissolvidos na matriz promove o abaixamento da temperatura  $M_f$  (temperatura final da transformação martensítica) para temperaturas menores do que a temperatura ambiente e há consequente presença de austenita retida após a têmpera. Durante o primeiro revenimento a martensita bruta de têmpera é revenida e a fração de austenita retida transforma-se em martensita virgem. No segundo revenimento, dar-se-á o revenimento da martensita recém formada. Durante o tratamento térmico ainda ocorre precipitação de carbonetos secundários, que pode promover um aumento significativo de dureza da matriz. A microestrutura final, após duplo revenimento, passa a ter uma matriz martensítica, com carbonetos secundários precipitados durante a solidificação e durante o tratamento térmico.

Para o estudo do efeito do tratamento térmico nos ferros fundidos brancos multicomponentes é importante o entendimento dos fenômenos de dissolução e precipitação dos elementos de liga na matriz. Para esse entendimento, Matsubara (2005) emprega um parâmetro desenvolvido por Steven, Nehrenberg e Philip (1964) que expressa o comportamento do carbono dissolvido na matriz. Esse parâmetro é denominado carbono balanço ( $C_{bal}$ ), mostrado na equação (1).

$$C_{bal} = \%C - C_{esteq} \quad (1)$$

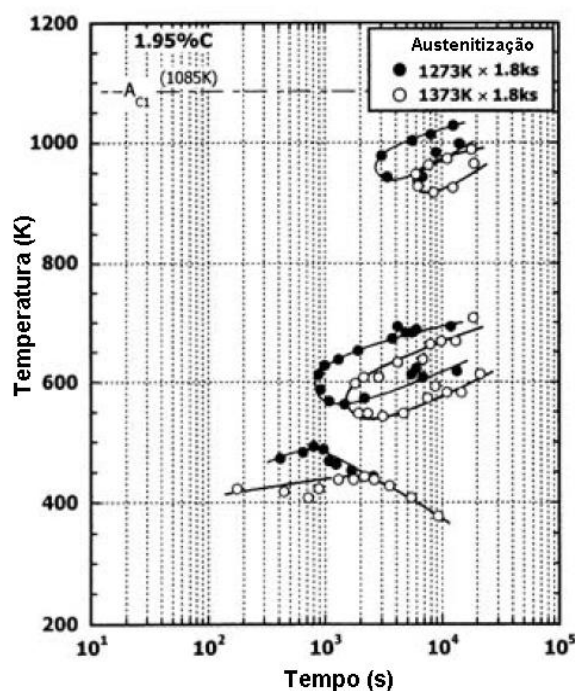
Onde (%C) é o teor de carbono do material (% em peso) e o carbono estequiométrico ( $C_{\text{esteq}}$ ) significa a quantidade estequiométrica de carbono que é consumida para a formação de carbonetos com os elementos de liga presentes no material. O  $C_{\text{esteq}}$  é expresso através da seguinte equação (MATSUBARA, 2005):

$$C_{\text{esteq}} = 0,060 * \%Cr + 0,063 * \%Mo + 0,033 * \%W + 0,235 * \%V \quad (2)$$

O carbono balanço ( $C_{\text{bal}}$ ) determina se há mais ou menos carbono do que estaria dissolvido na matriz no estado de equilíbrio. Um valor positivo de  $C_{\text{bal}}$  significa que o excesso de carbono está dissolvido na matriz ao invés de estar combinado com outros formadores de carbonetos. Um valor negativo de  $C_{\text{bal}}$  significa que o excesso de elementos de liga está dissolvido na matriz devido a falta de carbono para combinar como esses elementos formadores de carbonetos.

#### 2.4.1 Transformação de fase

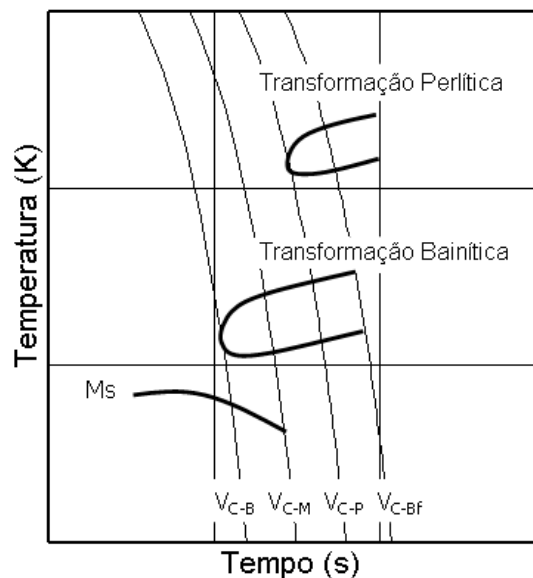
As curvas CCT obtidas em diferentes temperaturas de austenitização para um ferro fundido branco multicomponente é ilustrada na figura 2.12.



**FIGURA 2.12** - Curva CCT de um ferro fundido branco multicomponente (Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co-2%C) (YOKOMIZO; MATSUBARA; SASAGURI, 1999).

Independentemente das temperaturas de austenitização utilizadas, as curvas de transformação perlítica e bainítica são bem separadas. Porém, os tempos de transformação perlítica e bainítica praticamente dobram quando a temperatura de austenitização aumenta de 1273K para 1373K.

A figura 2.13, obtida no mesmo trabalho, ilustra as taxas de resfriamento críticas para cada transformação de fase na mesma liga. As taxas marcadas na figura 2.13 determinam a existência das diferentes fases nessa liga: para taxas de resfriamento maiores que VC-P, a transformação perlítica deixa de ocorrer. Para taxas de resfriamento maiores que VC-B e menores que VC-Bf, a transformação bainítica deixa de ocorrer. Para taxas de resfriamento menores que VC-M, a transformação martensítica deixa de ocorrer.



**FIGURA 2.13** – Determinação das taxas críticas de resfriamento para a curva CCT da liga Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co-2%C (YOKOMIZO; MATSUBARA e SASAGURI, 1999).

#### 2.4.2 Tratamento térmico

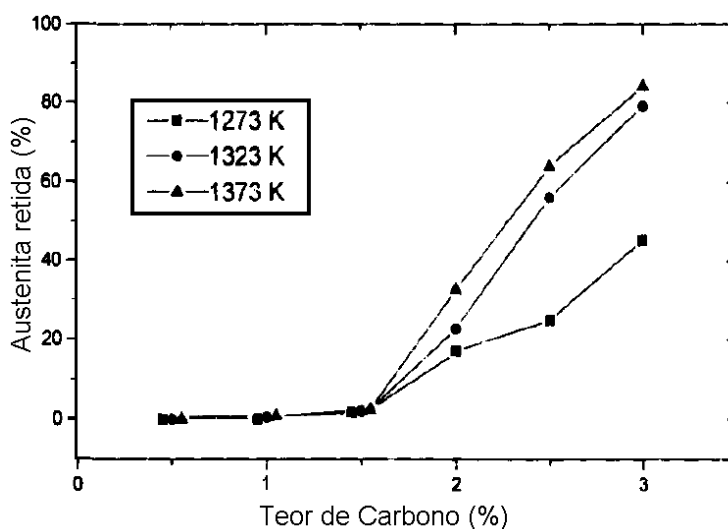
Experimentos realizados por Yu (1997) em seis ligas com diferentes frações de carbonetos e diferentes  $C_{bal}$  (tabela 2.7), submetidas a diferentes temperaturas de austenitização e de revenimento, mostram que os tipos e as morfologias de carbonetos são praticamente os mesmos observados nas amostras brutas de fundição. Entretanto, a estrutura da matriz muda consideravelmente.



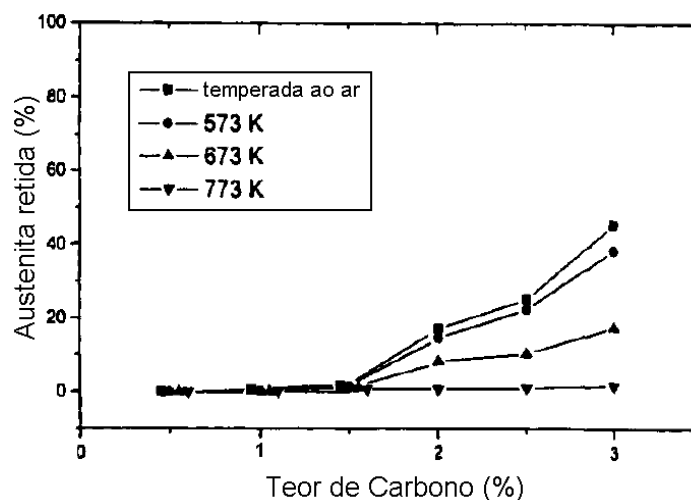
**TABELA 2.7** - Fração volumétrica de carbonetos em cada amostra (YU, 1997).

Amostra	Fração volumétrica de carbonetos (%)	C <sub>bal</sub> (%)
1 (C=0.5%)	1,36	-1,455
2 (C=1.0%)	4,61	-0,955
3 (C=1.5%)	7,75	-0,455
4 (C=2.0%)	17,01	0,045
5 (C=2.5%)	21,12	0,545
6 (C=3.0%)	24,02	1,045

Os teores de austenita retida aumentam com a temperatura de austenitização pois a solubilidade do carbono e dos elementos de liga aumenta na austenita e, com uma estrutura mais homogênea, as áreas favoráveis para precipitação de carbonetos diminuem, abaixando a temperatura Ms (temperatura de início de transformação martensítica). O aumento do teor de carbono também aumenta a fração de austenita retida, pois a austenita supersaturada em carbono e elementos de liga abaixa a temperatura Ms. Essas relações são apresentadas na figura 2.14.

**FIGURA 2.14** – Relação entre o teor de carbono e a austenita retida nas amostras temperadas ao ar (YU, 1997).

Após revenimento, todas as amostras apresentam diminuição da austenita retida, o que mostra que essa austenita é decomposta, formando martensita, como ilustrado na figura 2.15. Isso ocorre pela precipitação de carbonetos secundários nas temperaturas de revenimento, diminuindo o teor de carbono em solução na matriz, aumentando o  $M_s$  e, conseqüentemente, diminuindo a austenita retida.



**FIGURA 2.15** – Relação entre o teor de carbono e a austenita retida nas amostras austenitizadas a 1273K, temperadas ao ar e revenidas em diferentes temperaturas (YU, 1997).

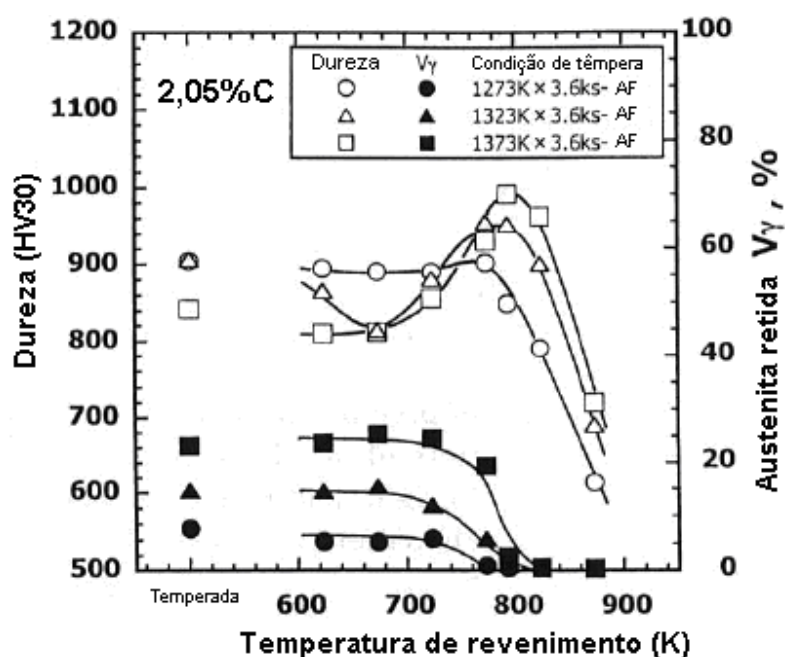
Hwang e Lee (1998) (1) evidenciaram que o tipo de martensita formada e, conseqüentemente, a dureza do material dependem do teor de carbono. Até 0,4% de carbono, a martensita formada é em feixe de ripas; acima de 0,4% de carbono, forma-se preferencialmente martensita em placas, o que também foi verificado por Kim et al. (2003).

Os trabalhos de Kim et al. (2003) e Park e Lee (1999) mostraram que, para teores elevados de vanádio, embora a resistência ao desgaste proporcionada pela formação de carbonetos MC aumente, há uma diminuição da dureza da matriz em função da diminuição do seu teor de carbono. Essa diminuição de dureza impacta na função da matriz de sustentação dos carbonetos, o que pode levar à deterioração da superfície e aumento da rugosidade.

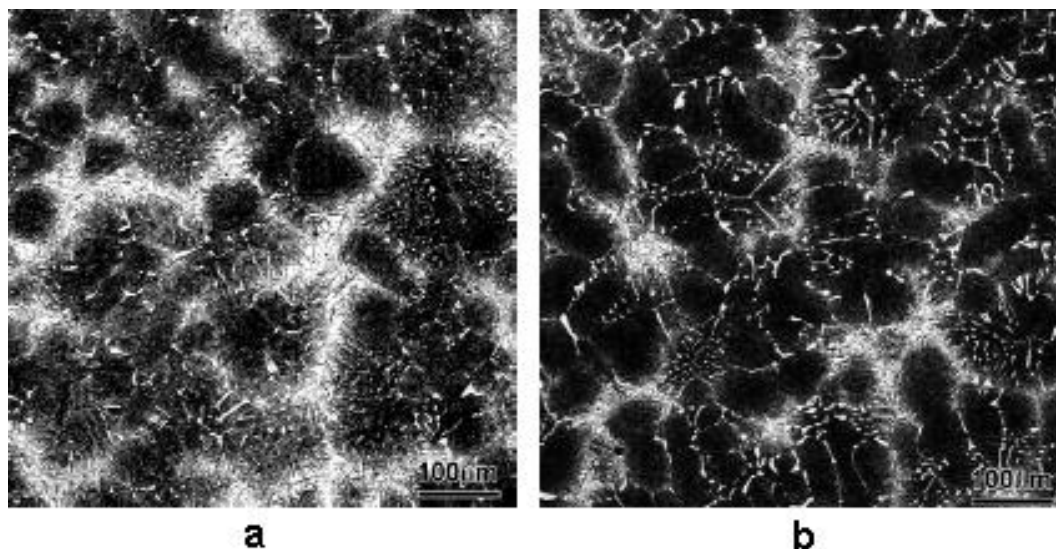
Matsubara et al. (2000) evidenciou em seus trabalhos que os ferros fundidos brancos multicomponentes apresentam endurecimento secundário e que as máximas durezas e as menores frações de austenita retida são obtidas em temperaturas de austenitização de 1373K e de revenimento de 823K, conforme ilustrado na figura 2.16.

Trabalhos realizados por Fu et al. (2008) para a composição 1.9C-4.9V-5.9Mo-2.0W-6.0Cr-4.0Nb-5.0Co, mostraram comportamentos similares e máxima dureza obtida com temperatura de austenitização de 1323K e revenimento de 793K.

Resultados similares foram obtidos por Paula, Serantoni e Correa (2008), atingindo máxima dureza a uma temperatura de austenitização de 1423K e uma temperatura de revenimento de 823K. A diminuição da austenita retida com o aumento da temperatura de revenimento para a liga austenitizada a 1423K é mostrada nas micrografias da figura 2.17.



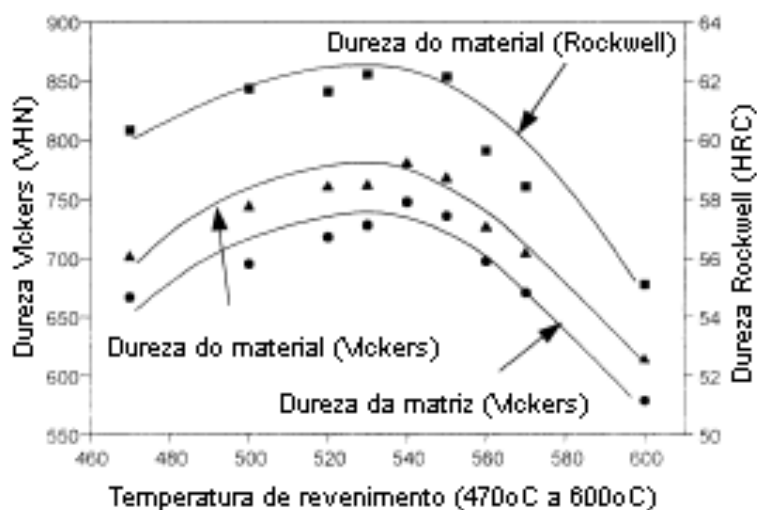
**FIGURA 2.16** – Relação entre dureza, fração volumétrica de austenita retida e temperatura de revenimento para uma liga Fe-2.05%C-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-2%Co (MATSUBARA et al., 2000).



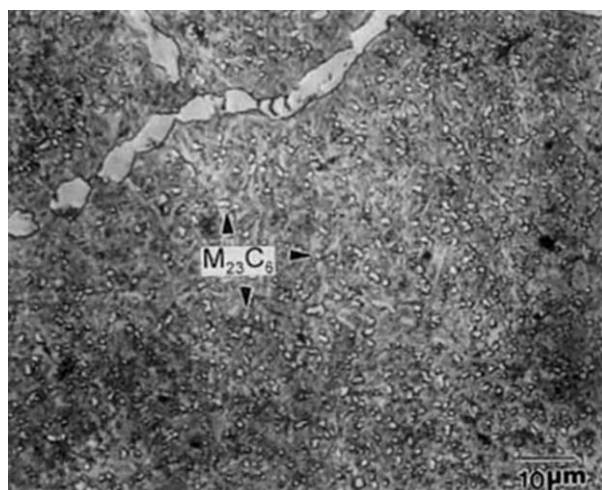
**FIGURA 2.17** - Microestrutura de um ferro fundido branco multicomponente austenitizado a 1423K, resfriado ao ar e revenido a 773K (a) e 823K (b). Ataque: Vilella (PAULA; SERANTONI e CORREA, 2008).

Os cilindros de ferro fundido branco multicomponente para laminadores de tiras a quente são materiais bimetálicos, com núcleo de ferro fundido nodular. Nos processos industriais de tratamento térmico, em que o cilindro é tratado por inteiro e não há o aquecimento diferencial da camada a ser temperada, a temperatura de austenitização fica limitada à máxima temperatura que o núcleo pode alcançar sem se fundir. Além disso, o próprio tamanho dos cilindros favorece a ocorrência de segregação no núcleo, limitando ainda mais essa temperatura. Industrialmente, essa limitação ocorre a partir de 1343K e pode impedir a obtenção das máximas propriedades, que são alcançadas com temperaturas de austenitização próximas ou superiores a esses valores. Alguns fabricantes têm desenvolvido tratamentos térmicos diferenciais onde apenas a casca do cilindro é aquecida, aumentando-se a temperatura de austenitização sem o risco de fusão do núcleo (MORIKAWA et al. 2002).

Nos experimentos realizados por Lee, et al. (2001) com a liga Fe-2,0%C-5,0%V-3,0%Mo-1,5%W-6,5%Cr tem-se que, para uma temperatura de austenitização de 1050°C (1323K) e duplos revenimentos entre 470°C (743K) e 600°C (873K), a dureza máxima é obtida com uma temperatura de revenimento de 530°C (803K) (figura 2.18). Após 540°C (813K), a dureza cai em função do maior volume de carbonetos finos e esféricos  $M_{23}C_6$  precipitados (figura 2.19).



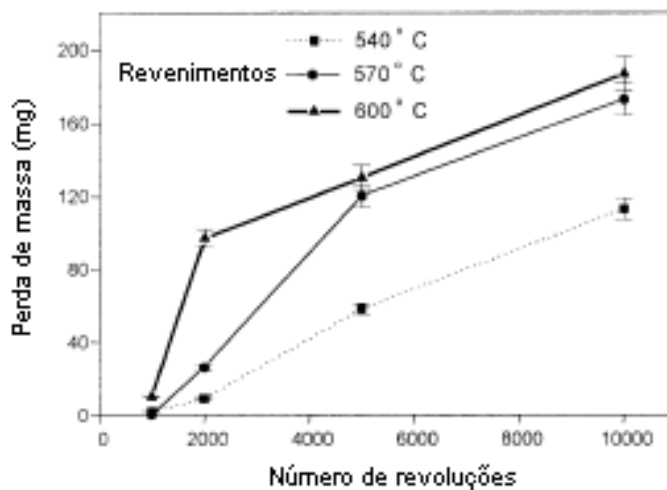
**FIGURA 2.18** – Dureza do material e dureza da matriz em função da temperatura de revenimento (LEE et al. 2001).



**FIGURA 2.19** – Microestrutura da amostra revenida a 600°C (873K). Ataque: nital 5% (LEE et al. 2001)

Nota-se também que, apesar da microdureza da matriz ser menor que a macrodureza do material, ambas apresentam a mesma tendência. Isso mostra que, para uma mesma fração de carbonetos, a dureza da matriz afeta a dureza do material.

Lee, et al. (2001) também realizou ensaios de desgaste pino-contra-disco em ferros fundidos brancos multicomponentes. Os resultados mostram uma correlação direta entre a dureza da matriz, determinada pela temperatura de revenimento, e a resistência ao desgaste do material (figura 2.20).



**FIGURA 2.20** – Perda de massa do disco em função do número de revoluções para as amostras de ferro fundido branco multicomponente tratadas em diferentes temperaturas de revenimento (LEE et al. 2001).

A têmpera dos cilindros de ferro fundido branco multicomponente é usualmente realizada ao ar devido à elevada temperabilidade desses materiais. Porém, como esses cilindros possuem uma massa grande (cerca de 10 toneladas), as taxas de resfriamento podem ser muito lentas, a ponto de formar bainita. Essa matriz bainítica nos ferros fundidos brancos multicomponentes está usualmente associada a valores de dureza mais baixos quando comparada com uma matriz martensítica. Entretanto, estudos realizados por Park e Kwon (2001) mostram que, apesar da menor dureza da bainita, uma estrutura mista composta de martensita e cerca de 20% de bainita pode aumentar a dureza do material. Isso ocorre em função da partição do grão austenítico durante a formação da bainita inferior, ocasionando um refinamento da estrutura martensítica formada posteriormente e do aumento do teor de carbono que migra da bainita para a austenita, levando à formação de uma martensita de maior dureza.

## 2.5 AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTÊNCIA AO DESGASTE

A laminação é um fenômeno complexo onde os cilindros estão submetidos às mais variadas condições de esforços mecânicos, impactos, fadiga térmica, choque térmico e desgaste. Todos esses itens estão relacionados às propriedades dos cilindros como resistência mecânica, tenacidade e resistência ao desgaste. Essas propriedades definem como será o desempenho do cilindro, medido pelo tempo de manutenção no laminador durante as campanhas, pelo consumo específico e pela qualidade superficial dos produtos laminados. Entretanto, não existe um único ensaio que possa caracterizar todas as variáveis mencionadas e as suas interações, a não ser a própria laminação. A combinação de diferentes ensaios, relacionados às diferentes características do material como tamanho, forma e distribuição de carbonetos eutéticos, além da resistência mecânica da matriz, tem sido a melhor forma de avaliação das propriedades desses materiais.

### 2.5.1 Avaliação das propriedades mecânicas

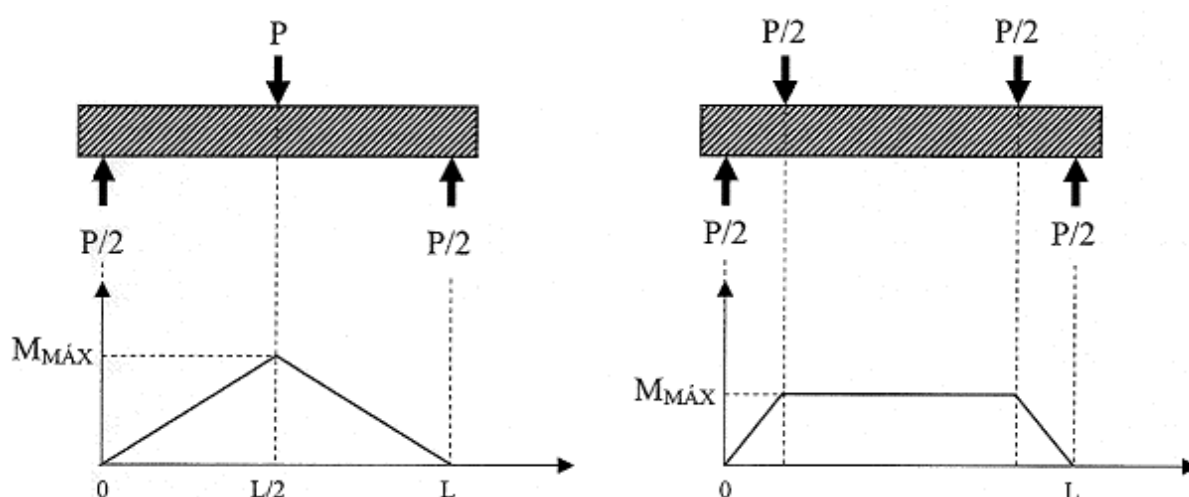
O ensaio de dureza é o método mais amplamente utilizado para fornecer dados sobre a resistência mecânica de um material, pela sua simplicidade e rapidez na execução do ensaio. Consiste na aplicação de uma carga sobre uma ponta, denominada penetrador, que se posiciona sobre a superfície do material a ser ensaiado. A propriedade dureza será a resistência mecânica que o material oferece à penetração, quando aplicada a carga. Existem diversas geometrias de penetradores, cuja escolha relaciona-se ao tipo de material a ser ensaiado e a sua resistência.

A dureza de rebote é um ensaio dinâmico realizado por meio de um penetrador que bate na superfície plana do corpo de prova. A dureza é dada pela perda de energia do penetrador. Como a impressão do penetrador é muito pequena, o ensaio é rápido e as máquinas são leves e portáteis, os ensaios de rebote são os mais utilizados para medição de dureza em cilindros de laminação. Os principais são os ensaios Shore e Equotip. Várias tabelas de conversão de dureza de rebote para Brinell, Rockwell ou

Vickers são empregadas, como a ASTM E 140 e ASTM A 956. Mesmo assim, há divergências entre os resultados obtidos, pois as durezas de rebote são muito sensíveis à tensão residual, encruamento e acabamento superficial dos cilindros, fatores não considerados nas tabelas de conversão.

O ensaio de tração é o ensaio tradicional para avaliação da resistência mecânica dos materiais metálicos. Consiste, basicamente, na fixação de um corpo de prova de geometria específica através de garras ou suportes que se afastam em condições controladas de velocidade e/ou aplicação de carga, promovendo a tração do material. Entretanto, para materiais que apresentam elevado nível de resistência mecânica, existem limitações para a execução do ensaio, como a capacidade do equipamento, o sistema de fixação dos corpos de prova e a condição de acabamento superficial dos materiais ensaiados. Essas limitações podem gerar resultados com elevado nível de dispersão, o que pode inviabilizar o ensaio.

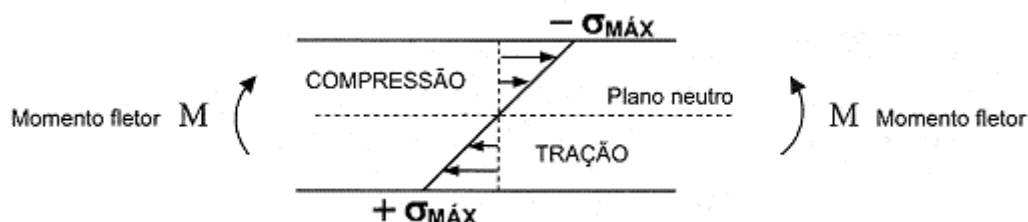
Uma alternativa interessante para materiais com elevada resistência mecânica é o ensaio de flexão. São utilizados corpos de prova de geometria simples, de seção retangular ou circular, portanto, de fácil fabricação. A carga pode ser aplicada em três ou quatro pontos, como ilustrado na figura 2.21.  $P$  é a carga aplicada ao sistema,  $L$  é a maior distância entre os pontos de apoio e  $M_{MÁX}$  corresponde ao máximo momento fletor.



**FIGURA 2.21** – Esquema dos ensaios de flexão em 3 pontos (esquerda) e quatro pontos (direita) e das respectivas distribuições do momento fletor. Adaptado de Meyers e Chawla (2009).



A tensão normal à seção do corpo de prova distribui-se de forma linear (considerando regime elástico), variando de um valor máximo de compressão a um valor máximo de tração (figura 2.22).



**FIGURA 2.22** – Distribuição da tensão normal ao longo da seção de um corpo de prova submetido ao ensaio de flexão. Adaptado de Meyers e Chawla (2009).

O valor da tensão  $\sigma$  relaciona-se com o momento fletor  $M$  por meio da seguinte expressão (MEYERS e CHAWLA, 2009):

$$\sigma = \frac{M \cdot y}{I} \quad (3)$$

onde  $I$  é o momento de inércia em função da seção do corpo-de-prova e  $y$  é a distância do plano neutro a um ponto qualquer onde se deseja avaliar a tensão.

O momento é definido como o produto da força pela distância entre seu ponto de aplicação e um ponto de referência. Para o valor do máximo momento fletor, valem as seguintes relações:

$$M_{\text{Máx}} = \frac{P}{2} \cdot \frac{L}{2} = \frac{P \cdot L}{4} \quad (\text{flexão em três pontos}) \quad (4)$$

$$M_{\text{Máx}} = \frac{P}{2} \cdot \frac{L}{4} = \frac{P \cdot L}{8} \quad (\text{flexão em quatro pontos}) \quad (5)$$

Considerando um corpo-de-prova de base retangular, de largura  $B$  e altura  $H$ , o momento de inércia é definido por:

$$I = \frac{B \cdot H^3}{12} \quad (6)$$

Dessa forma, o valor da tensão máxima ( $\sigma_{\max}$ ) de ruptura para um corpo de prova de seção retangular, para  $y = H/2$  é dado pelas seguintes equações:

$$\sigma_{\max} = \frac{3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot B \cdot H^2} \text{ (flexão em três pontos)} \quad (7)$$

$$\sigma_{\max} = \frac{3 \cdot P \cdot L}{4 \cdot B \cdot H^2} \text{ (flexão em quatro pontos)} \quad (8)$$

onde P é a carga aplicada no momento da ruptura, L é a distância entre os apoios, B é a largura e H é a altura do corpo de prova.

### 2.5.2 Avaliação da tenacidade

A tenacidade pode ser entendida como a habilidade dos materiais em suportar esforços sem que ocorram deformações permanentes e, uma vez que essas deformações ocorram, a capacidade dos materiais em se deformar antes da ruptura. Dessa forma, um material de alta tenacidade seria aquele que apresentasse boa resistência mecânica, mantendo ainda certa ductilidade. Como o conceito de tenacidade é amplo, observam-se algumas dificuldades para avaliação da tenacidade por um único ensaio.

Segundo Fischmeister e Olsson (1981), a tenacidade nos aços rápidos é avaliada satisfatoriamente por meio de dois parâmetros: resistência à ruptura transversal, normalmente avaliado nos ensaios de flexão e tenacidade à fratura. A resistência à ruptura transversal indica a probabilidade da nucleação de uma trinca nos concentradores de tensão existentes no material, como os carbonetos. A tenacidade à fratura mede a resistência do material à propagação de trincas.

Nos aços ferramentas de elevada dureza, a correlação entre tenacidade e a resistência à ruptura transversal obtida nos ensaios de flexão tem sido utilizada em trabalhos nos meios acadêmicos (MENDANHA; GOLDENSTEIN e PINEDO, 2006) e industriais (MESQUITA e BARBOSA, 2005) pela facilidade na execução desses ensaios.

O método de avaliação de tenacidade à fratura mais utilizado é o descrito na norma ASTM E399. Nessa metodologia, supõe-se que uma trinca (pré-existente e estática) atinja a instabilidade sob tensões crescentes. Esta pré-trinca geralmente é introduzida por fadiga, a partir de um entalhe inicial. Para a nucleação da pré-trinca por fadiga utilizam-se intensidades de tensão na ciclagem que não podem exceder 80% e 60% da tenacidade à fratura  $K_{IC}$  calculada posteriormente. Em materiais de maior tenacidade à fratura, este procedimento, apesar de demorado e oneroso, é de fácil controle. Entretanto, para materiais que apresentam grande resistência mecânica, acompanhada de comportamento intrinsecamente frágil como no caso dos aços rápidos para cilindros, o processo de obtenção das pré-trincas é uma tarefa difícil.

Em experiências realizadas no IPT, utilizando amostras extraídas de cilindros de ferro fundido branco multicomponente, não foi possível controlar o crescimento das trincas de fadiga. O material comportou-se de forma semelhante às cerâmicas estruturais, quebrando catastróficamente durante a realização da pré-trinca.<sup>3</sup> A mesma dificuldade foi evidenciada por Guimarães (2009)<sup>4</sup>, utilizando um sistema de nucleação de pré-trincas específico (GUIMARÃES, 2001).

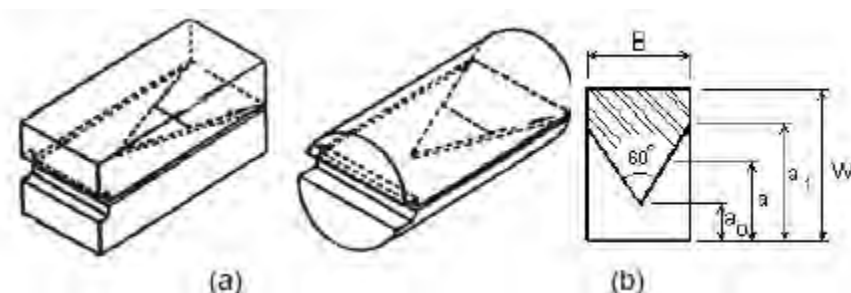
A metodologia *Chevron* (ASTM E 1304) foi desenvolvida para contornar a dificuldade apontada acima, ou seja, permitir a fácil determinação da tenacidade à fratura em materiais frágeis. Além de eliminar a pré-trinca por fadiga, tem outras importantes vantagens em relação à metodologia convencional: facilita a determinação da tenacidade à fratura, uma vez que só necessita da carga máxima do ensaio; necessita de corpos de prova menores, com cerca de 40% da espessura e 2% do peso dos corpos de prova convencionais, diminuindo os custos do ensaio; menores tempos de ensaio (5 a 20 minutos) se comparados com o tempo gasto no pré-trincamento.

---

<sup>3</sup> Informação fornecida por Mario Boccalini Jr. em 1998.

<sup>4</sup> Tentativa de nucleação de pré-trincas por fadiga em ferros fundidos brancos multicomponentes para cilindros

Devido à configuração do corpo-de-prova (figura 2.23), a trinca nucleia na ponta afiada do entalhe *Chevron*, mesmo com pequenos carregamentos, pois aí existe uma enorme concentração de tensão. E como o entalhe tem um formato em V, isto é, apresenta largura crescente, a trinca cresce estavelmente com o aumento da carga, sem a necessidade de um pré-trincamento.



**FIGURA 2.23** - Corpos de prova *Chevron* curtos (ASTM E 304). (a) Características geométricas gerais; (b) detalhe da geometria do entalhe.

A equação que permite determinar a tenacidade à fratura obtida por meio da metodologia *Chevron* (BARKER, 1979) pode ser derivada a partir da avaliação do trabalho irreversível ( $\Delta W$ ) e de suas relações com a energia liberada ( $G_{IC}$ ) durante o crescimento da trinca ( $\Delta a$ ):

$$\Delta W = G_{IC} \cdot b \cdot \Delta a \quad (9)$$

onde  $b$  é a largura da frente da trinca em um dado instante do ensaio

No caso de um material idealmente frágil o trabalho irreversível ( $\Delta W$ ) realizado para propagar estavelmente uma dada trinca em um corpo com entalhe *Chevron* é (BARKER, 1977):

$$\Delta W = \frac{1}{2} \cdot P \cdot \Delta v \quad (10)$$

onde  $\Delta v$  é o deslocamento da chamada linha de carga  $P$ , onde se tem a aplicação do esforço externo sobre o corpo-de-prova.

A variação da flexibilidade ( $\Delta C$ ) é dada por:

$$\Delta C = \frac{\Delta v}{P} \quad (11)$$

Relacionando as equações 10 e 11, tem-se que:

$$\Delta W = \frac{1}{2} \cdot P^2 \cdot \Delta C \quad (12)$$

Relacionando a equação 12 com a equação 9 tem-se que a relação entre a taxa de liberação de energia (G) e a variação da flexibilidade (dC) com o aumento do tamanho de trinca (da) é (IRWIN e KIES, 1954):

$$G = \left( \frac{P^2}{2b} \right) \cdot \frac{dC}{da} \quad (13)$$

e como:

$$G_I = \frac{K_I^2}{E} \quad (14)$$

Tomando  $\Delta C \rightarrow 0$  e  $\Delta a \rightarrow 0$ , tem-se que a tenacidade à fratura do material ( $K_{IV}$ ) medida pela metodologia *Chevron* é calculada pela seguinte expressão:

$$K_{ICV} = \frac{P_{MAX}}{B\sqrt{W}} \cdot Y_C^* \quad (15)$$

onde  $P_{MAX}$  é a carga máxima obtida durante o ensaio, B e W são dimensões do corpo de prova (figura 2.22) e  $Y^*$  é o fator de intensificação geométrica mínimo, definido pela geometria do corpo de prova, ou seja, independente do material.

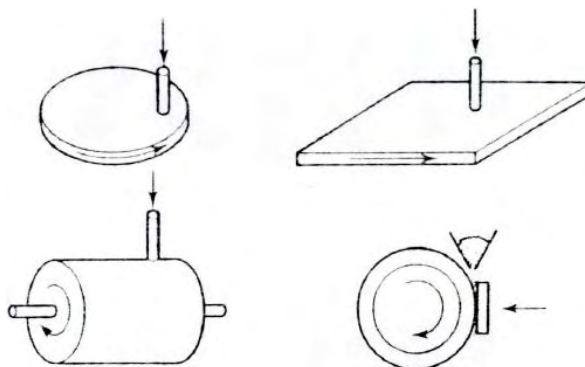
O uso da metodologia *Chevron* para a determinação da tenacidade à fratura coloca-se como uma excelente alternativa pelo baixo custo e pela facilidade de execução dos ensaios. Nos trabalhos realizados por Mendanha (2004) e Silva (2001), a metodologia *Chevron* foi utilizada como alternativa de ensaio de tenacidade à fratura em substituição ao ensaio tradicional descrito na norma ASTM E399, complementando a caracterização das propriedades mecânicas em conjunto com os ensaios de flexão e de impacto.

### 2.5.3 Avaliação da resistência ao desgaste

O desgaste não é uma propriedade intrínseca dos materiais, mas sim uma característica dos tribossistemas, sendo caracterizado pela deterioração de componentes e estruturas devido à perda de material, danos por fadiga e aumento da rugosidade (ZUM GAHR, 1987). Podem ser encontradas várias classificações de processos de desgaste, porém, a característica comum entre elas é o uso de mecanismos para distingui-las. A norma DIN 50320 considera quatro mecanismos básicos de desgaste: adesão, abrasão, fadiga superficial e reações triboquímicas.

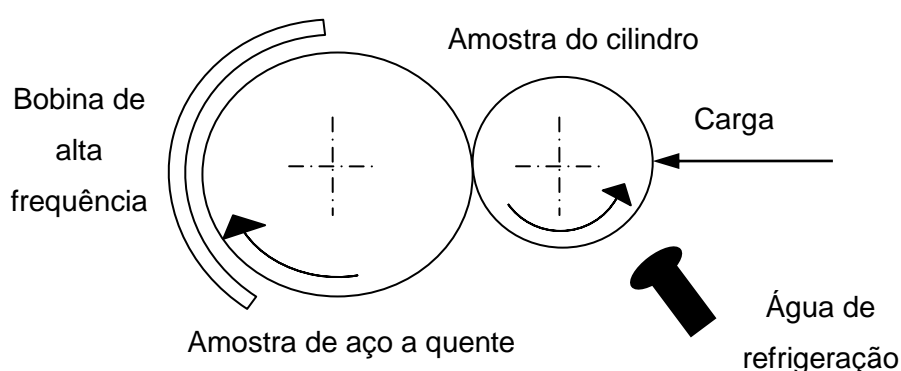
Os ensaios de laboratório para estudo de desgaste são geralmente executados com o propósito de examinar os mecanismos pelo qual o desgaste ocorre ou para simular aplicações práticas e fornecer dados úteis de taxas de desgaste e coeficiente de atrito. Segundo Hutchings (1992), é importante considerar que a taxa de desgaste e o atrito são fortemente dependentes das condições de deslizamento. Aparentemente, pequenas alterações nos parâmetros tribológicos podem levar a mudanças no mecanismo dominante e na taxa de desgaste associada.

Os ensaios de desgaste em laboratório usualmente ocorrem pela medição da perda de massa de uma amostra por unidade de área superficial, após a amostra ter sido colocada em contato e em movimento relativo com outra superfície padronizada. Esse contato pode ser de deslizamento ou de rolamento, com ou sem abrasivo. Vários arranjos podem ser empregados para um ensaio de desgaste, como ilustra a figura 2.24.



**FIGURA 2.24** – Configurações empregadas em ensaios de desgaste abrasivo (HUTCHINGS, 1992).

A figura 2.25 mostra um dispositivo de ensaio de desgaste com dois discos para simular desgaste de cilindros, onde é possível a investigação de três aspectos essenciais: temperatura, deslizamento e carga. Neste dispositivo, uma bobina de alta frequência aquece um dos discos, o contra-corpo, até a temperatura desejada. O outro disco, o corpo de prova, é aquecido pelo contato com o contra-corpo e é resfriado por um jato d'água, simulando fadiga térmica. Sobre o corpo de prova ainda é aplicada uma carga, simulando fadiga mecânica.



**FIGURA 2.25** – Ilustração esquemática de um ensaio de desgaste disco-disco (SPUZIC et al., 1994).

Kato et al. (1992) utilizaram um aparato semelhante ao mostrado na figura 2.25 para estudar os mecanismos de deterioração superficial de cilindros de laminação de tiras a quente. Os resultados indicaram a abrasão como o mecanismo dominante dos cilindros de teste. Uma configuração possível e simples utilizada para classificar materiais quanto ao desgaste abrasivo, é o ensaio pino-contra-disco. Nesse caso, pode-se aplicar norma específica ASTM G-99 para a realização do ensaio.

O desgaste nos cilindros de laminação é um processo caracterizado pela operação simultânea de alguns mecanismos como abrasão, oxidação, adesão e fadiga térmica. Trata-se de um processo microscópico e dinâmico, que ocorre na interface entre o cilindro e o material laminado, dificultando a sua observação. Portanto, mesmo que diferentes ensaios de desgaste possam avaliar e classificar materiais segundo critérios específicos como abrasão, fadiga térmica e oxidação, sempre há a necessidade de comparar os resultados de laboratório com o desempenho obtido no laminador.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 – MATERIAL UTILIZADO

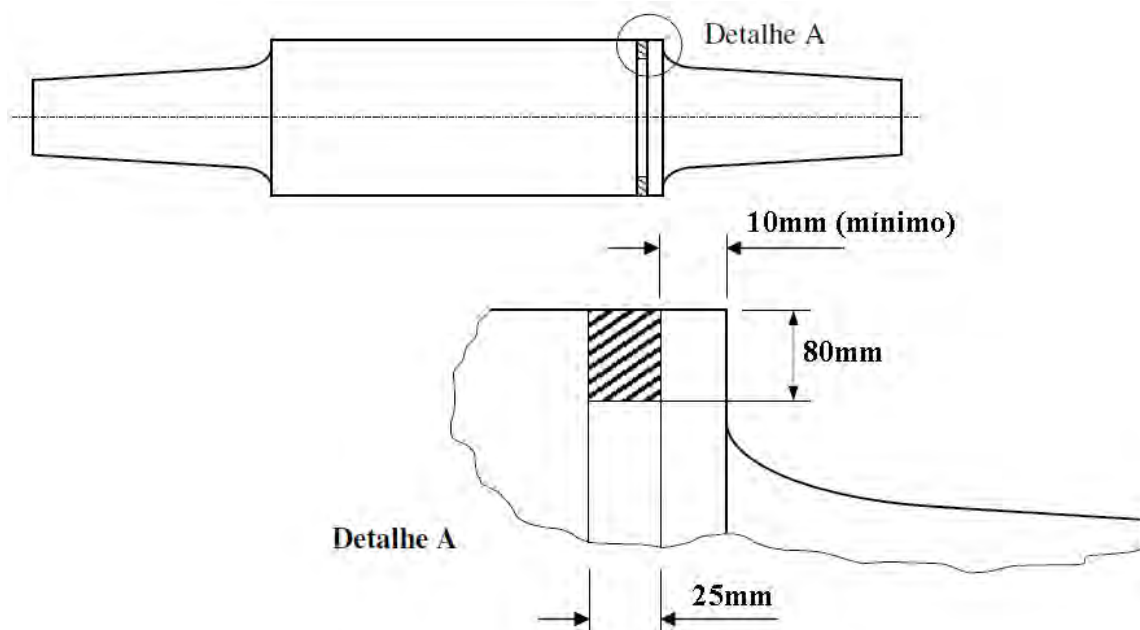
A avaliação da microestrutura e das propriedades mecânicas apresentada nesse trabalho foi realizada a partir de amostras obtidas da casca de um cilindro de ferro fundido branco multicomponente, fabricado pelo processo de fundição centrífuga, com a composição química conforme apresentada na tabela 3.1.

**TABELA 3.1** – Composição química do material utilizado (% em peso).

C	Cr	W	Mo	V	Ni	Mn	Si	P	S
1,95	6,77	2,14	2,1	4,78	0,91	0,38	0,80	0,036	0,014

#### 3.2 – OBTENÇÃO DAS AMOSTRAS

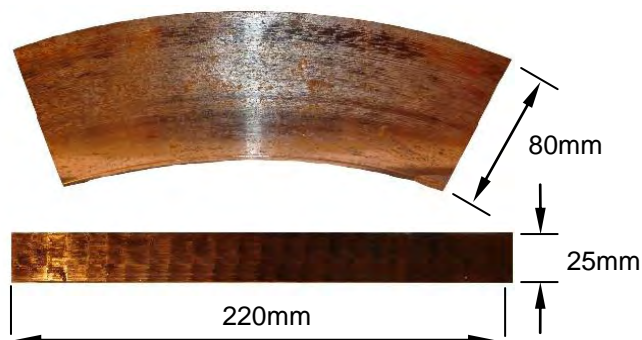
As amostras foram obtidas após a etapa de tratamento térmico de recozimento do cilindro, realizado a 923K. Foi retirado, por usinagem em torno, um anel da borda superior de fundição da mesa, com largura de 80mm e espessura de 25mm, conforme ilustrado na figura 3.1. Antes, porém, foi realizado um faceamento mínimo de 10mm, para remoção de qualquer interferência do processo de fabricação.



**FIGURA 3.1** - Local da retirada do anel no cilindro.



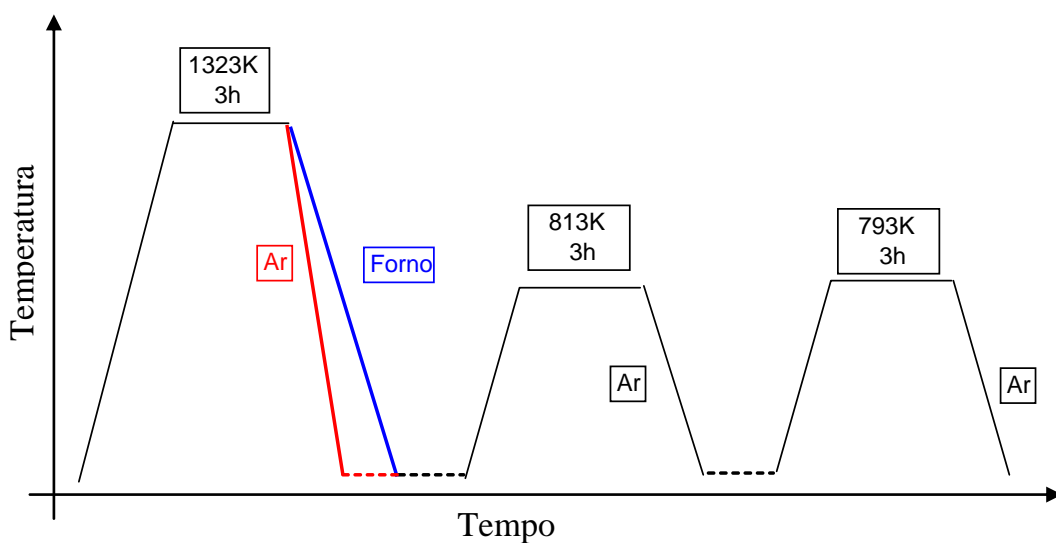
O anel retirado foi seccionado em seis partes com dimensões de 25x80x220mm para posterior realização dos tratamentos térmicos (figura 3.2).



**FIGURA 3.2** - Representação do segmento do anel e suas dimensões.

### 3.3 – TRATAMENTO TÉRMICO

Cada parte do anel, denominada segmento, foi tratada termicamente conforme ciclo ilustrado na figura 3.3. O ciclo de tratamento consistiu na austenitização dos segmentos a 1323K por 3 horas, seguido de têmpera e duplo revenimento a 813K e a 793K por 3 horas. Foram utilizadas duas condições de têmpera: (1) resfriamento ao ar até a temperatura ambiente e (2) resfriamento dentro do forno, simulando a taxa de resfriamento real de um cilindro de 10 toneladas resfriado ao ar.



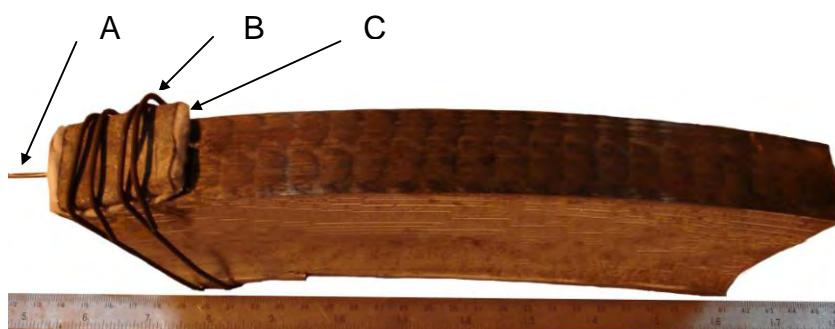
**FIGURA 3.3** – Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico realizado nos segmentos de anéis, com diferentes taxas de resfriamento empregadas na têmpera (ar e forno).

O tratamento térmico e a simulação das taxas de resfriamento foram realizados com o auxílio de um forno tipo mufla modelo FC-1, da marca EDG, o qual utiliza o painel controlador da marca PRESYS (figura 3.4).



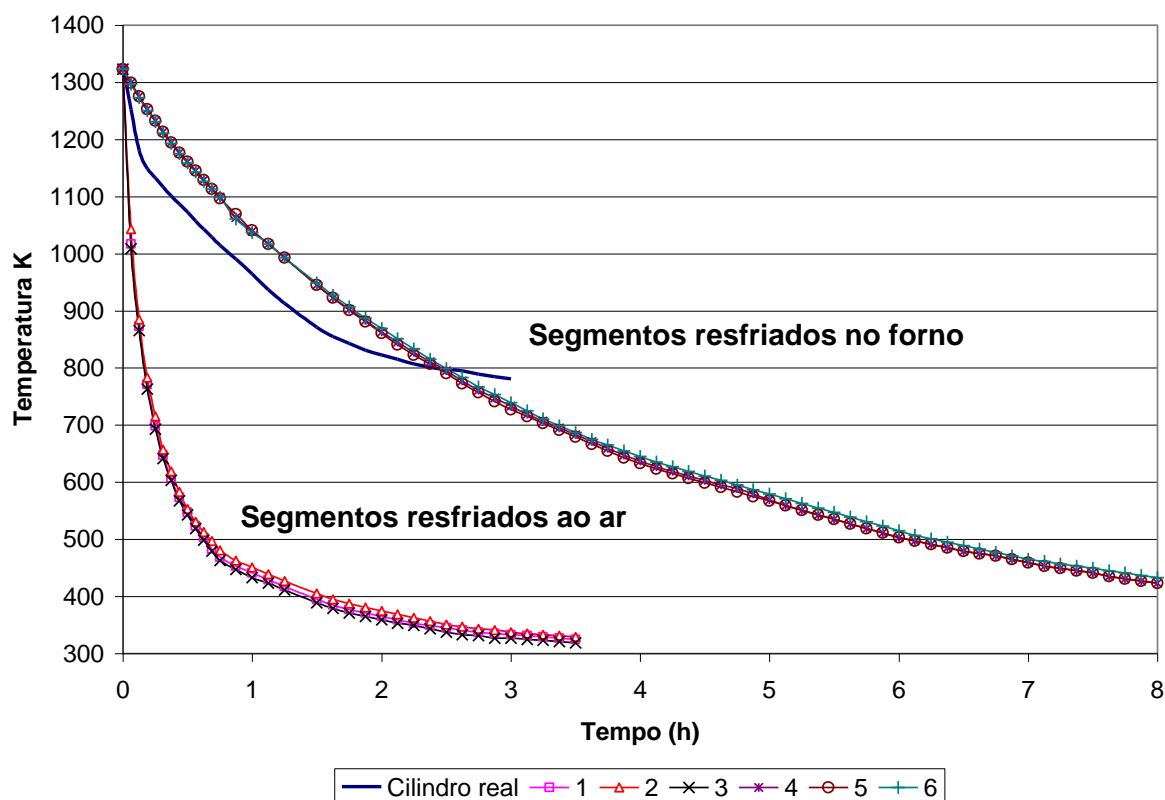
**FIGURA 3.4** - Arranjo experimental utilizado durante os tratamentos térmicos.

Para o monitoramento das temperaturas durante os tratamentos térmicos foi utilizado o registrador da marca YOKOGAWA modelo RS - 422A e um termopar do tipo K, além da manta refratária e de uma chapa metálica que auxiliaram na fixação e no isolamento do termopar (figura 3.5).



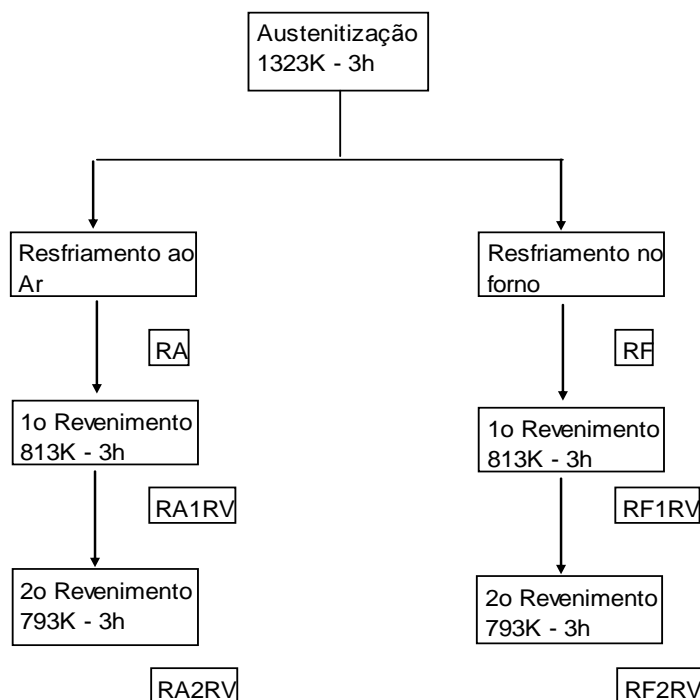
**FIGURA 3.5** – Montagem do conjunto termopar (A), chapa metálica (B) e manta refratária (C) para realização do tratamento térmico.

Os resultados de temperatura em função do tempo, obtidos com as duas taxas de resfriamento para os seis segmentos de anéis tratados, são mostrados no gráfico da figura 3.6. Observa-se que as taxas de resfriamento dos segmentos resfriados dentro do forno (segmentos 4, 5 e 6) são similares às taxas de resfriamento obtidas na superfície de um cilindro real resfriado ao ar.



**FIGURA 3.6** – Comparação entre as taxas de resfriamento obtidas em um cilindro real e as duas taxas utilizadas nos tratamentos experimentais.

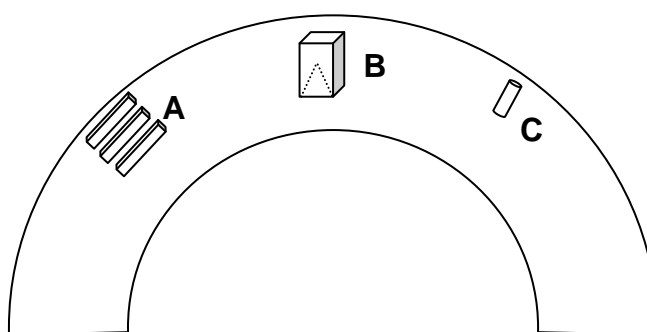
Os segmentos dos anéis foram retirados nas etapas subsequentes do tratamento experimental, caracterizando seis condições diferentes de tratamento térmico, mostradas na figura 3.7. As denominações de cada amostra também são apresentadas na mesma figura: RA (resfriamento ao ar); RA1RV (resfriamento ao ar com um revenimento); RA2RV (resfriamento ao ar com dois revenimentos); RF (resfriamento no forno); RF1RV (resfriamento no forno com 1 revenimento); RF2RV (resfriamento no forno com 2 revenimentos).



**FIGURA 3.7** - Esquema identificando as diferentes condições de tratamentos térmicos a que foram submetidos os segmentos de anéis.

### 3.4 PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

Após os tratamentos térmicos, os corpos-de-prova para caracterização microestrutural, ensaios de dureza, flexão, tenacidade à fratura (*Chevron*) e desgaste abrasivo foram retirados dos segmentos dos anéis conforme orientação apresentada na figura 3.8.



**FIGURA 3.8** – Esquema representando a orientação dos corpos-de-prova retirados do anel para os ensaios de flexão (A), *Chevron* (B) e desgaste abrasivo(C).

Os entalhes nos corpos-de-prova *Chevron* foram realizados por eletro-erosão a fio de 0,38mm de diâmetro. Os corpos-de-prova para os ensaios de flexão foram retificados para melhorar e padronizar a condição de acabamento superficial.

### 3.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As amostras de cada material foram submetidas à observação, análise e contagem de fases em microscópio ótico Leica, modelo DMLM, dotado de sistema digital de aquisição e análise de imagens QWin-Leica. As amostras resfriadas ao ar (RA) e resfriadas dentro do forno (RF) também foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo (MEV-FEG), equipamento FEI, modelo Quanta 3D, pertencente ao IPT.

O procedimento de preparação das amostras consistiu de lixamento sucessivo com lixas d'água (abrasivo SiC) das amostras previamente embutidas em baquelite, nas granas 80, 120, 320, 400, 600 e 1000 mesh, sucedido por pré-polimento com suspensão de diamante, com granulometria 6 $\mu$ m e polimento final, com granulometria 1 $\mu$ m.

Para a observação da microestrutura em microscópio ótico e para a medição da fração volumétrica de carbonetos eutéticos em analisador de imagens, utilizaram-se ataques metalográficos diferenciais (tabela 3.2) com os reagentes Groesbeck (KOH+K<sub>3</sub>Fe(CN)<sub>6</sub>), e eletrolítico (solução aquosa de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Para a observação da matriz, empregou-se ataque metalográfico com reagente Vilella.

**TABELA 3.2** – Reagentes empregados para caracterização microestrutural e medição da fração de carbonetos.

Reagente	Composição	Técnica de ataque	Revelação	Observações
Eletrolítico	Solução aquosa CrO <sub>3</sub> (10%)	Eletrolítico, 5V, 10s, temp. ambiente	M <sub>2</sub> C e MC	Carbonetos com coloração preta
Groesbeck	10g KOH, 10g K <sub>3</sub> Fe(CN) <sub>6</sub> , 100ml de água	Imersão, 5s, temp. ambiente	M <sub>6</sub> C	M <sub>2</sub> C cor preta M <sub>6</sub> C colorido suavemente
Vilella	4ml HCl, 4g ácido pícrico, 100ml água	Imersão, 10s, temp. ambiente	Matriz	Ataque moderado

Foi realizada a medição da fração volumétrica de carbonetos, dividindo-se os segmentos do anel em três partes ao longo da sua largura. Fez-se a contagem em 30 campos para cada parte, com utilização de aumento de 100x.

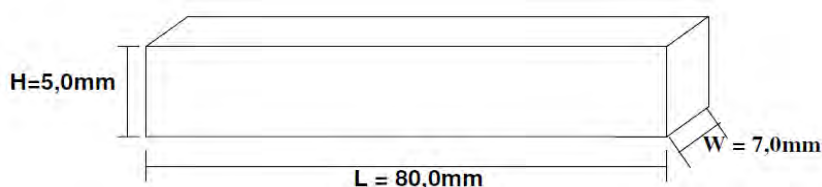
### 3.6 ENSAIOS MECÂNICOS

#### 3.6.1 – Ensaio de dureza

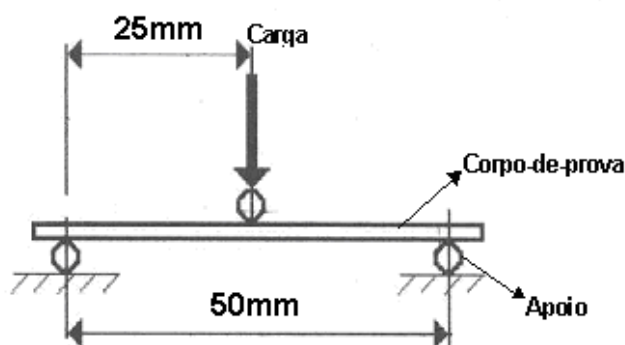
As medições de macro e microdureza foram realizadas em equipamento da marca Buehler, com cargas de 30kgf (macrodureza) e 100gf (microdureza). A medição foi realizada em 15 campos diferentes para cada condição de tratamento térmico.

#### 3.6.2 – Ensaio de flexão em três pontos

Os ensaios de flexão em três pontos foram realizados em uma máquina servo-hidráulica *Instron*, modelo 8800 com capacidade de 10 toneladas. A dimensão do corpo-de-prova utilizado no ensaio é mostrada na figura 3.9. A distância entre os apoios foi de 50mm (figura 3.10) e a velocidade utilizada foi de 1mm/min. Foram utilizados 5 corpos-de-prova para cada condição de tratamento térmico.



**FIGURA 3.9** – Corpo-de-prova utilizado para ensaio de flexão a três pontos.



**FIGURA 3.10** – Representação esquemática do ensaio de flexão.

### 3.6.3 – Ensaio utilizando a metodologia *Chevron*

Os ensaios realizados com a metodologia *Chevron* foram conduzidos numa máquina INSTRON TT-DML, utilizando velocidade de avanço de 0,2mm/minuto. De acordo com o desenho do corpo-de-prova da figura 3.11 e as dimensões mostradas na tabela 3.3, pode-se obter, a partir da norma ASTM E 1304 – 97, as constantes para o cálculo da tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) com o ensaio *Chevron*:

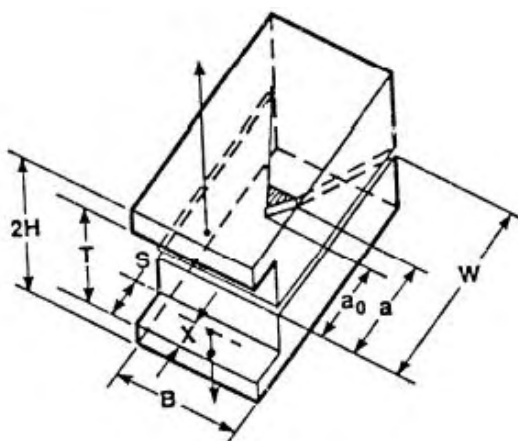
$$K_{IC} = \frac{P_{Max}}{B \cdot \sqrt{W}} \cdot Y^* \quad (5)$$

onde:

$$B(m) = 1,27 \times 10^{-2}$$

$$W(m) = 1,84 \times 10^{-2}$$

$$Y^* \text{ (adimensional)} = 28,22 \text{ (ASTM E 1304 – 97)}$$



**FIGURA 3.11** - Corpo de prova utilizado no ensaio *Chevron* (ASTM E 1304 – 97).

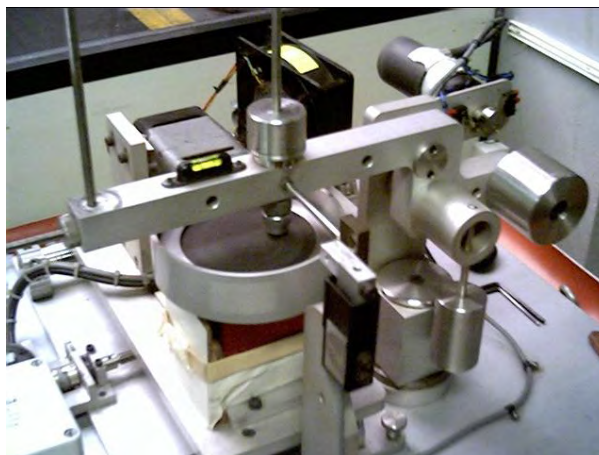
**TABELA 3.3** – Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio *Chevron*.

Parâmetros (Definidos na Figura 3.11)	Símbolo	Dimensões	Tolerância
Largura do Corpo de Prova (CP)	B	12,7 (mm)	0,05
Comprimento Útil do CP	W	18,42 (mm)	0,05
Comprimento Total do CP	(W+X)	19,69 (mm)	0,05
Altura do Corpo de Prova	2H	11,05 (mm)	0,05
Distância entre Linha de Carga e Ponta do Entalhe	a <sub>0</sub>	6,11 (mm)	0,05
Distância da Extremidade do CP à linha de Carga	X	1,27 (mm)	0,05
Profundidade da "Boca" do Corpo de Prova	S	1,91 (mm)	0,03
Altura da "Boca" do Corpo de Prova	T	4,45 (mm)	0,05
Espessura do Entalhe (Eletro-erosão a fio)	t	≤ 0,40 (mm)	-----
Ângulo do Entalhe Chevron	φ	55°	0,5°

O número de amostras para cada tratamento térmico variou de 3 a 5.

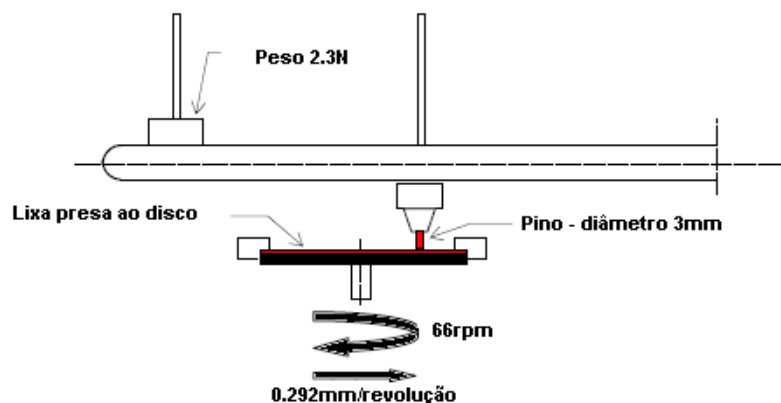
### 3.7 – ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO

Os ensaios de desgaste foram realizados em um tribômetro do tipo pino-contra-disco, fabricação Plint & Partners Ltd., modelo TE-079, ilustrado na figura 3.12. O equipamento é controlado por um microcomputador, com o qual se faz a entrada de parâmetros de ensaio e aquisição de dados, entre eles, umidade relativa do ar, temperatura ambiente, número de revoluções e coeficiente de atrito.



**FIGURA 3.12** - Tribômetro para realização do ensaio pino-contra-disco.

Para a realização do ensaio, utilizou-se uma configuração como a mostrada na figura 3.13, cujas condições de ensaio, parâmetros do tribômetro e procedimentos operacionais, estão descritas a seguir: rotação fixa em 66rpm; percurso em espiral com raio inicial de 40mm e final de 5mm; avanço de 0,292mm/revolução; carga de 4,6N (pressão de 0,65MPa); abrasivo - lixa SiC, grana 320mesh com encostado de pano; pesagem inicial; percurso do ensaio (169,450m); pesagem no final do ensaio.



**FIGURA 3.13** - Configuração utilizada no ensaio de desgaste abrasivo. Adaptado de Cornélio (2006).



## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Na tabela 4.1 são mostradas as frações volumétricas de carbonetos em três regiões do anel ao longo de sua largura. Para comparar os resultados obtidos nas três regiões utilizou-se o método de análise de variância (ANOVA). Observa-se, para um intervalo de confiança de 95%, que o fator P é maior que 0,05 (tabela 4.2). Portanto, as frações volumétricas de carbonetos podem ser consideradas semelhantes nas três regiões.

**TABELA 4.1** – Fração volumétrica de carbonetos ao longo da largura do anel.

Região do anel	Fração volumétrica total de carbonetos (%)
Externa	12,68
Meio	12,97
Interna	12,41

**TABELA 4.2** – Análise de variância (ANOVA) da fração volumétrica de carbonetos em diferentes regiões do anel.

Fonte de Variação	GL	SQ	QM	F	P
Entre amostras	2	4,67	2,34	1,95	0,148
Residual	87	104,13	1,20		
Total	89	108,80			

Intervalo de confiança de 95%

Região	N	Média	S	
Externa	30	12,677	0,943	(-----+-----+-----+-----+)
Meio	30	12,970	0,927	(-----*-----)
Interna	30	12,412	1,357	(-----*-----)
				(-----+-----+-----+-----+)
				12,25      12,60      12,95      13,30

As propriedades mecânicas, assim como a resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos multicomponentes são determinadas pelo tipo, morfologia, fração volumétrica e distribuição dos carbonetos (PARK e LEE, 1999) e pelas características da matriz. Os tratamentos térmicos são importantes na determinação das características

da matriz mas, praticamente, não alteram a fração e a distribuição dos carbonetos eutéticos formados durante a solidificação (HWANG; LEE e LEE, 1998), com exceção da decomposição do carboneto  $M_2C$  em  $MC + M_6C$  (BOCCALINI; MAZIERO e CORREA, 2002 e HASHIMOTO, 2005). Dessa forma, os resultados apresentados nas tabelas 4.1 e 4.2 são importantes para que as propriedades obtidas nas amostras em diferentes condições de tratamentos térmicos sejam avaliadas apenas pelas modificações ocorridas na matriz, sem a influência da fração dos carbonetos eutéticos.

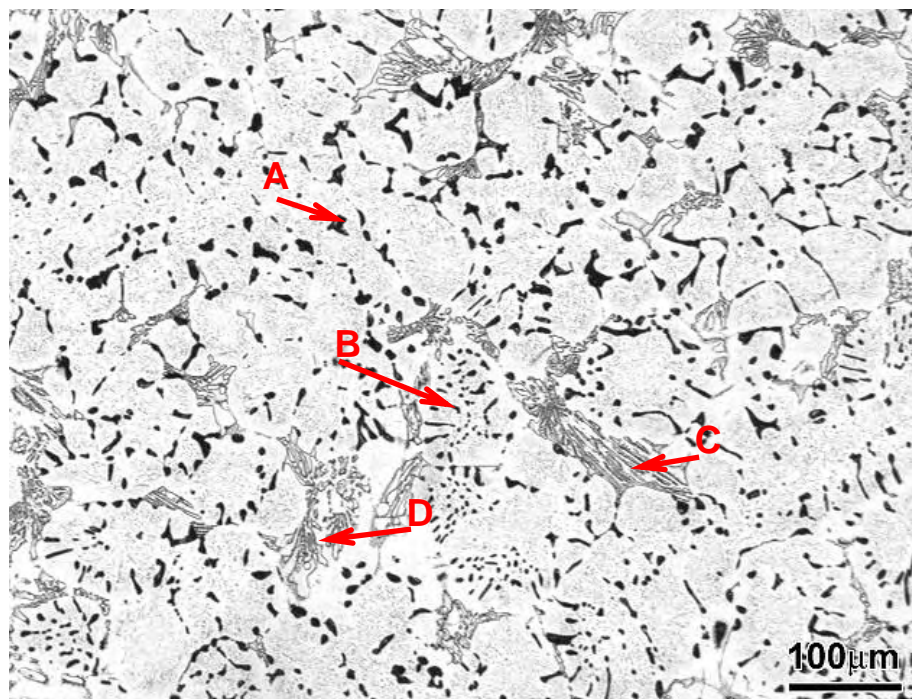
São apresentadas nas figuras 4.1 e 4.2 a distribuição e a morfologia dos carbonetos eutéticos. Em decorrência dos reagentes metalográficos empregados e das morfologias observadas, distingue-se a presença de três tipos de carbonetos eutéticos:

a) carboneto eutético  $MC$ : apresenta-se com morfologia predominantemente irregular, que caracteriza um eutético com pequeno grau de cooperação, embora a morfologia regular-complexa possa ser observada em algumas regiões;

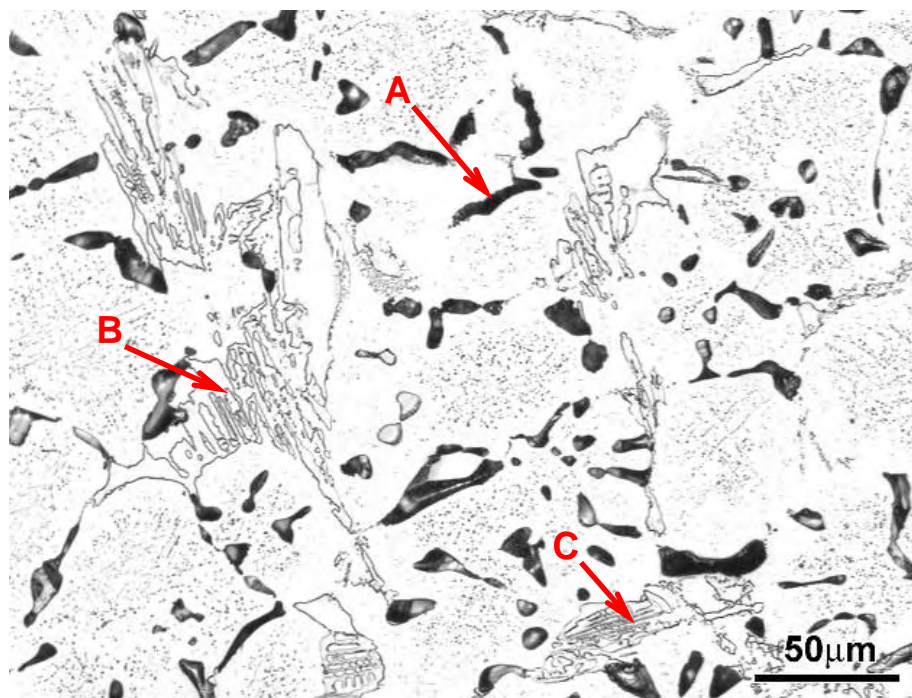
b) carboneto eutético  $M_2C$ : apresenta-se com morfologia irregular e fração volumétrica insignificante;

c) carboneto indefinido: apresenta-se com morfologia variável, que pode caracterizar tanto o carboneto  $M_6C$  quanto o carboneto  $M_7C_3$ . Considerando a composição química do material avaliado e os trabalhos de Matsubara (2005) e Hwang, Lee e Park (1999), onde foram analisados os tipos de carbonetos formados com a variação de elementos de liga em ferros fundidos brancos multicomponentes, pode-se considerar que carboneto indefinido formado é predominantemente  $M_7C_3$ .

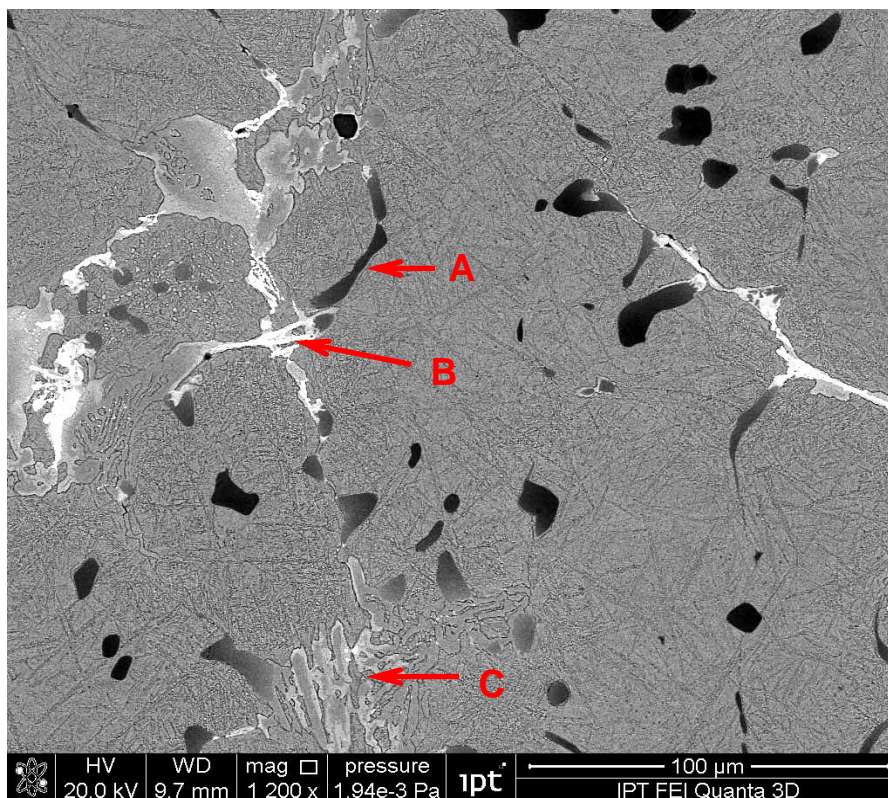
A figura 4.3 revela a distribuição e a morfologia dos carbonetos eutéticos observados no MEV com elétrons retro-espalhados. Pelas diferenças de densidades e pela morfologia identifica-se os diferentes carbonetos eutéticos formados.



**FIGURA 4.1** – Micrografia do anel resfriado no forno com um revenimento (RF1RV) na região mais externa. Ataque: eletrolítico + groesbeck. A: carboneto eutético MC irregular. B: carboneto eutético MC regular complexo. C: carboneto  $M_2C$ . D: carboneto indefinido.



**FIGURA 4.2** – Micrografia do anel resfriado no forno com um revenimento (RF1RV) na região mais interna. Ataque: eletrolítico + groesbeck. A: carboneto eutético MC irregular. B: carboneto indefinido. C: carboneto  $M_2C$ .

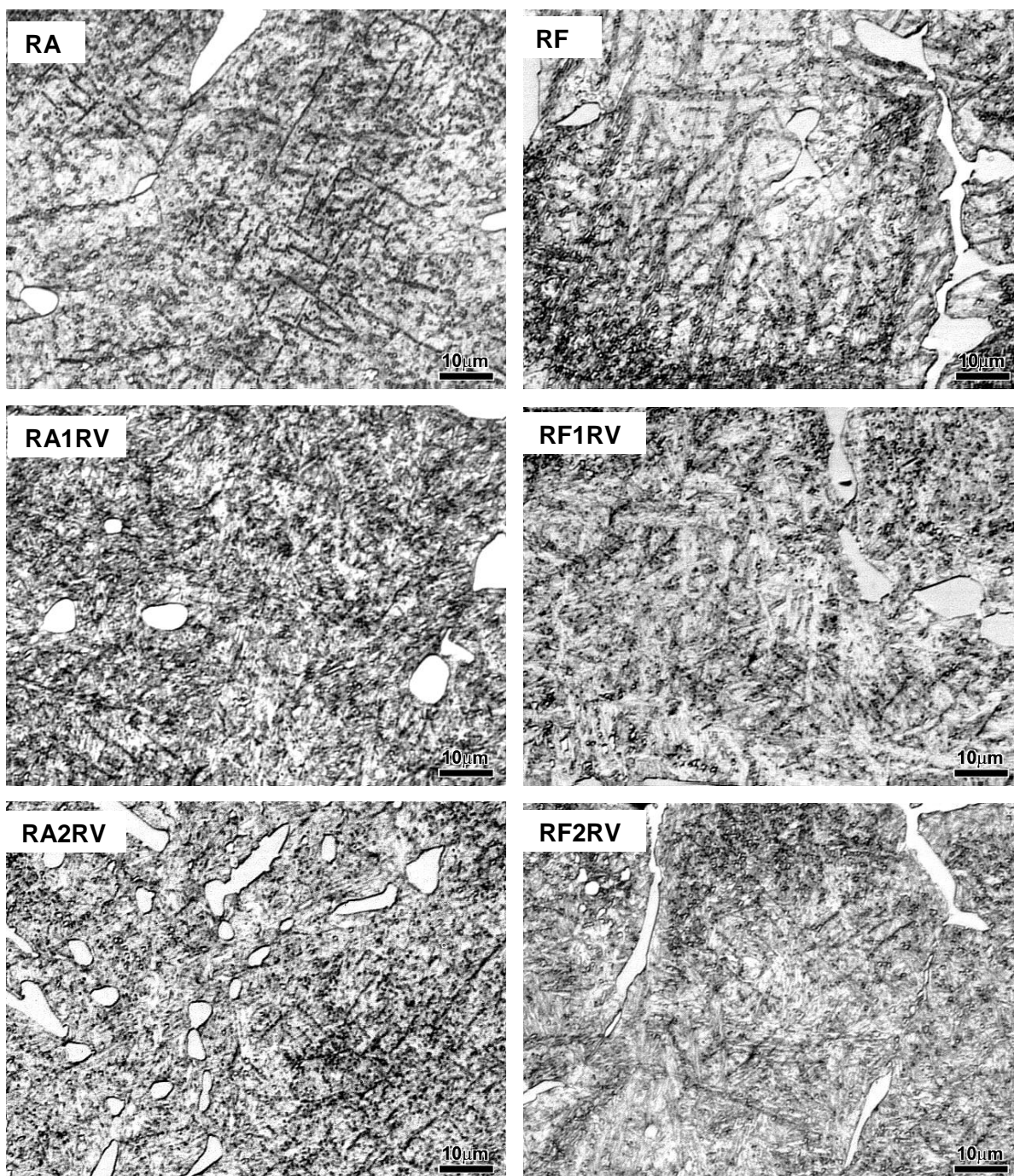


**FIGURA 4.3** – Micrografia do anel resfriado no forno (RF). Ataque Vilella. MEV - elétrons retro-espalhados. A: carboneto MC irregular. B: carboneto  $M_2C$ . C: carboneto indefinido.

As amostras submetidas aos diferentes tratamentos térmicos são apresentadas na figura 4.4. Nas amostras resfriadas ao ar observa-se uma matriz martensítica e a presença de carbonetos secundários. Na amostra resfriada no forno, nota-se a presença de austenita retida, bainita e carbonetos secundários. Observa-se, tanto nas amostras resfriadas no forno quanto nas amostras resfriadas ao ar, uma diminuição na fração de austenita após revenimento. Não foram observadas mudanças microestruturais significativas entre o primeiro e o segundo revenimento.

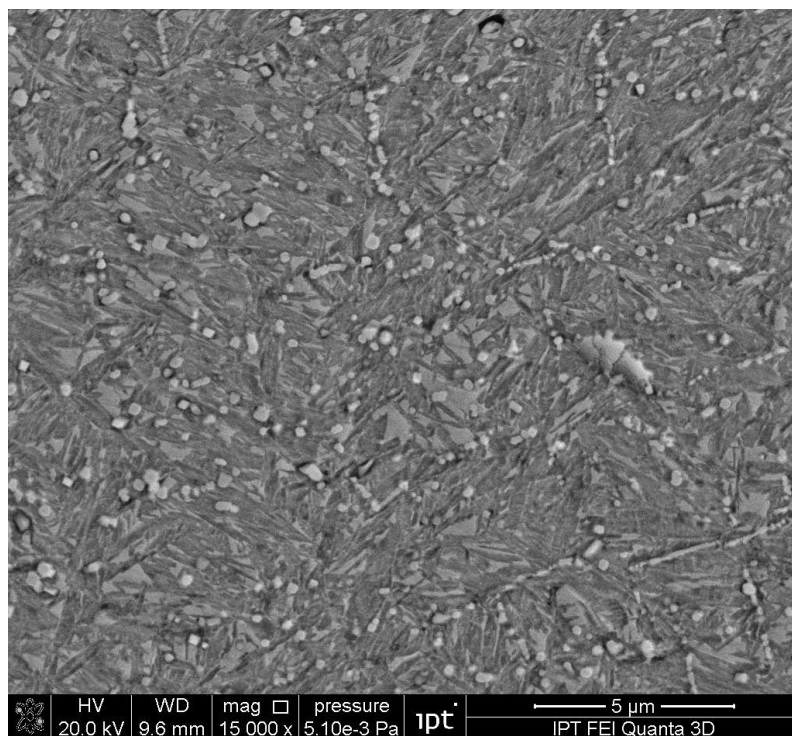
Nas figuras 4.5 e 4.6 são mostradas as microestruturas das matrizes nas duas condições de resfriamento estudadas. Observa-se como principal diferença a formação de bainita nas amostras resfriadas no forno. Observa-se, em ambas as amostras, a presença de carbonetos secundários de tamanho máximo inferior a  $1\mu m$ .



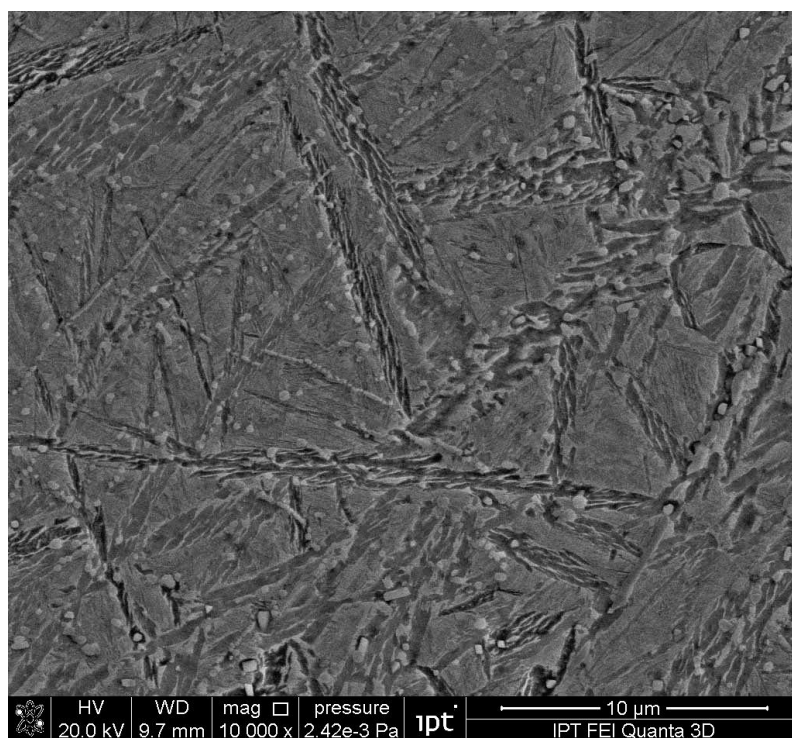


**FIGURA 4.4** – Microestruturas das amostras sob diferentes tratamentos térmicos.

Ataque: Vilella. Aumento: 1000x.

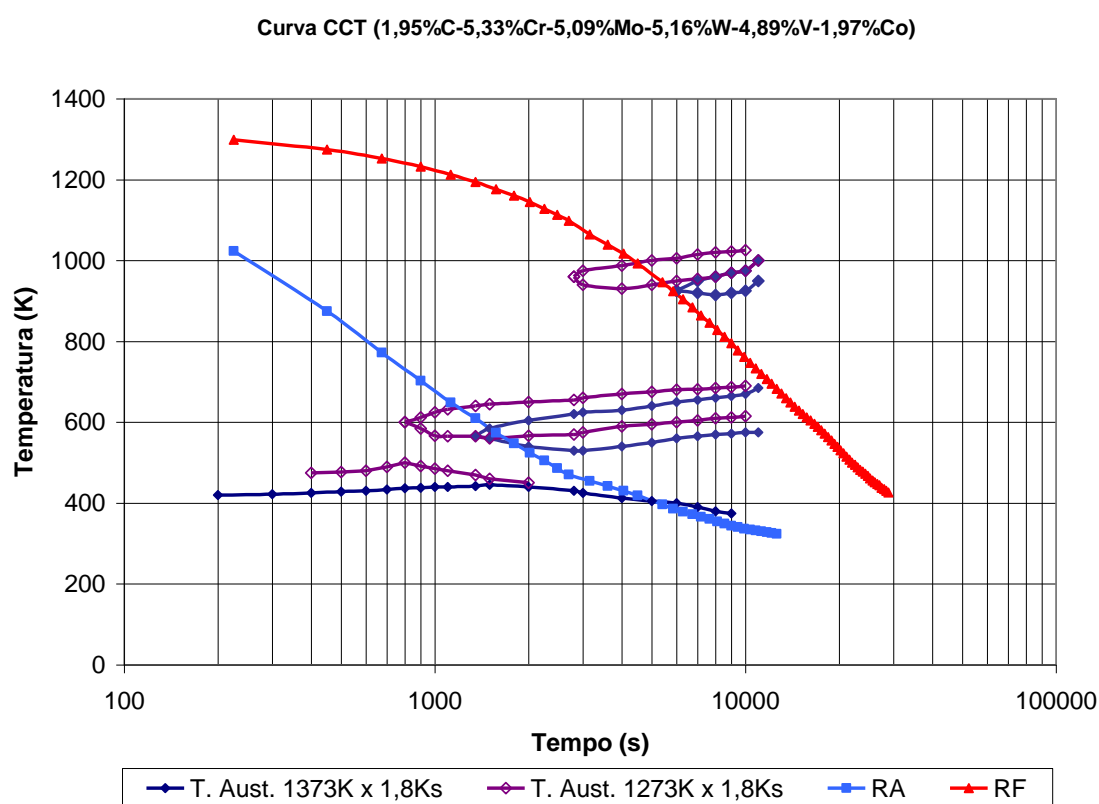


**FIGURA 4.5** – Microestrutura da amostra resfriada ao ar (RA). Matriz martensítica e carbonetos secundários. MEV – elétrons secundários.



**FIGURA 4.6** - Microestrutura da amostra resfriada no forno (RF). Matriz com presença de bainita e carbonetos secundários. MEV – elétrons secundários.

Na figura 4.7 as duas taxas de resfriamento estudadas são sobrepostas à curva de resfriamento contínuo (CCT) do trabalho de Yokomizo, Matsubara e Sasaguri (1999), cuja composição do material se aproxima da composição do material estudado. Por essa curva, a amostra resfriada no forno deveria apresentar perlita, o que não ocorreu. Essa diferença de comportamento deve-se, provavelmente, ao cobalto presente no material e aos tempos inferiores de austenitização utilizados para construção da curva CCT (1,8ks) em comparação com o tempo de austenitização utilizado nos experimentos (10,8ks). Esse maior tempo de austenitização desloca a curva de transformação perlítica para a direita na curva CCT, evitando a sua formação. Um cilindro de ferro fundido branco multicomponente, de composição química e condição de tratamento térmico similares (CORNELIO, 2006) às encontradas na amostra RF2RV, apresentou microestrutura bainítica e martensítica, o que demonstra a similaridade de resultados entre o tratamento experimental de resfriamento no forno e o tratamento real de um cilindro.

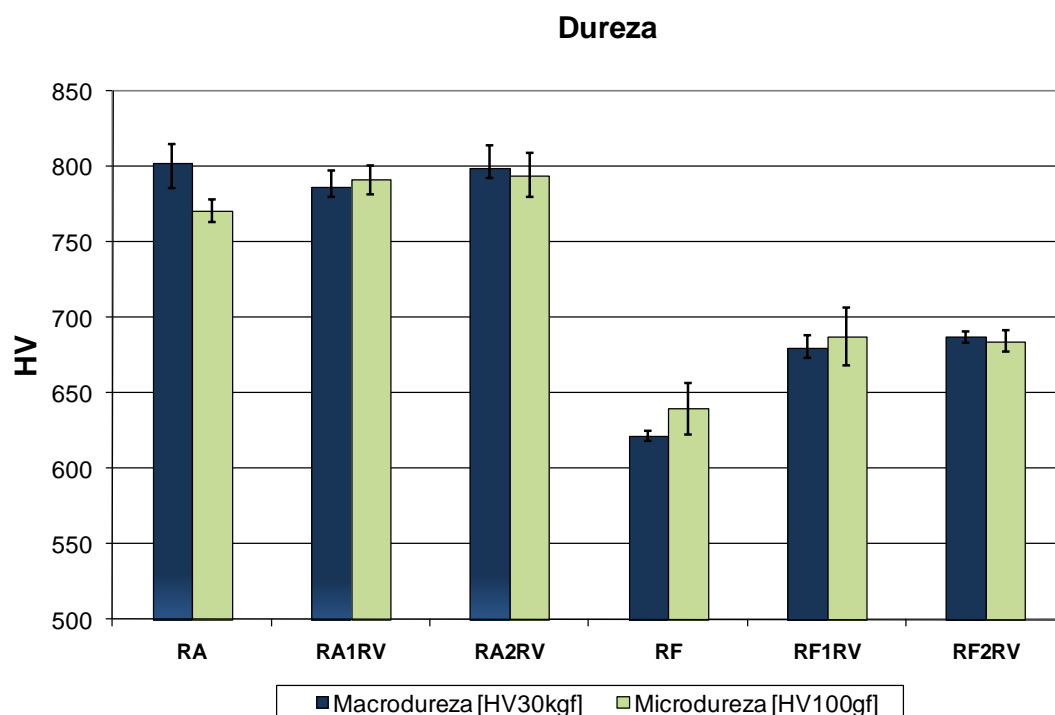


**FIGURA 4.7** - Taxas de resfriamento estudadas sobrepostas à curva CCT (adaptada de YOKOMIZO, MATSUBARA e SASAGURI) de um ferro fundido branco multicomponente.

## 4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

### 4.2.1 Dureza

Os resultados de macrodureza e microdureza são mostrados na figura 4.8 e na tabela 4.3. Observa-se um comportamento similar da macrodureza em relação à microdureza, evidenciando, conforme trabalho de LEE et. al (2001), que a dureza da matriz afeta a dureza do material para uma mesma fração de carbonetos.



**FIGURA 4.8** – Macroductureza e microductureza das amostras sob diferentes condições de tratamento térmico.

**TABELA 4.3** - Resultados dos ensaios de dureza

Macroductureza HV (30kgf)						
Amostra	RA	RA1RV	RA2RV	RF	RF1RV	RF2RV
Média	802	787	799	621	680	687
Int. Confiança (95%)	13	10	15	4	8	4
Microductureza HV (100gf)						
Amostra	RA	RA1RV	RA2RV	RF	RF1RV	RF2RV
Média	771	791	794	640	687	684
Int. Confiança (95%)	7	9	14	17	19	7



Considerando um intervalo de confiança de 95%, observa-se que as durezas das amostras resfriadas dentro do forno foram menores que as durezas das amostras resfriadas ao ar, independentemente da etapa de tratamento analisada. Esses resultados são coerentes com as diferenças microestruturais encontradas (figuras 4.4 a 4.6), onde se observa que as amostras resfriadas ao ar possuem uma microestrutura martensítica e as amostras resfriadas no forno apresentam microestrutura predominantemente bainítica.

Os valores de microdureza encontrados foram similares aos valores encontrados para esses materiais na literatura. Os resultados de microdureza (100gf) obtidos por Cornélio (2006) para um cilindro real, de composição química similar, submetido a um tratamento de austenitização de 1323K e duplo revenimento a 813K (similar ao RF2RV), variaram de 550HV a 650HV, valores inferiores ao valor médio de 684HV encontrado na amostra RF2RV. Os resultados de microdureza (1kgf) encontrados por Hwang, Lee e Lee (1998) para amostras austenitizadas a 1333K, temperadas em água e com duplo revenimento a 813K, variaram de 750HV a 800HV, resultados similares aos encontrados nas amostras resfriadas ao ar.

Evidencia-se, também, que as amostras em ambas as condições de resfriamento estudadas apresentam um aumento na dureza após o primeiro revenimento. Esse fato pode estar associado à transformação da austenita retida nessas amostras. O aumento de dureza após o primeiro revenimento é mais pronunciado nas amostras resfriadas no forno, provavelmente porque essas amostras apresentam maiores teores de austenita retida que as amostras resfriadas ao ar.

As amostras resfriadas no forno poderiam apresentar menores teores de austenita retida, já que haveria mais tempo para ocorrência de precipitação de carbonetos secundários no resfriamento, diminuindo o teor de carbono da matriz e aumentando a temperatura de transformação martensítica. Porém, quando há formação de bainita, parte do carbono migra das agulhas de bainita para a matriz austenítica (BHADESHIA, 2001). Dessa forma, há um aumento da concentração de carbono na matriz e, conseqüentemente, diminuição da temperatura de transformação martensítica, aumentando os teores de austenita retida.

Com análise de variância (ANOVA), verificou-se que não houve diferenças significativas de microdureza entre o primeiro e o segundo revenimento, tanto para as amostras resfriadas ao ar (RA, RA1RV, RA2RV), como para as amostras resfriadas no forno (RF, RF1RV, RF2RV), conforme ilustram as tabelas 4.4 e 4.5.

**TABELA 4.4** – Análise de variância das microdurezas das amostras resfriadas ao ar sob diferentes condições de tratamento térmico.

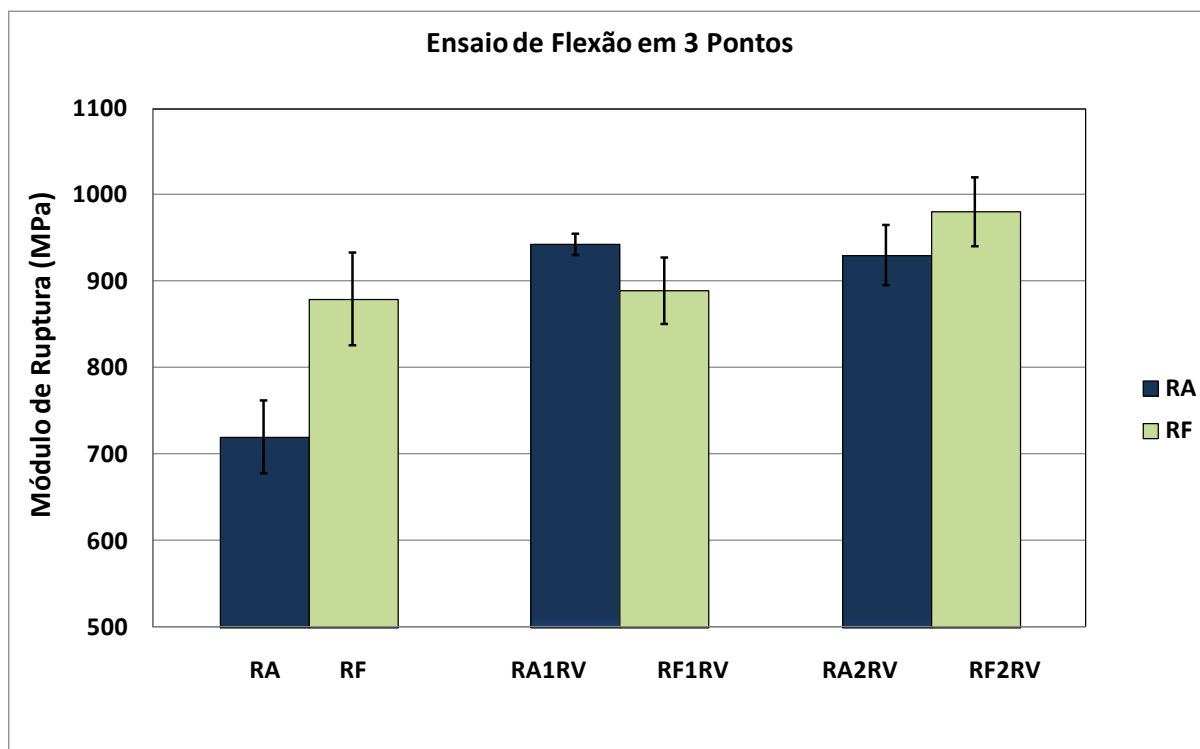
Fonte de Variação	GL	SQ	QM	F	P
Entre Amostras	2	1634	817	5,41	0,021
Residual	12	1813	151		
Total	14	3447			
Intervalo de confiança de 95%					
Nível	N	Média	S	-----+-----+-----+-----+-----	
RA	5	770,88	8,20	(------*-----)	
RA1RV	5	791,28	10,79	(-----*-----)	
RA2RV	5	794,42	16,42	(-----*-----)	
				-----+-----+-----+-----+-----	
				768	780 792 804
RA subtraído de:					
		Diferença das médias	Valor T	Valor P ajustado	
RA1RV		20,40	2,624	0,0540	
RA2RV		23,54	3,028	0,0264	
RA1RV subtraído de:					
		Diferença das médias	Valor T	Valor P ajustado	
RA2RV		3,140	0,4039	0,9146	

**TABELA 4.5** – Análise de variância das microdurezas das amostras resfriadas no forno sob diferentes condições de tratamento térmico.

Fonte de Variação	GL	SQ	QM	F	P
Entre amostras	2	7129	3565	11,36	0,002
Residual	12	3765	314		
Total	14	10894			
Intervalo de confiança de 95%					
Nível	N	Média	S	-----+-----+-----+-----+-----	
RF	5	639,70	19,82	(------*-----)	
RF1RV	5	687,32	22,02	(-----*-----)	
RF2RV	5	684,44	7,96	(-----*-----)	
				-----+-----+-----+-----+-----	
				625	650 675 700
RF subtraído de:					
		Diferença das médias	Valor T	Valor P ajustado	
RF1RV		47,62	4,251	0,0030	
RF2RV		44,74	3,994	0,0047	
RF1RV subtraído de:					
		Diferença das médias	Valor T	Valor P ajustado	
RF2RV		-2,880	-0,2571	0,9643	

#### 4.2.2 Resistência à ruptura transversal

Os resultados de resistência à ruptura transversal, obtidos no ensaio de flexão em 3 pontos, são mostrados na figura 4.9 e na tabela 4.6.



**FIGURA 4.9** – Resultados dos ensaios de flexão em três pontos nas amostras sob diferentes condições de tratamentos térmicos.

**TABELA 4.6** – Resultados dos ensaios de flexão em três pontos.

Ensaio de flexão em três pontos						
Amostra	RA	RA1RV	RA2RV	RF	RF1RV	RF2RV
Módulo de Ruptura (MPa)	720	943	930	879	889	981
Int. Confiança (95%)	42	12	35	54	39	40

Os resultados de análise de variância são mostrados na tabela 4.7. Os valores de resistência à ruptura transversal variaram de 880MPa a 980MPa. Utilizando ANOVA com intervalo de confiança de 95%, observa-se que a amostra RF2RV apresentou maior valor de módulo de ruptura, comparando com as amostras RF e RF1RV (fator P menor que 0,05). As demais amostras apresentaram valores semelhantes entre si (fator P maior que 0,05), com exceção da amostra RA, que apresentou um valor muito baixo (720MPa).

**TABELA 4.7** - Análise de variância da resistência à ruptura transversal das amostras sob diferentes condições de tratamento térmico.

Fonte de Variação	GL	SQ	QM	F	P
Entre amostras	5	208544	41709	21,10	0,000
Residual	24	47431	1976		
Total	29	255975			

Intervalo de confiança de 95%:			
Nível	N	Média	S
RA	5	720,0	48,2
RA1RV	5	943,3	14,1
RA2RV	5	930,1	39,8
RF	5	879,2	61,1
RF1RV	5	889,1	44,0
RF2RV	5	980,9	45,6

Teste Simultâneo de Tukey (Fator P ajustado):						
	RA	RA1RV	RA2RV	RF	RF1RV	RF2RV
RA	--	0,0000	0,0000	0,0001	0,0001	0,0000
RA1RV	--	--	0,9968	0,2417	0,4113	0,7618
RA2RV	--	--	--	0,4797	0,6932	0,4802
RF	--	--	--	--	0,9992	0,0154
RF1RV	--	--	--	--	--	0,0343
RF2RV	--	--	--	--	--	--

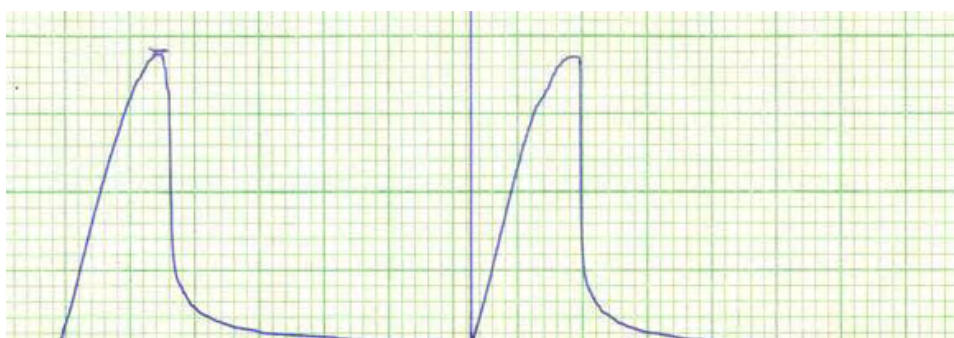
OBS: Em vermelho estão as relações entre os valores do ensaio considerados diferentes para um intervalo de confiança de 95% (P<0,05).

Conforme trabalhos da literatura (FISCHMEISTER; OLSSON, 1981), a resistência à ruptura em materiais de elevada dureza está associada à probabilidade da nucleação de uma trinca nos concentradores de tensão existentes no material. Nos ferros fundidos brancos multicomponentes os concentradores são, principalmente, os carbonetos eutéticos. Pelos resultados obtidos e pelas características das condições de ensaio, onde apenas as características das matrizes são modificadas e as características dos carbonetos eutéticos são mantidas constantes, o ensaio de flexão mostrou-se pouco sensível às variações das propriedades da matriz obtidas nos diferentes tratamentos térmicos realizados.

Considerando que não há diferenças significativas de fração volumétrica de carbonetos eutéticos nas amostras ensaiadas, os baixos valores obtidos para a amostra RA podem estar associados a problemas superficiais na preparação dos corpos-de-prova como trincas superficiais e tensões residuais trativas (YOSHIDA, 2004).

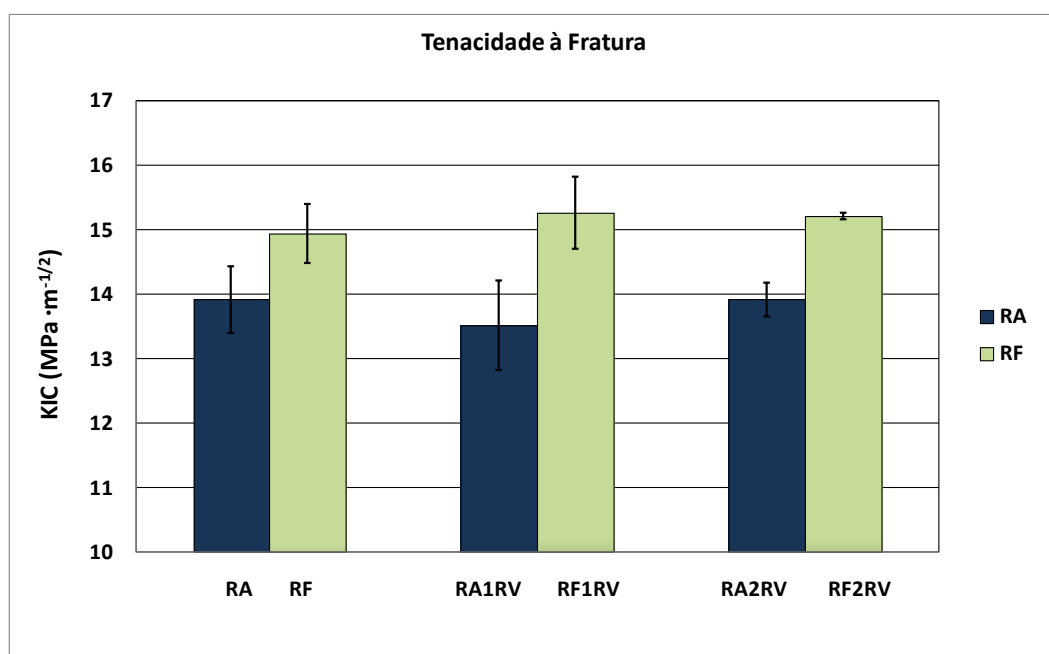
### 4.2.3 Tenacidade à Fratura

A tenacidade à fratura foi avaliada utilizando a metodologia *Chevron*. Os resultados do ensaio *Chevron* foram validados por meio do espectro das curvas de tensão *versus* deformação obtidas durante o ensaio. Pode-se notar, conforme ilustra a figura 4.10, que a curva apresenta o estágio de crescimento estável da trinca, característica que é requerida para validar os valores obtidos (SAKAI e BRADT, 1993).



**FIGURA 4.10** – Perfil da curva de tensão *versus* deformação obtida para dois corpos-de-prova ensaiados

Os resultados obtidos pelo ensaio utilizando a metodologia *Chevron* são mostrados na figura 4.11 e na tabela 4.8.



**FIGURA 4.11** – Resultados de tenacidade à fratura obtidos pelo ensaio utilizando a metodologia *Chevron*.

**TABELA 4.8** – Resultados de tenacidade à fratura no ensaio *Chevron*.

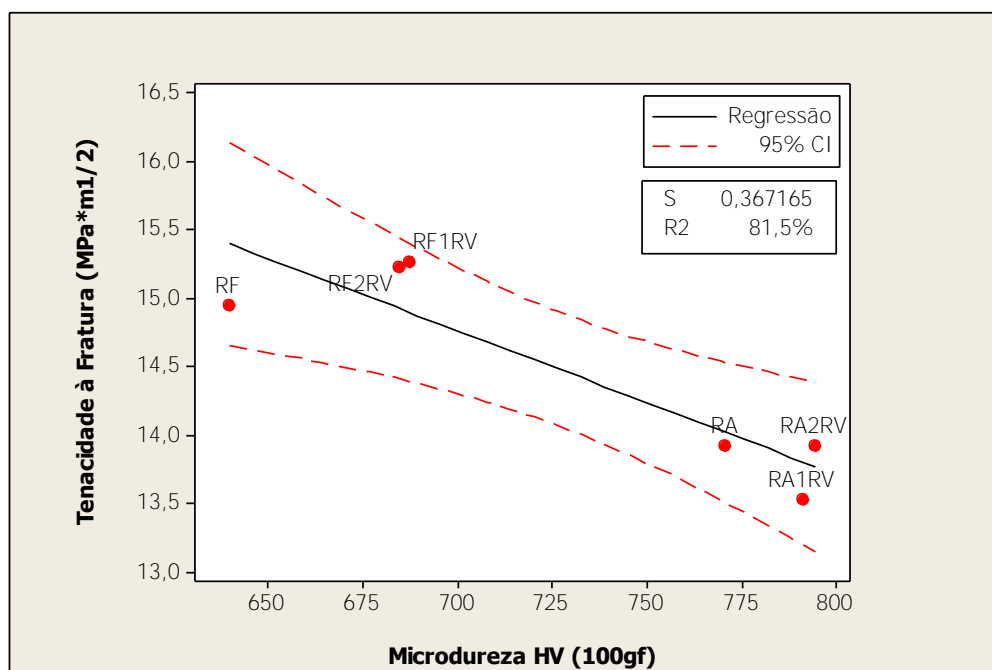
Ensaio utilizando metodologia <i>Chevron</i>						
Amostra	RA	RA1RV	RA2RV	RF	RF1RV	RF2RV
Tenacidade à fratura (K <sub>ICV</sub> )	13,92	13,52	13,92	14,94	15,26	15,22
Int. Confiança (95%)	0,52	0,69	0,26	0,46	0,56	0,05

Para um intervalo de confiança de 95%, observa-se que as amostras resfriadas ao ar apresentam valores de tenacidade à fratura (K<sub>ICV</sub>) menores que as amostras resfriadas no forno. Entretanto, utilizando ANOVA, verificou-se que não há diferenças significativas entre as amostras brutas de têmpera, amostras com um revenimento e amostras com dois revenimentos submetidas a uma mesma condição de resfriamento (RA ou RF), conforme ilustra a tabela 4.9.

**TABELA 4.9** - Análise de variância da tenacidade à fratura (metodologia *Chevron*) das amostras sob diferentes condições de tratamento térmico.

Fonte de Variação	GL	SQ	QM	F	P	
Entre as amostras	5	10,093	2,019	9,62	0,000	
Residual	16	3,357	0,210			
Total	21	13,450				
Intervalo de Confiança de 95%:						
Nível	N	Média	S	-----+-----+-----+-----+-----		
RA	3	13,913	0,463	(-----*-----)		
RA1RV	3	13,512	0,613	(------*-----)		
RA2RV	3	13,913	0,232	(-----*-----)		
RF	5	14,930	0,523	(-----*-----)		
RF1RV	4	15,251	0,568	(-----*-----)		
RF2RV	4	15,211	0,046	(-----*-----)		
				-----+-----+-----+-----+-----		
				13,30      14,00      14,70      15,40		
Teste Simultâneo de Tukey (Fator P ajustado):						
	RA	RA1RV	RA2RV	RF	RF1RV	RF2RV
RA	--	0,8850	1,0000	0,0704	0,0155	0,0195
RA1RV	--	--	0,8850	0,0068	0,0016	0,0020
RA2RV	--	--	--	0,0704	0,0155	0,0195
RF	--	--	--	--	0,8956	0,9371
RF1RV	--	--	--	--	--	1,0000
RF2RV	--	--	--	--	--	--
OBS: Em vermelho estão as relações entre os valores do ensaio considerados diferentes para um intervalo de confiança de 95% (P<0,05).						

Segundo Bhadeshia (1997), para materiais com resistência mecânica similares, a estrutura bainítica apresenta menor tenacidade à fratura que a estrutura martensítica devido ao tamanho das partículas de cementita formadas durante o processo de transformação bainítica. Entretanto, as amostras resfriadas dentro do forno, com estrutura bainítica, apresentaram maior tenacidade à fratura que as amostras resfriadas ao ar, com estrutura martensítica. Esse fato ocorreu, provavelmente, devido à menor dureza das amostras resfriadas no forno em comparação com as amostras resfriadas ao ar. Realizando análise de regressão (figura 4.12) verificou-se, para os materiais ensaiados, boa correlação entre a microdureza e a tenacidade à fratura, avaliada pela metodologia *Chevron*.



**FIGURA 4.12** – Correlação entre a variável independente (microdureza) e a variável dependente (tenacidade à fratura).

A diferença na tenacidade à fratura entre a condição de tratamento térmico de menor tenacidade e a condição de maior tenacidade não ultrapassou 13%. Esse resultado está alinhado com as conclusões do trabalho de Lee et al. (1997), onde a tenacidade à fratura é fortemente dependente da distribuição, tamanho e tipo de carbonetos formados e parcialmente dependente das características da matriz.

Os resultados apresentados foram inferiores aos resultados apresentados por aços rápidos M2 submetidos a diferentes condições de tratamento térmico (SILVA, 2001), que apresentam valores de 16 a 25MPa x m<sup>1/2</sup>. As possíveis diferenças encontram-se na fração volumétrica de carbonetos do aço M2 fundido (8% a 10%) em comparação com a fração de carbonetos do material estudado (12% a 13%) e nos tipos de carbonetos formados no aço M2 (predominantemente M<sub>2</sub>C) em comparação com o material analisado (predominantemente MC).

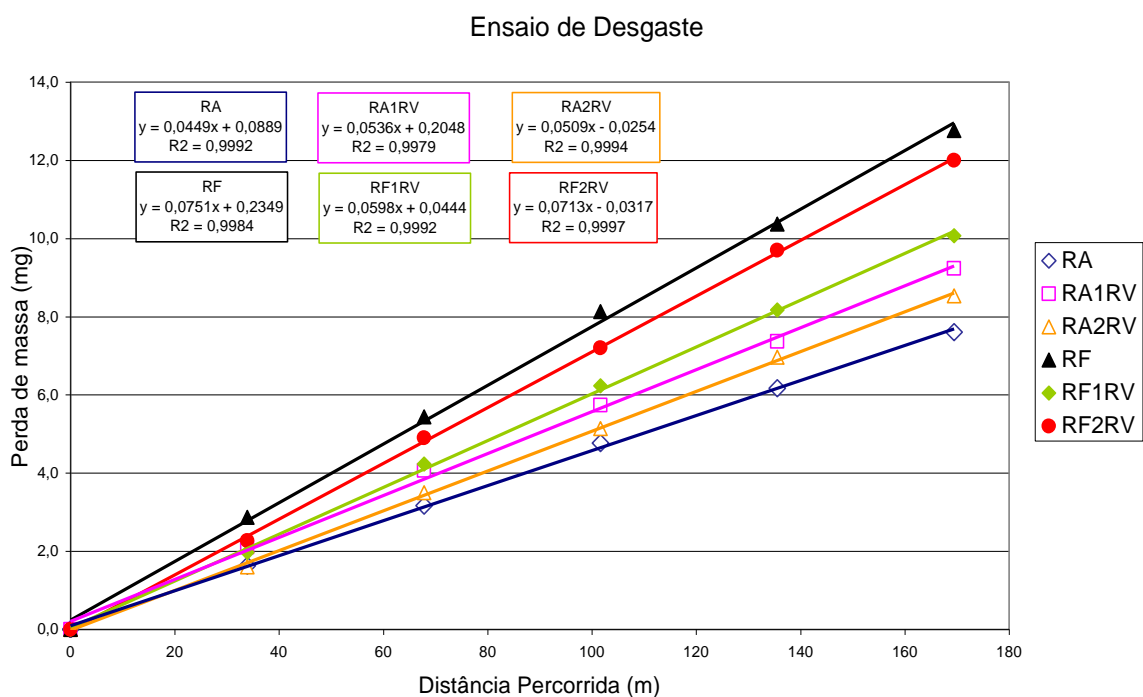
#### 4.3 - RESISTÊNCIA AO DESGASTE

A perda de massa acumulada (mg) com a distância percorrida (m) para cada material ensaiado é apresentada na tabela 4.10. A figura 4.13 apresenta, de forma gráfica, as perdas de massa acumuladas com as distâncias percorridas para os diferentes materiais ensaiados no ensaio pino-contra-disco. A taxa média de desgaste para cada material é determinada pelo coeficiente angular. Observa-se que, para todas as situações, os valores do coeficiente de determinação (R<sup>2</sup>) ficaram muito próximos a um, evidenciando a linearidade da relação perda de massa *versus* distância percorrida.

**TABELA 4.10** - Perda de massa acumulada com a distância percorrida no ensaio pino-contra-disco, para os corpos-de-prova nas diferentes condições de tratamento térmico.

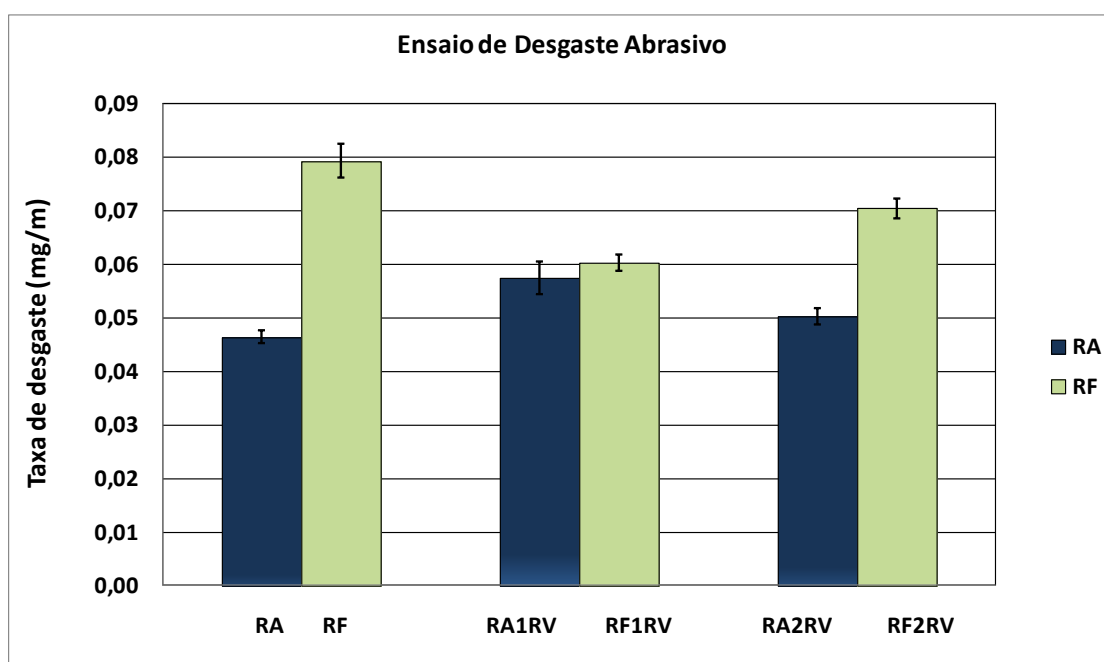
Distância (m)	Perda de massa (mg)					
	RA	RA1RV	RA2RV	RF	RF1RV	RF2RV
33,890	1,6	2,1	1,6	2,9	2,0	2,3
67,780	3,2	4,1	3,5	5,4	4,2	4,9
101,670	4,8	5,7	5,1	8,1	6,2	7,2
135,560	6,2	7,4	7,0	10,4	8,2	9,7
169,450	7,6	9,2	8,5	12,8	10,1	12,0





**FIGURA 4.13** – Representação gráfica comparativa entre os diferentes materiais submetidos ao ensaio pino-contra-disco.

Os resultados das taxas de desgaste calculadas (mg/m) para os diferentes materiais são apresentados na figura 4.14 e na tabela 4.11. Observa-se, para um intervalo de confiança de 95%, que os valores obtidos são distintos para cada material.

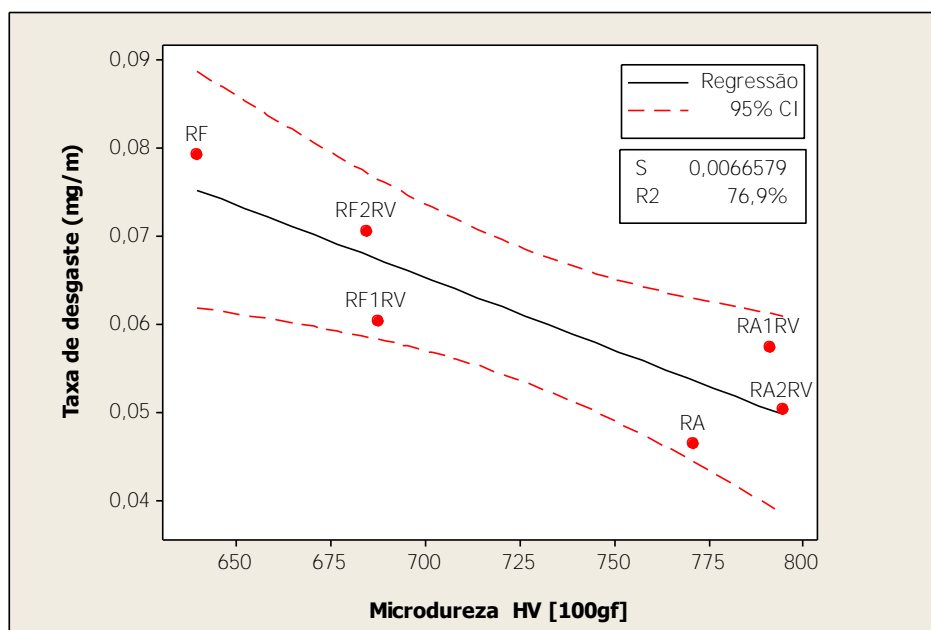


**FIGURA 4.14** - Taxas de desgaste obtidas no ensaio pino-contra-disco.

**TABELA 4.11** – Taxas de desgaste calculada (mg/m) para os materiais ensaiados.

Distância (m)	Taxa de desgaste (mg/m)					
	RA	RA1RV	RA2RV	RF	RF1RV	RF2RV
33,890	0,0482	0,0620	0,0472	0,0846	0,0580	0,0669
67,780	0,0467	0,0600	0,0516	0,0802	0,0625	0,0723
101,670	0,0469	0,0564	0,0505	0,0800	0,0613	0,0708
135,560	0,0455	0,0543	0,0514	0,0765	0,0602	0,0716
169,450	0,0449	0,0545	0,0504	0,0753	0,0594	0,0708
<b>Taxa de desgaste médio (mg/m)</b>	<b>0,0464</b>	<b>0,0574</b>	<b>0,0502</b>	<b>0,0793</b>	<b>0,0603</b>	<b>0,0705</b>
<b>Int. Confiança (95%)</b>	<b>0,0011</b>	<b>0,0030</b>	<b>0,0016</b>	<b>0,0032</b>	<b>0,0015</b>	<b>0,0018</b>

Observa-se que as amostras resfriadas ao ar apresentam uma taxa de desgaste menor que as amostras resfriadas no forno para todas as condições ensaiadas. As taxas de desgaste apresentaram boa correlação com as microdurezas encontradas nos corpos-de-prova nas diferentes condições de tratamento térmico, evidenciando a maior taxa de desgaste para os materiais de menor microdureza, conforme ilustra a figura 4.15.



**FIGURA 4.15** – Correlação entre a variável independente (microdureza) e a variável dependente (taxa de desgaste).

No ensaio de desgaste abrasivo realizado por Cornélio (2006), foi utilizado o mesmo equipamento e a mesma metodologia. Em seus experimentos, o ferro fundido branco multicomponente, de composição química e tratamento térmico similar ao da

amostra RF2RV, apresentou uma taxa de desgaste médio de 0,067 mg/m, similar à taxa de desgaste obtida na amostra RF2RV. Esses resultados demonstram que o ensaio apresenta pouca variabilidade e que os parâmetros utilizados no ensaio para classificar diferentes ferros fundidos brancos multicomponentes submetidos ao desgaste abrasivo continuam válidos.

Porém, comparando as taxas de desgaste dos corpos-de-prova submetidos a uma mesma condição de resfriamento, os materiais apresentam comportamentos distintos: enquanto a taxa de desgaste aumenta com os revenimentos subsequentes nos materiais resfriados ao ar, nos materiais resfriados no forno a taxa de desgaste diminui. Esse fato pode estar associado à maior fração de austenita retida presente nas amostras resfriadas ao forno que, após os revenimentos, transforma-se em martensita, aumentando a dureza do material e, conseqüentemente, diminuindo as taxas de desgaste.

#### 4.4 - CORRELAÇÕES ENTRE OS RESULTADOS OBTIDOS

Foi realizada análise de regressão e ANOVA para avaliar a relação entre os resultados obtidos nos diferentes ensaios. A tabela 4.12 apresenta, resumidamente, os valores do coeficiente de determinação  $R^2$  e do fator P para as análises de regressão realizadas.

**TABELA 4.12** - Correlação entre os resultados obtidos nos diferentes ensaios realizados. Em amarelo são apresentadas as correlações estatisticamente relevantes.

	<b>Macro dureza</b>	<b>Micro dureza</b>	<b>Flexão em três pontos</b>
<b>Macro dureza</b>		$R^2 = 96,8\%$ $P = 0,000$	
<b>Flexão em três pontos</b>	$R^2 = 8\%$ $P = 0,588$	$R^2 = 2,2\%$ $P = 0,781$	
<b>Tenacidade à fratura (Chevron)</b>	$R^2 = 75,7\%$ $P = 0,024$	$R^2 = 81,5\%$ $P = 0,014$	$R^2 = 2,8\%$ $P = 0,751$
<b>Desgaste abrasivo (pino-contra-lixia)</b>	$R^2 = 84,5\%$ $P = 0,010$	$R^2 = 76,9\%$ $P = 0,022$	

A forte correlação verificada entre a macrodureza e a microdureza deve-se ao fato das amostras apresentarem a mesma fração de carbonetos eutéticos. Dessa forma, as variações de dureza devem-se apenas às diferenças encontradas nas matrizes dos materiais ensaiados.

Observa-se que os resultados obtidos nos ensaios de desgaste abrasivo pino-contra-disco e nos ensaios de tenacidade à fratura avaliada pela metodologia *Chevron* apresentam boa correlação com os resultados de microdureza e macrodureza para o ferro fundido branco multicomponente avaliado, nas condições de ensaio descritas nesse trabalho. Não foi evidenciada correlação entre os resultados obtidos nos ensaios de flexão e dureza e entre os resultados dos ensaios de flexão e tenacidade à fratura.

Das amostras resfriadas dentro do forno para as amostras resfriadas ao ar houve, aproximadamente, um aumento de 20% na microdureza, um aumento de 30% na resistência ao desgaste e uma diminuição de 10% na tenacidade à fratura. Esses resultados demonstram que, no processo industrial empregado para tratamento térmico de ferros fundidos brancos multicomponentes, um aumento na taxa de resfriamento durante a têmpera pode levar a um ganho de dureza e resistência ao desgaste, sem perdas significativas de tenacidade.

## 5 CONCLUSÕES

Para o ferro fundido branco multicomponente avaliado nesse trabalho, submetido a diferentes condições de tratamento térmico, pode-se concluir o seguinte:

- As amostras resfriadas no forno apresentaram durezas menores que as amostras resfriadas ao ar, independentemente da etapa do tratamento térmico avaliada (após resfriamento, após o primeiro revenimento ou após o segundo revenimento).
- Os valores de microdureza aumentam das amostras temperadas para as amostras temperadas e revenidas nas duas condições de resfriamento. Entretanto, não houve diferença entre os valores de microdureza obtidos após o primeiro revenimento e os valores de microdureza obtidos após o segundo revenimento, para ambas as condições de resfriamento analisadas.
- As amostras resfriadas no forno apresentaram taxas de desgaste maiores que as amostras resfriadas ao ar em todas as condições analisadas.
- A taxa de desgaste aumenta com os revenimentos subsequentes nos materiais resfriados ao ar, enquanto nos materiais resfriados no forno a taxa de desgaste diminui.
- Os valores de tenacidade à fratura avaliados pela metodologia *Chevron* foram maiores nas amostras resfriadas no forno que nas amostras resfriadas ao ar. Não houve diferenças significativas nos valores de tenacidade com os revenimentos subsequentes para ambas as condições de resfriamento.
- Os resultados obtidos nos ensaios de flexão foram semelhantes para as diferentes condições de tratamento térmico.

- As características microestruturais da matriz são modificadas conforme as taxas de resfriamento utilizadas após a austenitização. Nas amostras resfriadas ao ar (taxa de resfriamento maior) observou-se a formação de martensita, enquanto nas amostras resfriadas dentro do forno (taxa de resfriamento menor) observou-se a formação de bainita.
  
- A taxa de desgaste apresentou forte correlação com a dureza: quanto maior a dureza, menor a taxa de desgaste do material. O mesmo comportamento foi observado para a tenacidade à fratura, avaliada pela metodologia *Chevron*: quanto maior a dureza, menor a tenacidade à fratura.
  
- A resistência à ruptura transversal não apresentou correlação com a dureza para o material e condições de tratamento empregadas.

## **6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Avaliar quantitativamente os teores de austenita retida das amostras submetidas a diferentes condições de tratamento térmico. Correlacionar com propriedades mecânicas e resistência ao desgaste.
- Avaliar as mesmas propriedades nos mesmos ciclos de tratamento térmico, modificando a temperatura de austenitização, objetivando maximizar propriedades, sem limitações de ciclos de tratamento térmico industriais.
- Verificar a influência da condição superficial do corpo-de-prova para a realização do ensaio de flexão.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A532: Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Irons, **ASTM International**, West Conshohocken, PA, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E140-97e3: Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness, **ASTM International**, PA, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A956-02: Standard Test Method for Leeb Hardness Testing of Steel Products, **ASTM International**, PA, 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E399-90: Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, **ASTM International**, PA, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 1304-97: Standard Test Method for Plane Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials, **ASTM International**, PA, 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G99-03: Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, **ASTM International**, PA, 2003.

BARKER, L.M. A Simplified Method for Measuring Plane Strain Fracture Toughness, **Engineering Fracture Mechanics**, v. 09, p.361-369, 1977.



BARKER, L.M. Theory for Determining  $K_{IC}$  from Small non-LEFM Specimens, Supported by Experiments on Aluminum. **International Journal of Fracture**, p.515 – 536, 1979.

BHADESHIA, H.K.D.H. **Bainite in Steels. Transformations, Microstructure and Properties**. 2<sup>nd</sup> Edition, London: IOM Communications Ltd., 2001. 478p.

BHADESHIA, H.K.D.H. Martensite and Bainite in Steels: Transformation Mechanism & Mechanical Properties. **Journal de Physique**, p. 367-376, 1997.

BOCCALINI, M. Jr., GOLDENSTEIN, H. Solidification of High Speed Steels. **International Materials Reviews**, v.46, n.2, p.92-115, 2001.

BOCCALINI, M. Jr., MAZIERO, V.T.Z., CORREA, A.V.O., Effects of High Temperature Heat Treatment on the  $M_2C$  Carbide Decomposition in M2 High Speed Steel. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2002, Fukuoka. **Proceedings of International Conference, Abrasion 2002**, Fukuoka, Japan: Japan Foundry Engineering Society, 2002. p. 217-228.

BOCCALINI, M. Jr., SINATORA, A., MATSUBARA, Y. Overview: High Speed Steels for Hot Rolling Mill Rolls, In: 37<sup>o</sup> SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS. 2000. Curitiba - PR. **Anais**. São Paulo: ABM, 2000. p.587-596.

CARVALHO, M.A, et al. Microstructure, Mechanical Properties and Wear Resistance of High Speed Steel Rolls for Hot Rolling Mills. **Iron & Steelmaker**. Warrendale, PA, v.29, n.1, p. 27-32, Jan. 2002.

CORNELIO, G.T. **Caracterização de Materiais Utilizados na Fabricação de Cilindros de Laminação Submetidos ao Desgaste Abrasivo**. 2006. 120 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2006.

DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. 3ª edição, Nova York: McGraw-Hill, 1986. 800 p.

ELIAS, C.N. Chapas de Aço para a Indústria Automotiva. In: WORKSHOP QUALIFICAÇÃO DE CHAPAS PARA A INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA, 2., 1999, São Paulo. **Anais do II Workshop RECOPE, São Paulo**: Depto de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da USP, 1999. p.2-11.

FISCHMEISTER, H.F., OLSSON, L.R. Fracture Toughness and Rupture Strength of High Speed Steels. In: CUTTING TOOL MATERIALS, 1981, Kentucky. **Proceedings of an International Conference 1981**, Kentucky, p.111-132.

FU, et al. Investigations on Heat Treatment of a High-Speed Steel Roll. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.17, n.4, p535-542, 2008.

GUIMARÃES, V. A., HEIN, L.R.O., ZANGRANDI, J.F. Sistema de Baixo Custo para Nucleação de Pré-Trincas por Fadiga em Corpos de Prova de Tenacidade à Fratura. **Materials Research**, São Carlos, vol. 4, no 3, p. 205 – 209. Julho, 2001

HASHIMOTO, M. Analysis of Carbides in Multi-Component White Cast Iron For Rolling Mill Roll. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2005, São Paulo. **Proceedings of International Conference, Abrasion 2005**, São Paulo, Brazil: Institute for Technological Research – IPT, 2005. p. 75-92.

HASHIMOTO, M. Development and Application of Multi-Component White Cast Iron Rolls in Hot and Cold Rolling Mills. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2002, Fukuoka. **Proceedings of International Conference, Abrasion 2002**, Fukuoka, Japan: Japan Foundry Engineering Society, 2002. p. 195-206.

HASHIMOTO, M. et al. Development of high performance roll by continuous pouring process for cladding. **ISIJ International**, Vol. 32, No11, p.1202-1210. 1992.

HUTCHINGS, I. M, **Tribology: Friction and wear of engineering materials**.  
Inglaterra: Edward Arnold, 1992. 273p.

HWANG, K.C, LEE, S, LEE, H.L. (1) Effects of Alloying Elements on Microstructure and Fracture Properties of Cast High Speed Steel Rolls Part I. Microstructural Analysis . **Materials Science & Engineering**, A254, p. 282-295, 1998.

HWANG, K.C, LEE, S, LEE, H.L. (2) Effects of Alloying Elements on Microstructure and Fracture Properties of Cast High Speed Steel Rolls Part II. Fracture Behavior. **Materials Science & Engineering**, A254, p. 296-304, 1998.

IRWIN, G.R., KIES, J.A. Critical Energy Rate Analysis of Fracture Strength. **Welding Journal of Research Supplement**, p. 193-198, 1954.

KARAGOZ, S. FISCHMEISTER, H.F. Cutting Performance and Microstructure of High Speed Steels: Contributions of Matrix Strengthening and Undissolved Carbides. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 29A, p. 205-216. 1998.

KATO et al. Mechanisms of Surface Deterioration of Roll for Hot Strip Rolling. **ISIJ International**, vol.32, no. 11, p.1216-1220. 1992.

KIM, S.W. et al. Solidification Microstructures and Mechanical Properties of Vertical Centrifugal Cast High Speed Steel. **Materials Science and Technology**, vol. 19, p.1727 – 1732. 2003.

LEE, S., et al. Correlation of Microstructure and Fracture Toughness in Three High-Speed Steel Rolls. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 28A, p. 123-134. 1997.

LEE, J.N, et al. Effects of Tempering Temperature on Wear Resistance and Surface Roughness of a High Speed Steel Roll. **ISIJ International**, vol. 41, no. 8, p.859-865. 2001 .

MATSUBARA, Y. Trend of Multi-Component White Cast Iron Usage in Steel Rolling and Mineral Pulverizing Mill Rolls. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2005, São Paulo. **Proceedings of International Conference, Abrasion 2005**, São Paulo, Brazil: Institute for Technological Research – IPT, 2005. p. 1-17.

MATSUBARA, Y. et al. Effect of Carbon Content and Heat Treatment Condition on Retained Austenite and Hardness of Multi-Component White Cast Iron, **Journal of Japan Foundry Engineering Society**, v.72, p.471 - 477, 2000.

MATSUDA, Y. et al. Basic Characteristics and Microstructure of High-carbon, High Speed Steel Rolls for Hot Rolling Mill. **ISIJ International**, vol. 32, no. 11, p.1184 - 1189. 1992.

MENDANHA, A. **Estudo da Resistência à Fratura do Aço Ferramenta para Trabalho a Frio AISI D2**. 2004. 151f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

MENDANHA, A. GOLDENSTEIN, H., PINEDO, C. E. Tenacidade do Aço Ferramenta para Trabalho a Frio AISI D2 – Parte II. Influência do tratamento térmico. In: 1<sup>o</sup> ENCONTRO DE INTEGRANTES DA CADEIA PRODUTIVA DE FERRAMENTAS, MOLDES E MATRIZES, São Paulo. 2003. p. 197-206.

MESQUITA, R.A., BARBOSA, C.A. Uma Avaliação das Propriedades de Desgaste e Tenacidade em Aços para Trabalho a Frio. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v.2, n.2, p.12-18, 2005.

MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K. **Mechanical Behavior of Materials**. 2<sup>nd</sup> Edition, Nova York: Cambridge University Press, 2009. 856 p.

MILAN, J.C.G. **Comportamento Tribológico de Aços Rápidos para a Laminação a Quente**. 2004. 148 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG. 2004.

MORIKAWA, H. et al. Improvement of Characteristics and Performance of High Speed Tool Steel Rolls by Centrifugal Casting. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2002, Fukuoka. **Proceedings of International Conference, Abrasion 2002**, Fukuoka, Japan: Japan Foundry Engineering Society, 2002. p. 127-139.

PARK, K.T, KWON, H.J. Interpretation of the Strengthening of Steel with Lower Bainite and Martensite Mixed Microstructure. **Metals and Materials International**, vol. 7, no. 2, p 95-99, 2001.

PARK, J.W, LEE, H.C, LEE, S. Composition Microstructure, Hardness and Wear Properties of High Speed Steel Rolls, **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 30A, p 399-409, Feb. 1999.

PARK, J.W, RYU, J.H. Thermal Fatigue and Wear Properties of High Speed Steel Roll for Hot Strip Mill. In: ROLLS 2000 CONFERENCE, 1999, Birmingham, UK. **The Institute of Materials, Minerals and Mining**, London, UK.

PAULA, T.R, SERANTONI, C.R., CORREA, A.V. Efeito da temperatura de tratamento térmico sobre a dureza de um ferro fundido branco multicomponente com alto teor de molibdênio. In: IX ENCONTRO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DO LFS, **Anais**. São Paulo: Depto de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da USP, 2008, p 45- 51.

SAKAI, M. BRADT, R.C. Fracture Toughness Testing of Brittle Materials. **International Materials Reviews**, Vol. 38, n.2., p. 53-88, 1993.

SERANTONI, C.R., **Fadiga Térmica de Ferros Fundidos Brancos Multicomponentes**. 2003. 131 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia – Engenharia Metalúrgica ) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

SERANTONI, C.R, BOCCALINI, M. Jr. Thermal Cracking of Multicomponent White Cast Iron. **Materials Science Technology**, v.21, n.5, p.565-573, 2005.

SILVA, W.S. **Estudo da Tenacidade à Fratura do Aço Rápido M2 Fundido, Modificado e Tratado Termicamente**. 2001. 152f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

SMS SIEMAG AG. **High-Tec Tandem Cold Mills**. Hilchenbach, Germany. SMS Siemag AG Publications. 2009. 36 p. Disponível em <<http://sms-siemag.com>>. Acesso em: 22 mai. 2010.

SPUZIC, K.N. et al. Wear of hot rolling mill rolls : an overview. **Wear**, v176, p.261-271, 1994.

STEVEN, G. NEHREBERG, A.E, PHILIP, T.V. High Performance High Speed Steels by Design, **Transactions of ASM**, v57. p 925-948, 1964.

VALENTINE, J.R. Horizontal Centrifugal Casting. In:\_\_\_\_. **Rolls for the Metalworking Industries**, Warrendale, PA, USA: Iron & Steel Society, 2002. p. 153 - 159.

WU, H.Q, SASSAGURI, N, MATSUBARA, Y. Solidification and Phase Diagram of Multi-Component White Cast Iron. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2002, Fukuoka. **Proceedings of International Conference, Abrasion 2002**, Fukuoka, Japan: Japan Foundry Engineering Society, 2002. p. 167-183.

WUPPERMANN, C.P. The Steel Industry in Europe – Globalisation: Challenges and Opportunities. In: 62° CONGRESSO ANUAL DA ABM. Julho 2007. Vitória – ES. **Anais**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, p. 71

WEBBER, R. Preferred Roll Specification for Rolling Ferrous Materials in Hot Strip Mills. In:\_\_\_\_. **Rolls for the Metalworking Industries**, Warrendale, PA, USA: Iron & Steel Society, 2002. p. 289-307.

XAVIER, R.R. et al. Desenvolvimento de Cilindros para as Últimas Cadeiras do Laminador da Tiras a Quente da CST. In: 41° SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS REVESTIDOS. 2004. Joinville - SC. **Anais**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 2004. p 23-29.

YOKOMIZO, Y, SASAGURI, N, MATSUBARA, Y. Continuous Cooling Transformation Behavior of Multi-component White Cast Iron, **Journal of Japan Foundry Engineering Society**, v.71, p.183-189, 1999.

YOSHIDA, S. **O Processo de Retífica e sua Implicação no Resultado do Tratamento Térmico**. São Paulo: Brasimet Comércio e Indústria S.A., 2004. 24p. Disponível em <<http://www.brasimet.com.br/artigos/retifica.pdf>>. Acesso em 28 mai. 2010.

YU, S.K. Effects of Carbon Content on Microstructure and Amount of Austenite in As-Cast and Heat-Treated Multi-Component White Cast Iron, **Journal of the Korean Foundrymen's Society**, v.17, n.5, p.488-493, 1997.

ZUM GAHR, K.L. **Microstructure and Wear of Materials**. Tribology Series, vol. 10. Elsevier Science Publishers B.V. 560p.