



**Governo do Estado de São Paulo
Universidade Estadual Paulista**

FACULDADE DE ENGENHARIA DE GUARATINGUETÁ

***Caracterização de materiais utilizados na fabricação de cilindros de
laminação submetidos ao desgaste abrasivo.***

GILSON TEIXEIRA CORNÉLIO

**GUARATINGUETÁ – SP
2006**

**CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS UTILIZADOS NA
FABRICAÇÃO DE CILINDROS DE LAMINAÇÃO
SUBMETIDOS AO DESGASTE ABRASIVO.**

GILSON TEIXEIRA CORNÉLIO

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá – Universidade
Estadual Paulista – para a obtenção do título de
mestre em engenharia mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

Co-orientador: Prof. Dr. Amilton Sinátora

Guaratinguetá
2006

DADOS CURRICULARES

GILSON TEIXEIRA CORNÉLIO

NASCIMENTO	30.07.1975 – São José dos Campos / SP
FILIAÇÃO	José Pereira Cornélio Mariana Teixeira Cornélio
1989/1992	Curso técnico em Mecânica Colégio Técnico Industrial – Unesp – Campus de Guaratinguetá
1993/2000	Metalógrafo – Técnico de laboratório – Técnico de Produto Aços Villares S.A. – Unidade de Cilindros – Pindamonhangaba.
1994/1999	Graduação em Engenharia Química, ênfase em materiais. Faculdade de Engenharia Química de Lorena
2000/2003	Engenheiro de Produto Jr. Engenharia de Produto de Fundidos Aços Villares S.A. – Unidade de Cilindros Laminadores
2003	Engenheiro de Produto e Desenvolvimento Pleno
2006	Supervisor Técnico Engenharia de Desenvolvimento e Aplicação - Fundidos Aços Villares S.A. – Unidade de Cilindros Laminadores

SPES MEA IN DEO EST (Minha esperança está em Deus)
Dedico especialmente ao Criador, cuja grande obra possui muitos mistérios para serem desvendados e com eles, entender nossa própria existência. Ao meu grande e amado pai, Sr. José, que em sua simplicidade nunca deixou de me incentivar.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço ao Criador, pela Pátria na qual me firmo, pela família que me apóia e ama, pelos amigos, que em qualquer momento estão prontos e à ordem, e finalmente, pela inteligência que Ele me confiou, para utilizar para o bem estar da humanidade,

aos meus orientadores, *Valdir* e *Amilton*, mais do que professores, foram amigos e exemplos em determinação, conhecimento, crescimento e temperança,

meus pais, sogros e minha querida esposa *Eliana*, que acompanharam cada momento de dificuldade e “desespero”, dando-me apoio e reforçando meus motivos,

ao *Prof. Dr. Rogério Hein*, o qual sempre me dedicava boas discussões a respeito das técnicas e nos apoiava em práticas laboratoriais, assim como os técnicos do campus de Guaratinguetá, pessoal do Laboratório de Fenômenos de Superfície da EPUSP, amigos da FAENQUIL e CTA,

José Américo de Camargo, meu muito obrigado pela atenção e ajuda,

não poderia deixar de tecer agradecimento à Aços Villares S.A., nas pessoas dos engenheiros *Miguel Ângelo de Carvalho*, *Carlos Morone* e *Sérgio Alves Araújo*, pelos dados, informações, materiais, apoio e principalmente, pela oportunidade do desenvolvimento pessoal e profissional.

Aos irmãos, aquele abraço.

O apoio não foi só financeiro,
muito mais do que isso, foi moral.
Tudo isso não tem preço, vale o reconhecimento e a fé,
vale pelos favores que devo,
mas pago com amizade que conquistamos
e a certeza de uma mente sã,
um braço forte e um ombro amigo.

“Não basta ensinar ao homem uma especialidade, porque se tornará assim uma máquina utilizável e não uma personalidade. É necessário que adquira um sentimento, um senso prático daquilo que vale a pena ser empreendido, daquilo que é belo, do que é moralmente correto”.

Albert Einstein

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	xi
LISTA DE TABELAS	xvi
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xviii
LISTA DE SÍMBOLOS	xix
Resumo	xx
<i>Abstract</i>	<i>xxi</i>
1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Objetivos	4
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1. Tipos de laminadores de tiras a quente e suas evoluções	5
2.2. Cilindros de trabalho para LTQs	11
2.2.1 Processos de fabricação	11
2.2.2 Materiais comumente utilizados na fabricação	18
2.3. Seleção de materiais para cilindros de LTQs e seus desempenhos	30
2.4. Classificação geral de desgaste e simulação de sistemas tribológicos	38
3. MATERIAIS E MÉTODOS	44
3.1. Materiais utilizados	44
3.2. Caracterização metalográfica	47
3.3. Medição de microdureza	49
3.4. Ensaio de desgaste	50
3.5. Caracterização da topografia de desgaste	55

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	58
4.1. Caracterização metalográfica	59
4.2. Medição de microdureza	68
4.3. Tribometria (ensaio de desgaste)	70
4.4. Caracterização da topografia de desgaste	83
 5. CONCLUSÕES	 94
5.1. Sugestões para futuros trabalhos	95
 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	 96

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1 – Margens operacionais (EBITDA) de alguns produtores de aço no cenário mundial	2
FIGURA 2.1 – Disposição dos cilindros de uma cadeira <i>4-High</i>	5
FIGURA 2.2 – Possíveis configurações de maior frequência adotada para laminadores de tira a quente.	6
FIGURA 2.3 – Esquematização do LTQ da Thyssen-Krupp Stahl, Alemanha.	6
FIGURA 2.4 – <i>Castrip[®] Mill process</i> implantado na Nucor, Crawfordsville, Indiana, USA	7
FIGURA 2.5 – Compensação por distorção térmica	9
FIGURA 2.6 – Compensação por deflexão	9
FIGURA 2.7 – Compensação por desemparelhamento	10
FIGURA 2.8 – Compensação por movimentação lateral.	10
FIGURA 2.9 – Compensação por expansão hidráulica.	10
FIGURA 2.10 – <i>Desenvolvimento de laminadores, processos de fabricação de cilindros e seus materiais ao longo do tempo.</i>	11
FIGURA 2.11 – Exemplo de um cilindro de trabalho para LTQ.	13
FIGURA 2.12 – Fundição composta estática por gravidade.	14
FIGURA 2.13 – Fundição centrífuga.	14
FIGURA 2.14 – Processo CPC (<i>Continuous Pouring Cladding</i>).	15
FIGURA 2.15 – Roteiro básico de fabricação de um cilindro para LTQ pela AVSA.	17
FIGURA 2.16 – Micrografia ótica típica de um ferro fundido do tipo Ni-hard.	20
FIGURA 2.17 – Micrografia de um ferro fundido indefinido	20

FIGURA 2.18 – Curvas de análise térmica de solidificação de ferros fundidos.	22
FIGURA 2.19 – Diagrama de fases Fe-17Cr-C.	24
FIGURA 2.20 – Microestrutura de amostra de Fe-2,75C-17Cr-1,5Mo (%p/p).	25
FIGURA 2.21 – Micrografia de um ferro fundido branco alto cromo, apresentada pelo <i>The Institute of British Foundrymen</i>	25
FIGURA 2.22 – Microestrutura de amostras de HSS com três diferentes tipos de reativos.	27
FIGURA 2.23 – Micrograf. da liga Fe-2,36C-4,75Cr-1,71Mo-1,42W-4,12V-5,30Co, reagente de Murakami.	27
FIGURA 2.24 – Micrografia da liga Fe-2C-5Cr-5Mo-5V-5Co, MEV - microanálise.	28
FIGURA 2.25 – Diagramas da superfície de líquidus dos sistemas quase-ternários M(Fe-5Cr-5Mo-5W-5Co)-V-C e M(Fe-5Cr-2Mo-2W-5Co)-V-C.	29
FIGURA 2.26 – Exemplo de um trem acabador de um LTQ com sete cadeiras <i>four-high</i>	30
FIGURA 2.27 – Distribuição dos materiais e processos de cilindros ao longo dos LTQs japoneses e seus desempenhos.	31
FIGURA 2.28 – Observação do dano superficial mediante microscopia ótica portátil.	33
FIGURA 2.29 – Réplica do dano superficial mediante aplicação de resina polimérica.	33
FIGURA 2.30 – Observação direta da superfície de um cilindro em HCI após campanha final.	34
FIGURA 2.31 – Observação indireta da superfície de um cilindro em HCI após campanha final mediante replicagem.	34
FIGURA 2.32 – MEV da superfície de trabalho de uma amostra de cilindro produzido em HSS que apresentou rompimento em serviço.	35
FIGURA 2.33 – Difração de raios-X da superfície de trabalho.	36
FIGURA 2.34 – Seção transversal de uma amostra de aço rápido.	36
FIGURA 2.35 – Micrografia ótica da superfície de um cilindro produzido em ferro de coquilhamento indefinido.	37

FIGURA 2.36 – Configurações de ensaio-modelo aplicadas à simulação de desgaste por deslizamento.	42
FIGURA 2.37 – Configurações de ensaio-modelo aplicadas à simulação de desgaste abrasivo.	42
FIGURA 2.38 – Configurações de ensaio-modelo aplicadas à simulação de desgaste erosivo.	43
FIGURA 3.1 – Fluxograma da metodologia de trabalho.	44
FIGURA 3.2 – Esquema de retirada de amostra dos cilindros.	46
FIGURA 3.3 – Retirada dos corpos-de-prova das amostras dos cilindros.	47
FIGURA 3.4 – Microscópio empregado na caracterização microestrutural.	47
FIGURA 3.5 – Microdurômetro utilizado na determinação de dureza das fases das amostras.	49
FIGURA 3.6 – Tribômetro TE-079, fabricação Plint & Partners Ltd.	51
FIGURA 3.7 – Esquematização da configuração utilizada para o ensaio de desgaste abrasivo.	52
FIGURA 3.8 – Esquematização do sistema de lavagem das amostras.	53
FIGURA 3.9 – Balança utilizada para a pesagem das amostras ao longo do ensaio tribométrico.	54
FIGURA 3.10 – Microscópio empregado na caracterização da topografia de desgaste.	56
FIGURA 3.11 – Microscópio eletrônico de varredura empregado na caracterização da topografia de desgaste.	56
FIGURA 4.1 – Microestrutura do ferro fundido indefinido (IC), ataque nital.5s.	60
FIGURA 4.2 – Microestrutura do FeFo branco de alto cromo (HCl), ataque nital 7s.	62

FIGURA 4.3 – Microestrutura do aço rápido (HSS), ataque nital 7s.	63
FIGURA 4.4 – Microestrutura do HSS e HCI, ataque Groensbeck x 30s.	64
FIGURA 4.5 – Microestrutura do aço rápido (HSS), ataque Groensbeck x 30s.	65
FIGURA 4.6 – Distribuição normal (Gauss) da fração global de carbonetos para cada material.	66
FIGURA 4.7 – Distribuição normal (Gauss) da microdureza da matriz para cada material.	69
FIGURA 4.8 – Perda de massa acumulada ao longo do processo tribométrico.	72
FIGURA 4.9 – Representação gráfica comparativa da perda de massa acumulada para cada material.	72
FIGURA 4.10 – Comparativo da distribuição normal das taxas para cada material.	73
FIGURA 4.11 – Comportamento do coeficiente de atrito ao longo do ensaio do material IC.	74
FIGURA 4.12 – Comportamento do coeficiente de atrito ao longo do ensaio do material HCI.	75
FIGURA 4.13 – Comportamento do coeficiente de atrito ao longo do ensaio do material HSS.	75
FIGURA 4.14 – Comparativo das distribuições normais de coeficiente de atrito para os materiais.	76
FIGURA 4.15 – Comparativo das distribuições normais de microdureza da matriz e carbonetos M_7C_3 e M_3C e dos materiais HCI e IC, respectivamente.	78
FIGURA 4.16 – Relação entre a resistência ao desgaste abrasivo e a razão de dureza do substrato (material) com a dureza do abrasivo.	79
FIGURA 4.17 – Comparativo da distribuição normal da T_{amb} para o ensaio de cada material.	80
FIGURA 4.18 – Comparativo da distribuição normal da umidade relativa média para cada material.	81
FIGURA 4.19 – Verificação da influência da T_{amb} no coeficiente de atrito.....	81

FIGURA 4.20 – Verificação da influência da umidade no coeficiente de atrito.	82
FIGURA 4.21 – MO da Topografia da superfície de desgaste dos materiais, contraste de interferência de Normanski.	84
FIGURA 4.22 – MEV da topografia da superfície de desgaste dos materiais.	85
FIGURA 4.23 – MEV da topografia da superfície de desgaste dos materiais.	86
FIGURA 4.24 – MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material IC.	88
FIGURA 4.25 – MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material IC, detalhe da deformação da matriz..	89
FIGURA 4.26 – MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material HCl.	90
FIGURA 4.27 – MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material HSS, detalhe do MC “arrancado”.	91
FIGURA 4.28 – MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material HSS, detalhe do MC “trincado”.	92
FIGURA 4.29 – Corte transversal de topografia de desgaste abrasivo de uma amostra de FeFo branco de alto cromo.	93
FIGURA 4.30 – Esquematização do mecanismo de microtrinca em carbonetos quando submetidos à abrasão.	93

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 – Sistemas de compensação de deflexão em LTQs, segundo Roberts	9
TABELA 2.2 – Principais materiais aplicados à fabricação de cilindros laminadores para LTQs.	12
TABELA 2.3 – Constituição quanto à composição química, fração global de carbonetos e dureza.	18
TABELA 2.4 – Dureza e elementos formadores dos carbonetos existentes nos materiais estudados.	18
TABELA 2.5 – Propriedades de resistência mecânica, coeficiente de expansão térmica e condutibilidade térmica dos materiais estudados.	19
TABELA 2.6 – Rendimentos tipicamente encontrados em alguns laminadores para os diferentes materiais empregados (Dados dos relatórios de acompanhamentos de clientes da AVSA).	38
TABELA 2.7 – Divisão e classificação dos danos superficiais segundo HOGMARK e LUDEMA.	39
TABELA 2.8 – Classificação dos ensaios tribológicos, segundo Gahr.	40
TABELA 3.1 – Composição química nominal dos materiais utilizados.	45
TABELA 3.2 – Identificação, descrição e tratamento térmico dos materiais utilizados no trabalho.	45
TABELA 4.1 – Resultado da contagem de fração de carbonetos no analisador Qwin Leica	66
TABELA 4.2 – Quadro de análise de variância da contagem de carbonetos dos materiais IC e HCl.	67
TABELA 4.3 – Microdurezas da matriz metálica e carbonetos M_3C do material IC..	68
TABELA 4.4 – Microdurezas da matriz metálica e carbonetos M_7C_3 do material HCl.	68
TABELA 4.5 – Microdurezas da matriz metálica e carbonetos MC do material HSS.	68

TABELA 4.6 – Quadro de análise de variância de microdureza da matriz dos materiais IC e HSS.	69
TABELA 4.7 – Massas do dispositivo-de-prova do material IC, ao longo do processo tribométrico.	70
TABELA 4.8 – Massas do dispositivo-de-prova do material HCI, ao longo do processo tribométrico.	70
TABELA 4.9 – Massas do dispositivo-de-prova do material HSS, ao longo do processo tribométrico.	71
TABELA 4.10 – Quadro de análise de variância das taxas de desgaste para todos materiais.	73
TABELA 4.11 – Quadro de análise de variância das taxas de desgaste do HCI e HSS.	73
TABELA 4.12 – Resumo das taxas de desgaste abrasivo, obtidas para cada material em mg/m.	74
TABELA 4.13 – Quadro de análise de variância dos coeficientes de atrito, aos pares de materiais.	77
TABELA 4.14 – Razão entre o material (substrato) e o abrasivo – H_s/H_a – para os diferentes constituintes.	79

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANOVA	<i>Analysis of Variance</i> ; Análise de Variância
ASTM	<u>American Society for Testing and Materials</u>
AVSA	Aços Villares S.A.
BNDES	Banco Nacional do Desenvolvimento Social
BUR	<u>Back-up Roll</u>
CNC	Controle numérico computadorizado
CPC	<i>Continuous Pouring Clading</i> ; fundição contínua por recobrimento
CSM	<i>Cold Strip Mill</i> (ver LTF)
CTA	Centro Tecnológico de Aeronáutica
EBITDA	<i>Earnings Before Interest, Taxes, Depreciation and Amortization</i> ; lucro antes do pagamento de juros, impostos, depreciação e amortização.
EPMa	<i>Electron Probe Microanalysis</i> ; Análise de microsonda
EPUSP	Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
FAENQUIL	Faculdade de Engenharia Química de Lorena
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
FoFo	Ferro Fundido
GN	Gás natural
HCI	<i>High Chromium Iron</i> ; ferro fundido branco de alto cromo
HSM	<i>Hot Strip Mill</i> (ver LTQ)
HSS	<i>High Speed Steel</i> ; aço rápido
IBS	Instituto Brasileiro de Siderurgia
IC	<i>Indefinite Chill</i> ; ferro fundido de coquilhamento indefinido
LTF	Laminador de tiras a frio (ver CSM)
LTQ	Laminador de Tiras a Quente (ver HSM)
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia ótica
NBR	Norma Brasileira Registrada
Tee	Temperatura do eutético estável
Tem	Temperatura do eutético metaestável

LISTA DE SÍMBOLOS

%p	Porcentagem em peso	
%v	Porcentagem em volume	
α	Coefficiente de expansão linear	$\cdot 10^{-6}/K$
μ	Coefficiente de atrito	[1]
σ_c	Limite de resistência à compressão	MPa
σ_t	Limite de resistência à tração	MPa
E	Módulo de elasticidade	GPa
F	Fator de Snedecor (ANOVA)	[1]
GL	Graus de liberdade (ANOVA)	[1]
HSc	Dureza Shore C	Unidade
K	Kelvin	Unidade
k	Condutibilidade térmica	W/m·K
N	Número de ocorrências / eventos (ANOVA)	[1]
P	Probabilidade (ANOVA)	[1]
QM	Quadrado médio (ANOVA)	
S	Desvio padrão – amostra (ANOVA)	
SQ	Soma dos Quadrados (ANOVA)	
T	Temperatura	°C ou K
Tamb	Temperatura ambiente	°C ou K
Weq	Tungstênio equivalente	[%]
x_K	Fração volumétrica de carbonetos	[%]

CORNÉLIO, Gilson T. *Caracterização de materiais utilizados na fabricação de cilindros de laminação submetidos ao desgaste abrasivo*. Guaratinguetá, 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, UNESP.

Resumo

O avanço da tecnologia de laminação incrementou as solicitações sobre os cilindros laminadores, e, portanto, o desenvolvimento de materiais mais resistentes ao desgaste, visando aumento da produtividade do laminador e melhor qualidade superficial dos produtos laminados, em especial tiras a quente. Como o estudo de desgaste em campo é muito complexo devido à influência de diversos mecanismos e muitas vezes combinados entre si, os ensaios laboratoriais têm se mostrado como um meio mais fácil para estudar os materiais em serviço, além de auxiliar o projeto de novas ligas. Dessa forma, foi proposto um ensaio de desgaste abrasivo puro para um tribômetro Plint & Partners, modelo TE-079, com o intuito de simular as condições de utilização das últimas cadeiras do trem acabador de um laminador de tiras a quente. Para sua validação foram utilizados três materiais: o ferro fundido de coquilhamento indefinido, o ferro fundido branco de alto cromo e o ferro fundido branco multicomponente, os quais apresentam comportamento conhecido em serviço. Esses materiais foram submetidos a uma caracterização metalográfica, microdureza e topografia de desgaste. Os resultados obtidos mostraram-se coerentes com a prática observada na aplicação real, ou seja, reproduziram o comportamento de desgaste no laminador, sendo válida a proposta do ensaio tribológico.

PALAVRAS-CHAVE: Tribologia, caracterização, cilindros para laminação.

CORNÉLIO, Gilson T. *Characterization of materials used in the production of rolling mill rolls submitted to the abrasive wear.* Guaratinguetá, 2006 Thesis (Mechanical Engineer Mastering) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, UNESP.

Abstract

The progress towards mill technology has increased the demands on the rolling mill rolls, and therefore, the development of wear resistant materials seeking productivity of the rolling mills and better superficial quality of the rolled products, especially in the hot strip mill has also increased. As the wear study in field is very complex due to the influence of several mechanisms which are usually combined amongst themselves, the lab tests have shown an easy way to study the materials in service, besides aiding the project of new leagues. In that way, a pure abrasive wear test was developed tribômetro Plint & Partners, model TE-079 with the intent of simulating the job conditions in the hot strip mill finishing chairs. For the validation three materials were used: an indefinite chill cast iron, a high chrome cast iron and a kind of multicomponent white cast iron, which presents known behavior in service. Those materials were submitted to a metallography characterization, microhardness measurement and wear topography observation. The obtained results were shown coherent with the practice observed in the real application, and then became possible a prediction of that behavior for the materials projects developed at laboratory, being valid the proposal of the rehearsal tribológico

KEYWORDS: Tribology, characterization, rolling mill rolls.

1. INTRODUÇÃO

Setores de conformação mecânica como a laminação vem se desenvolvendo em taxas gradativamente maiores nos últimos anos, fruto do aumento da concorrência do mercado, o qual vem exigindo melhores níveis de qualidade a menores preços. Isso é reflexo das mudanças verificadas na indústria do aço, cujas tendências atuais norteiam para processos contínuos, como também novas tecnologias. Objetiva-se não somente a produtividade, mas também maiores valores agregados ao produto, o que muito provavelmente irá definir a escolha do fornecimento em um processo de compra de produtos laminados, seja por uma indústria automobilística (grande escala) ou uma metalúrgica de linha branca (pequena/média escala).

A atual tendência da produção de laminados é pela busca do aumento de produtividade com subsequente redução de custos, objetivando atender o mercado sem agredir o meio-ambiente. Segundo Wiesinger (2002), as principais justificativas para investimentos e novas tecnologias no setor metalúrgico são a qualidade, a produtividade e o meio ambiente (essa última procurando obedecer a exigências cada vez mais severas), os quais estão intimamente correlacionados.

Os custos gerais de produção do aço e seus derivados são positivamente influenciados pela redução do número de estágios dentro de seu processo e pela redução correspondente do tempo total. Isto leva a uma melhoria de rendimento metálico da ordem de 60% (processo Siemens-Martin) para uma expectativa de 95%, quando utilizadas novas tecnologias, as quais apresentam compatibilidade ambiental com a redução de sucatas internas dos sub-processos.

Com isso a indústria metalúrgica deverá se adequar para atender e ser capaz de corresponder às demandas de um mercado globalizado flutuante. Dessa forma, Wiesinger (2002) sugere que as novas metalúrgicas deverão ser mais independentes do custo de mão-de-obra, cuja situação será determinada

pela sua proximidade ao mercado, o que será um ponto crítico pela indisponibilidade de pessoal altamente qualificado. Também deverão ser projetadas com menores capacidades de produção e com maior potencial de lucro e flexibilidade.

Segundo estudos apresentados pelo BNDES (1997), o setor siderúrgico mundial possui capacidade instalada em torno de 975 milhões de ton/ano de aço bruto e tem tido crescimento acentuado de produção. Um levantamento realizado por Rico Vicente (2002), mostrou que o Brasil possui um dos parques industriais siderúrgicos mais atrativos do mundo, com as principais siderúrgicas apresentando uma capacidade de se auto-sustentar superior à média dos 15 (quinze) maiores fabricantes mundiais de aço, como mostrado na figura 1.1, onde são mostrados os resultados de EBITDA¹ de alguns produtores de aço no mundo.

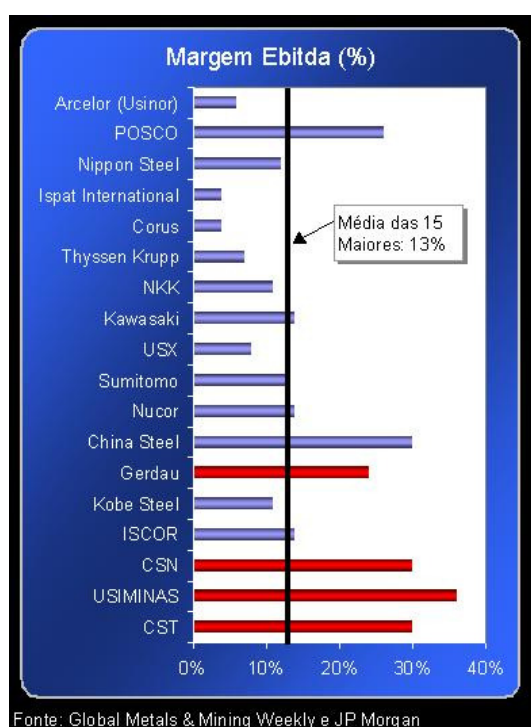


FIGURA 1.1 - Margens operacionais (EBITDA) de alguns produtores de aço no cenário mundial (Rico Vicente, 2002)

¹ Trata-se de um indicador que mede a capacidade de um negócio de se auto-sustentar e desenvolver, sem levar em consideração as despesas financeiras. Poderá ser dado como uma razão percentual ou valores absolutos de margens operacionais.

Entre os maiores responsáveis destes resultados favoráveis pode-se citar a mudança de gestão e planos de investimentos adotados a partir de 1991, sendo registrados US\$ 11,6 mi em investimentos no período compreendido entre 1994 e 2001, concentrados em modernização das instalações e otimização das plantas. Segundo o relatório apresentado pelo IBS (2002), verificou-se que os produtos siderúrgicos planos brasileiros apresentaram um crescimento de 3,1% em 2002 quando comparado com 2001, com decréscimo de produção em diversos subprodutos, cujo resultado positivo foi alavancado com o incremento de 25,1% em placas de aço ao carbono e 13,7% em bobinas a quente, obtidas por laminação.

“... as expectativas para 2006, de acordo com o presidente do IBS, Luiz André Rico Vicente, são otimistas. A previsão é de crescimento de 8,5% no consumo aparente e 4,1% na produção. Quanto às exportações, a expectativa é exportar 13 milhões de toneladas, tendo como base a previsão de aumento de 4% a 5% no consumo aparente mundial, puxado principalmente pela China, cujo crescimento deve ser de 10% ...” (IBS, 2005)

“...A produção global de aço deve crescer 5% ao ano até 2010 e quase dobrar para 2 bilhões de toneladas em 2015, tendo os produtores asiáticos como os grandes ganhadores, de acordo com estudo do Deutsche Bank. (...) Nos últimos dez anos, a capacidade mundial cresceu 242 milhões de toneladas (185 milhões só na China), enquanto o consumo subiu 308 milhões de toneladas ...” (GLOBAL 21, 2005).

Pensando nisso, os principais produtores mundiais de cilindros de trabalho para laminadores de tiras a quente, entre eles a Villares-Sidenor, Åkers, ESW e Gontermann Peipers, buscaram desenvolver diferentes ligas e processos de fabricação objetivando ampliar sua participação nesse mercado com o oferecimento de cilindros que apresentem melhor performance e com isso, maior produtividade e um possível aumento da capacidade produtiva.

No caso da laminação, têm-se desenvolvido cilindros laminadores que apresentam maior resistência ao desgaste, maior estabilidade dimensional e propriedades adequadas de resistência mecânica e tenacidade à fratura.

Como a qualidade da tira e a produtividade do laminador dependem da qualidade superficial do cilindro, este vem se desenvolvendo ao longo dos anos, de acordo com as modificações realizadas nos laminadores e seus produtos laminados. Dessa forma, houve a preocupação de modelar novos projetos por meio de técnicas de estudos de desgaste, seus mecanismos e prevenção.

1.1. Objetivos

Diversos estudos têm sido realizados fazendo-se observações da superfície de trabalho do cilindro laminador ao microscópio, sendo possível detectar o mecanismo de desgaste mais significativo e assim desenvolver métodos de simulação em laboratório, com os quais é possível prever as condições de utilização para novas ligas.

O principal objetivo desse trabalho concentra-se em caracterizar diferentes materiais empregados na fabricação de cilindros laminadores, utilizando-se um novo procedimento tribológico. A proposta para esse novo procedimento poderá ser utilizada como um ensaio tecnológico para avaliar protótipos de projetos de ligas para cilindros laminadores.

Serão utilizados três materiais, cujo histórico de utilização e desempenho em laminadores é conhecido. Esses materiais serão submetidos à caracterização microestrutural, mecânica e desgaste abrasivo. O trabalho desenvolvido visa dar premissa para simulação de desgaste em laboratório, de modo a permitir a predição do comportamento de materiais para uma aplicação conhecida. Com isso, de uma forma mais rápida e econômica, poderá ser feito o projeto de novas ligas para a referida aplicação.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Tipos de laminadores de tiras a quente e suas evoluções

Os laminadores de tiras a quente, denominados LTQ ou HSM, são laminadores contínuos destinados à conformação mecânica de tiras com espessura final entre 0,6 e 3,5mm, cujas cadeiras são constituídas por cilindros de trabalho e apoio dispostos como mostrado na figura 2.1. Os cilindros de trabalho, sustentados pelos de apoios, também chamados de *Back-up* (BUR), ainda recebem uma refrigeração em sua superfície, de modo a manter a temperatura sem, no entanto, gerar fadiga térmica e choques térmicos, o que levariam ao seu rompimento.

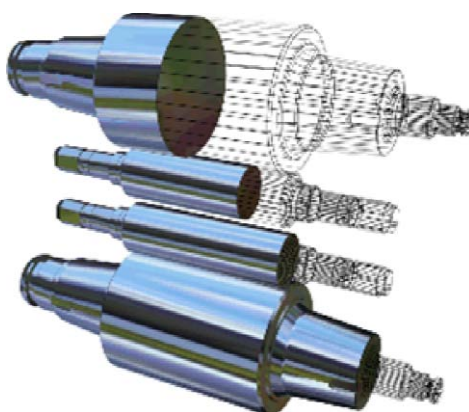


FIGURA 2.1 - Disposição dos cilindros de uma cadeia 4-High. Nos extremos são colocados os cilindros de apoio (ou BUR: Back-up Roll), enquanto que no centro estão os cilindros de trabalho. (<www.davyroll.com>, 2005)

Esses tipos de laminadores poderão assumir diversas configurações, dependendo dos recursos financeiros e volume de produção que a siderúrgica adotará, mas segundo Webber (2002), a maioria dos laminadores assume uma das quatro configurações mostradas na figura 2.2.

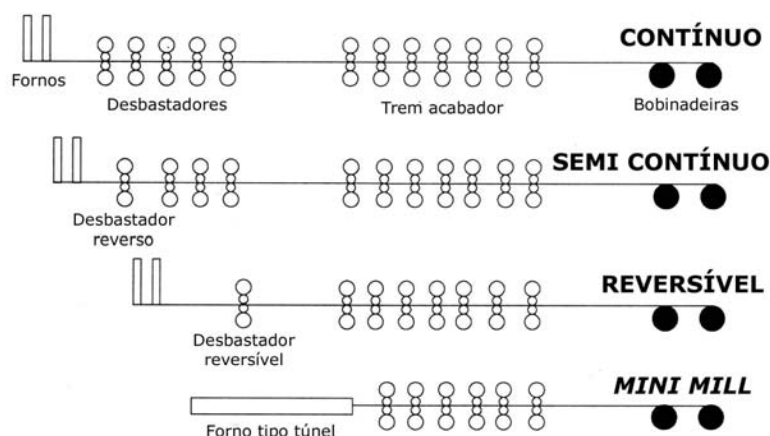


FIGURA 2.2 - Possíveis configurações de maior frequência adotada para laminadores de tiras a quente – HSM – “Hot Strip Mill” (Webber, 2002).

Os projetos de futuros laminadores buscarão assumir a configuração do tipo *mini mill*, o qual obtém a placa a partir de um lingotamento contínuo e acabada no trem contínuo, após aquecimento em forno do tipo túnel. Nesse tipo foram removidas as cadeiras de desbaste (“roughers”), como exemplo dos laminadores da Northstar BHP, Algoma e Thyssen, recentemente montados, sendo esse último mostrado na figura 2.3. Os laminadores *mini mill* caracterizam-se pela alta produtividade e menor custo operacional, devido à redução do consumo de cilindros de desbaste e a obtenção direta de placas para o trem acabador sem a necessidade de mais uma etapa de conformação.

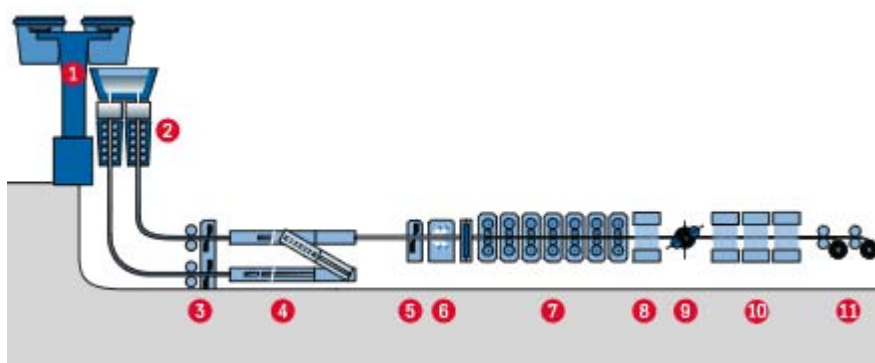


FIGURA 2.3 - Esquematização do LTQ da Thyssen-Krupp Stahl, Alemanha. (1) Painel/torre de vazamento, (2) lingotamento contínuo, (3) tesoura, (4) fornos túneis, (5) tesoura, (6) descarepador, (7) trem contínuo, (8) resfriador-descarepador, (9) tensionador, (10) resfriadores, (11) bobinadeiras.

Há ainda um outro tipo de laminador denominado **Castrip®**, ilustrado na figura 2.4, destinado à produção de tiras mais finas que os habituais 1,3mm de espessura obtida na maioria das plantas mundiais, sendo possível produzir espessuras de até 0,6 mm com um nível de produção esperado de 50.000 toneladas ao ano como é o caso da Nucor Crawfordsville (EUA) e BHP Port Kemblar Steelworks (Austrália), como descrito por Blejde *et al.* (1999).

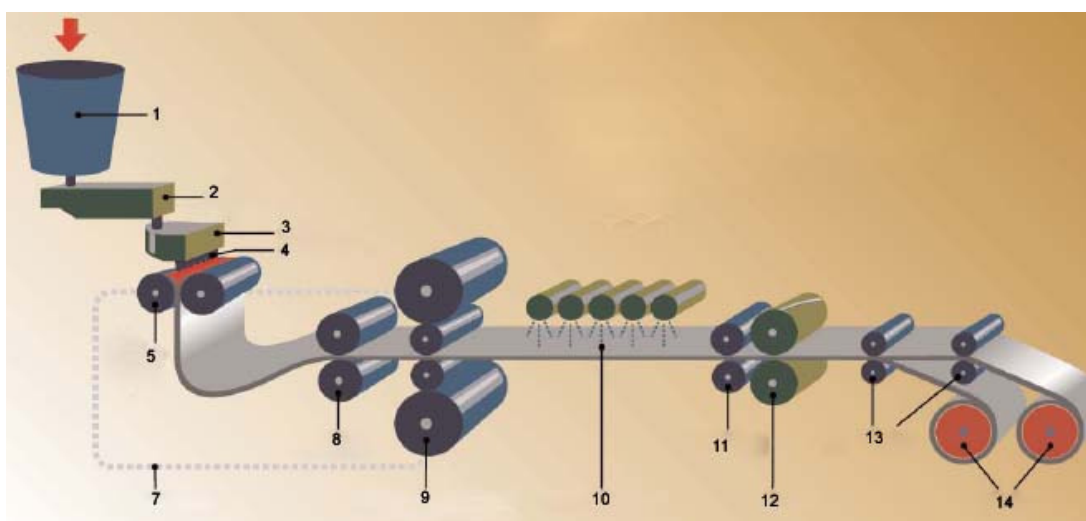


FIGURA 2.4 - Castrip® mill process implantado na Nucor, Crawfordsville, Indiana, USA. (1) panela, (2) tocha de plasma, (3) bacia de recebimento, (4) Bica de vazamento, (5) cilindro de resfriamento/solidificação, (7) Bloco, (8) Cilindros quebradores de carepa, (9) cadeira laminadora, (10) descarepadores, (11) Cilindros quebradores de carepa, (12) Cilindros endireitadores, (13) Guias, (14) bobinadeiras.

(<<http://www.hatch.ca/Technologies/castripbrochure.pdf>>, 2005)

Este laminador, assim como os do tipo *mini Mill*, apresenta um lingotamento contínuo que alimenta diretamente o trem acabador, porém com uma diferença: o lingote em formação é instantaneamente conformado durante seu processo de solidificação por um trabalho de pré-laminação. Desta forma, possibilita-se a redução do número de cadeiras do trem acabador, bem como do consumo de cilindros, como é o caso do exemplo citado, onde se verifica apenas uma cadeira acabadora.

Por esses e outros motivos, Campbell & Wechsler (2001) defendem que os laminadores ***Castrip***[®] constituem uma nova família denominada *Micro-Mill*. Também apresentam em seus estudos, a possibilidade de se conseguir uma modificação microestrutural do produto laminado e de suas propriedades mecânicas, mediante controle de resfriamento e solidificação do metal entre os “cilindros de lingotamento”.

Com isso, consegue-se redução de custo de processamento da matéria prima, micro adições durante a elaboração do metal líquido ou até eliminar uma etapa posterior, que seria a laminação de tiras a frio (LTF).

Além de novos tipos de laminadores, novas tecnologias de controle do processo de laminação estão sendo desenvolvidas e incorporadas aos novos laminadores ou mesmo implementadas nos antigos. Como é o caso do sistema *work roll bending* recentemente implantado no LTQ da Cosipa, conforme citado por Colella (2002), assim como outras tecnologias, tais como o *side shifing* e o CVC[®] (*continuous variable crown*, tecnologia alemã).

Essas tecnologias possuem como principal enfoque a qualidade dimensional da tira laminada, principalmente no que diz respeito à sua espessura, a qual é diretamente afetada caso haja uma deflexão do cilindro, seja por carga, desgaste, ou ainda, por gradientes térmicos na região de trabalho. Segundo Roberts (2002), as compensações mais utilizadas dessa deflexão estão listadas na tabela 2.1 e exemplificadas nas figuras 2.5 à 2.9.

TABELA 2.1 - Sistemas de compensação de deflexão em LTQs (Roberts, 2002).

Nome comercial	Princípio	Descrição
<i>Roll Crown</i>	Coroamento	determina-se um perfil na região de trabalho do cilindro mediante retífica de sua superfície, a qual assumirá forma côncava ou convexa
<i>Thermal Crown</i>	Distorção térmica	ocorre naturalmente ou pelo aquecimento seletivo da região de trabalho ou mesmo o resfriamento de zonas pelas faces do cilindro (borda)
<i>Bending</i>	Deflexão do cilindro	realizada intencionalmente pela ação de forças externas aplicadas às regiões de mancais do cilindro
<i>Crossing</i>	Desemparelhamento	os cilindros são cruzados entre si
<i>Side-shifting</i>	Movimento longitudinal/lateral	os cilindros apresentam controle de posição ao longo de seu comprimento, de modo a permitir aumento da efetividade da superfície de trabalho
<i>Hydraulic expansion</i>	Expansão hidráulica	trata-se de cilindro com câmaras internas destinadas à atuação hidráulica, assim provocando uma alteração volumétrica, é uma técnica aplicada apenas para laminação a frio, na qual os materiais destinados à fabricação dos cilindros permitem tal tecnologia, como é o caso de aços forjados

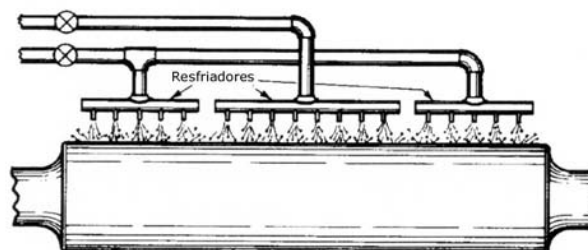


FIGURA 2.5 - Compensação por distorção térmica (Roberts, 2002).

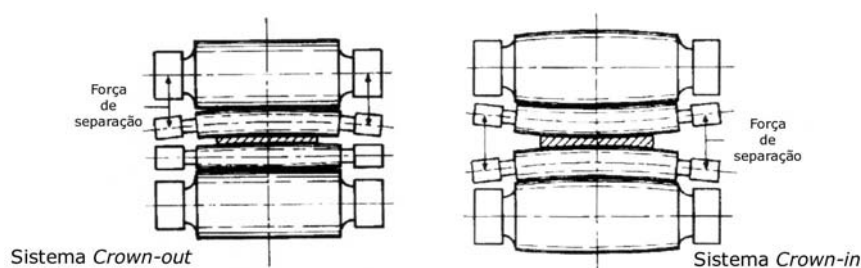


FIGURA 2.6 - Compensação por deflexão (Roberts, 2002).

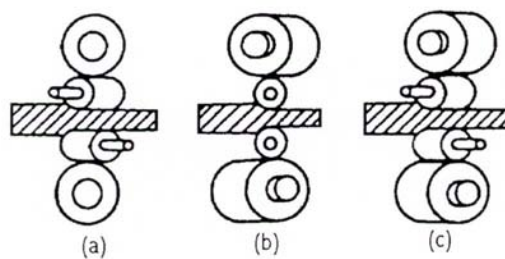


FIGURA 2.7 - Compensação por desemparelhamento. (a) dos cilindros de trabalho, (b) dos cilindros de apoio e (c) entre os pares. (Roberts, 2002).

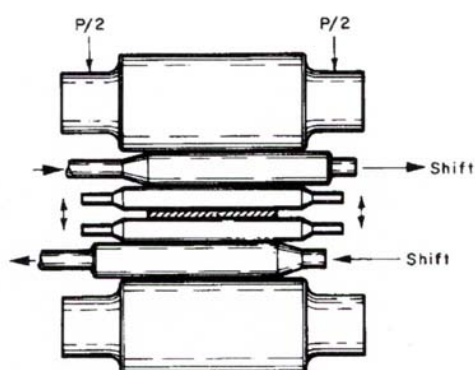


FIGURA 2.8 - Compensação por movimentação lateral (Roberts, 2002).

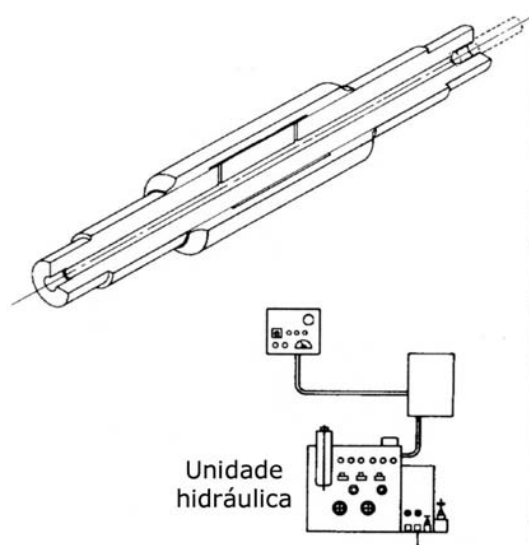


FIGURA 2.9 - Compensação por expansão hidráulica. (Roberts, 2002).

2.2. Cilindros de trabalho para LTQs

2.2.1. Processos de fabricação

Da mesma forma que os laminadores, novas tecnologias de fabricação de cilindros foram estudadas e desenvolvidas para atender as novas exigências de qualidade e produtividade dos novos projetos de laminadores. A figura 2.10, sugerida por Webber (2002), mostra uma “linha do tempo” para três diferentes desenvolvimentos: laminadores, processos de fabricação de cilindros e materiais.

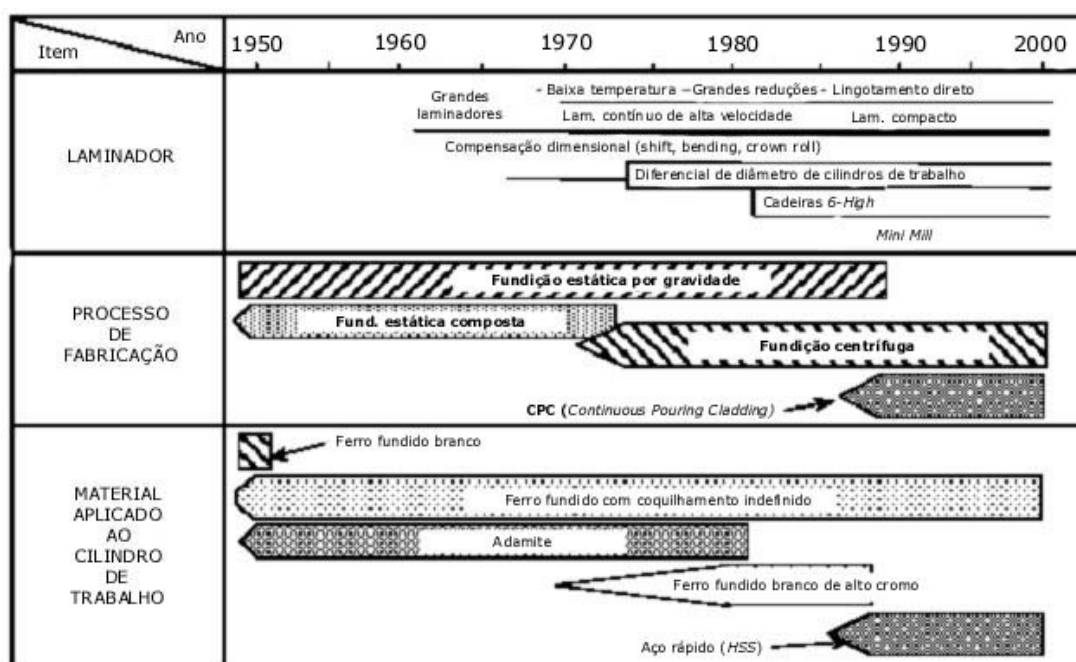


FIGURA 2.10 - Desenvolvimento de laminadores, processos de fabricação de cilindros e seus materiais ao longo do tempo. (Webber, 2002)

Para os LTQs, o nível mais aprimorado de desenvolvimento é conseguido pelos denominados *mini-mills*, enquanto que para os processos de fabricação de cilindros, coexistem a fundição centrífuga e um processo chamado CPC (*Continuous Pouring Cladding*), os quais serão discutidos mais adiante. Verifica-se que o desenvolvimento de cilindros acompanha as novas tecnologias de laminadores.

Finalmente, no que diz respeito ao desenvolvimento de novos materiais, a aplicação pode ser dividida entre os aços rápidos e ferros fundidos de coquilhamento indefinido, ainda sendo verificada a utilização de ferro fundido branco de alto cromo. As composições características destes materiais estão mostradas na tabela 2.2 , de acordo com Kapadia (1998).

TABELA 2.2 - Principais materiais aplicados à fabricação de cilindros laminadores para LTQs. (Kapadia, 1988)

Grade	Composição química (Fe -)									Dureza
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Co	[HSc]
Ferro fundido de alto cromo (HCl)	2,7	0,7	0,8	0,7	17,0	1,5	-	-	-	70/80
Ferro fundido de coquilhamento indefinido (IC)	3,4	0,8	0,6	4,5	1,7	0,4	-	-	-	72/82
Aço rápido (HSS)	0,8	0,8	0,8	0	4,0	2,0	4,0	2,0	0	75/90
	2,2			1,0	10,0	5,0	8,0	8,0	10,0	

Os desenvolvimentos de materiais e processos de cilindros laminadores buscam alta resistência ao desgaste na superfície de trabalho (contato), associado a uma alta tenacidade dos pescoços e núcleo.

Desta forma, um cilindro laminador de trabalho destinado a um LTQ, produzido por fundição centrífuga, pode ser dividido em mesa e pescoços, sendo compostos por casca de alta dureza e resistência ao desgaste, e um núcleo tenaz, como esquematizado na figura 2.11.

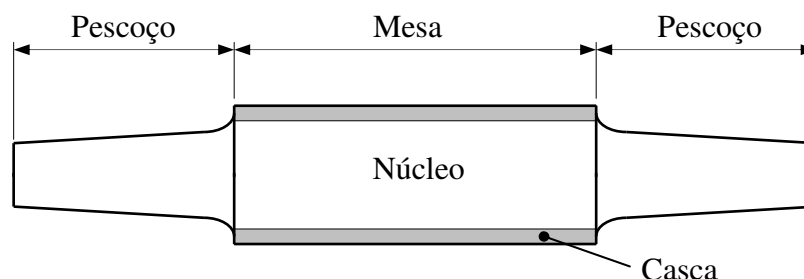


FIGURA 2.11 - Exemplo de um cilindro de trabalho para LTQ.

O processo de fabricação por fundição estática (gravidade) é o mais antigo entre os utilizados atualmente. Em um molde constituído por coquilha e caixas com o perfil bruto dos pescoços moldados em areia, é vazado o metal líquido (ferro fundido) em condições controladas de vazão e temperatura².

Esse metal irá solidificar-se diferencialmente para formar o cilindro, cuja mesa apresentará uma região superficial endurecida pela ação do coquilhamento³ do ferro fundido.

Cilindros para LTQ (planos) eram inicialmente produzidos com um único material. No entanto, desenvolvimentos nesse processo foram realizados, dando a possibilidade de utilização de dois materiais distintos, um altamente ligado, o qual solidificará junto ao diâmetro interno da coquilha para formar a camada de trabalho (também chamada de casca) e o segundo, sem elementos de liga, o qual se misturará com o primeiro ainda líquido, formando o núcleo e pescoços.

Esse processo está esquematizado na figura 2.12, sendo denominado por fundição estática composta ou de dupla fusão. Vaza-se inicialmente um metal mais ligado até completar a coquilha, na qual solidificará uma camada endurecida, após isso é vazado um segundo metal sem liga, o qual se misturará com a porção central, ainda líquido, formando o núcleo e pescoços.

² É feito um controle do conjunto de equipamento de fundição quanto à sua temperatura, secagem e qualidade de montagem, os quais em conjunto com a qualidade do metal e parâmetros de fundição, irão definir a qualidade do produto final.

³ É o efeito do superesfriamento do ferro fundido líquido, gerando preferencialmente a formação de carbonetos, refino da estrutura bruta e supressão da formação de grafita.

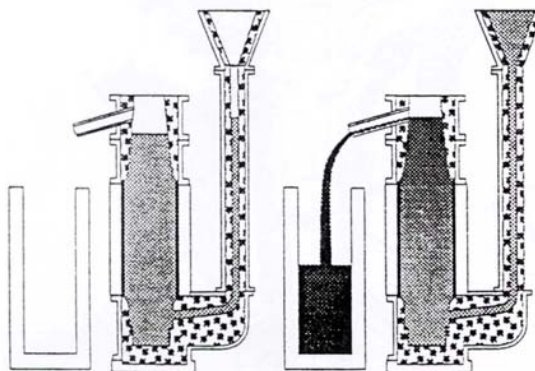


FIGURA 2.12 - Fundição composta estática por gravidade. (Aços Villares S.A., 1982)

Partindo do mesmo conceito da fundição composta, desenvolveu-se um outro processo, por centrifugação, no qual a casca é vazada somente na região da coquilha e após um determinado tempo realiza-se a fundição do material de núcleo, praticamente sem liga. Esse processo, mostrado na figura 2.13, apresenta um rendimento metalúrgico superior, entretanto, requer pessoal mais qualificado e um nível de instrumentação superior ao primeiro.

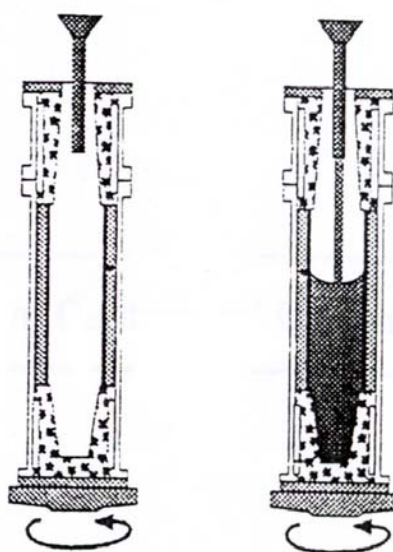


FIGURA 2.13 – Fundição centrífuga. (Aços Villares S.A., 1982)

Neste processo haverá um caldeamento de um metal líquido sobre outro já solidificado, enquanto que no processo estático ocorre apenas uma mistura. Entre suas vantagens em relação à fundição estática, também chamada de convencional, estão:

- possibilidade de se utilizar materiais com diferentes naturezas;
- controle efetivo da espessura de camada de trabalho;
- menor contaminação do núcleo por elementos fragilizantes;
- menor custo de matéria prima.

Outro processo utilizado para a produção de cilindros laminadores planos é o chamado CPC (*Continuous Pouring Cladding*), com o qual é vazada a casca sobre um eixo de aço forjado, como mostrado na figura 2.14. O eixo, após pré-aquecimento, move-se a uma taxa de descida controlada dentro do *tundish* (bacia de recebimento/vazamento), no qual é vazada a casca, que se solidifica com uma taxa de troca de calor controlada.

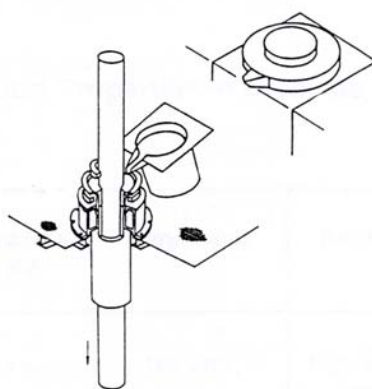


FIGURA 2.14 - Processo CPC. (Tanaka *et al.*, 1997)

Segundo Tanaka *et al.* (1997), em comparação aos processos centrífugo e convencional, o processo CPC produz uma microestrutura mais refinada e livre de regiões segregadas, geradas pela alta taxa de solidificação. Apresentar uma estrutura refinada é uma condição interessante para redução de desgaste durante a aplicação.

Outra vantagem também citada sobre esse processo, é a possibilidade de utilizar um núcleo de aço forjado. Com isso, maiores cargas de laminação poderão ser utilizadas, sem ocorrer o rompimento do cilindro, seja na mesa ou pescoços. Porém, com todas essas vantagens, trata-se de um processo com alto custo e baixa produtividade⁴. Enquanto uma planta como a unidade de cilindros fundidos da AVSA é capaz de produzir cerca de 12 (doze) cilindros planos ao dia, com esse processo é possível produzir apenas 3 (três), sendo inviabilizado pelo processo de preparação desse tipo de processo de fabricação.

Os cilindros planos produzidos pela AVSA por centrifugação, objetos de estudo desse trabalho, são obtidos mediante processo de fundição centrífuga. Com isso, conta com fornos de indução à média frequência para a fusão e elaboração dos materiais, uma máquina centrífuga inclinada, dotada de instrumentação de controle de vazão, vibração e rotação, sendo possível produzir peças com diâmetro acabado de mesa desde 450 a 910 mm e peso acabado de até aproximadamente 18 toneladas.

Também possui fornos de tratamento térmicos, tanto alimentados por GN, como elétricos e um setor de usinagem com equipamentos dotados de CNC, os quais podem atender praticamente a qualquer tipo de característica geométrica.

Para assegurar a qualidade do produto, um grupo de auditores e técnicos é responsável pela avaliação de dureza, microestrutura, executar ensaios de ultra-som e medição de tensões residuais.

Obedecendo a essa mesma sequência de recursos, pode-se descrever uma rota de fabricação como a esquematizada na figura 2.15, com variações de acordo com o produto a ser produzido.

⁴ Contato pessoal com o Eng^o. Sérgio A. Araújo, supervisor de engenharia da AVSA.

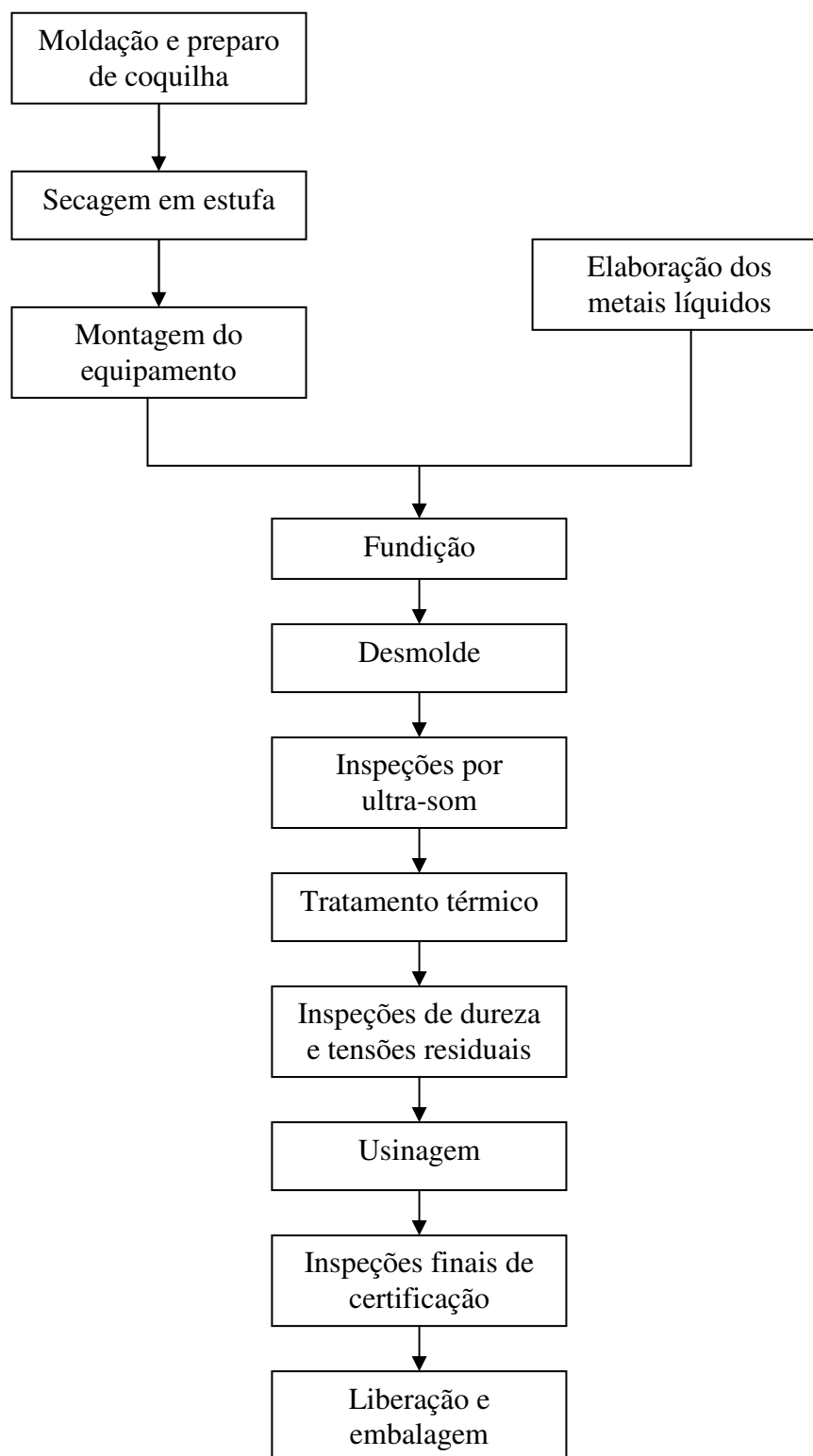


FIGURA 2.15 – Roteiro básico de fabricação de um cilindro para LTQ pela AVSA

2.2.2. Materiais comumente utilizados na fabricação

Segundo Martiny & Sinnaeve (2001), a constituição dos materiais mais comumente utilizados na fabricação de cilindros de trabalho para os LTQs, quanto à composição química, fração de carbonetos e dureza, está mostrada na tabela 2.3. A dureza dos carbonetos que constituem esses materiais, bem como seus elementos formadores, podem ser observados na tabela 2.4.

TABELA 2.3 – Constituição quanto à composição química, fração global de carbonetos e dureza. (Martiny & Sinnaeve, 2001)

Tipo	C	Cr	W _{eq} = W + 2Mo	x _K	Dureza
IC	3,2 - 3,4	1,2 - 1,8	0,4 - 0,8	30 - 40	60 - 70
HCI	2,5 - 2,8	16 - 18	2 - 3	20 - 28	65 - 78
HSS	1,2 - 1,8	4 - 6	8 - 12	4 - 9	70 - 90
Unidade	[%p]	[%p]	[%p]	[%]	[HSc]

TABELA 2.4 – Dureza e elementos formadores dos carbonetos existentes nos materiais estudados. (Martiny & Sinnaeve, 2001).

Tipo	Principal elemento formador (elementos secundários)	Dureza Vickers
M ₃ C	Fe (Cr, Mn)	1100 - 1350
M ₇ C ₃	Cr (Fe, Mo)	1400 - 1800
MC	Ti	3000 - 3400
	V	2800 - 3000
	Nb	2200 - 2500
	Ta	1800 - 2000
M ₂ C	Mo (W, V, Cr, Fe)	1600 - 2200
M ₆ C	W (Mo, Fe, Cr)	1200 - 1800

Embora o HSS apresente uma menor fração global de carbonetos, sua alta dureza é decorrente da própria dureza dos carbonetos que o constitui, além de uma matriz metálica com intensa precipitação de carbonetos secundários.

Enquanto carbonetos do tipo M₃C apresentam menor dureza, com 1100-1350HV, carbonetos do tipo MC poderão atingir 3400HV, os quais constituem a maioria dos HSS destinados à fabricação de cilindros laminadores.

Collins (2002), em seu estudo sobre metalurgia de cilindros produzidos em HSS, relaciona algumas propriedades dos principais materiais aplicados à fabricação de cilindros, inclusive sobre os materiais estudados nesse trabalho, conforme tabela 2.5. Entre todos materiais apresentados, o aço rápido (HSS) apresentou maior limite de resistência à ruptura em tração, assim como maior resistência à compressão, módulo de elasticidade, expansão térmica linear e condutibilidade térmica.

TABELA 2.5 – Propriedades de resistência mecânica, coeficiente de expansão térmica e condutibilidade térmica dos materiais estudados. (Collins, 2002).

Tipo	σ_t	σ_c	E	α	k
IC	414-552	1310-1724	152-179	10-13	14-16
HCI	586-758	2413-2758	221-234	10-13	13-17
HSS	689-896	2551-3103	234-248	13-14	18-20
Unidade	[MPa]	[MPa]	[GPa]	[$\cdot 10^{-6}/K$]	[W/m·K]

A seguir serão abordados os três tipos de materiais empregados nesse trabalho: IC, HCI e HSS.

a) IC – *Indefinite Chill* – Ferro fundido de coquilhamento indefinido

Os ferros fundidos de coquilhamento indefinido, *indefinite chill*, ou ferro fundido do tipo “Ni-hard”, são assim chamados por apresentar adições de níquel para incrementar dureza, promovida pela constituição martensítica da matriz metálica. Segundo Elliott (1988), esse tipo de material foi o primeiro ferro fundido ligado a ser desenvolvido, além de também poder apresentar adições de cromo para incrementar a dureza do carboneto eutético, do tipo M_3C . A microestrutura típica desse material pode ser observada na figura 2.16, verificando-se grafita vermicular e carbonetos eutéticos do tipo M_3C em matriz predominantemente martensítica.

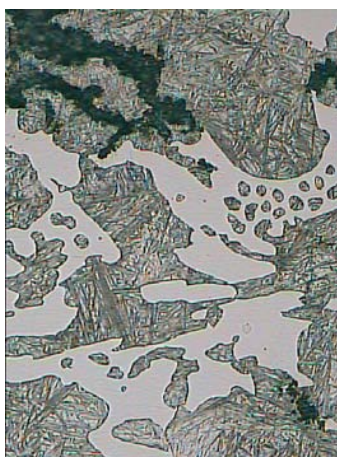


FIGURA 2.16 – Micrografia ótica típica de um ferro fundido do tipo Ni-hard, ataque Nital. Matriz metálica predominantemente martensítica, carboneto eutético do tipo M_3C , e grafita vermicular. (Elliot, 1988)

Outro exemplo está mostrado na figura 2.17, divulgado pelo *The Institute of British Foundrymen* (1981), sendo apresentada uma micrografia segundo norma ASTM A532 – 75a, classe I, no estado bruto-de-fundição. Constitui-se por grafita e cementita eutética em matriz preferencialmente martensítica, sendo observada austenita retida.



FIGURA 2.17 – Micrografia de um ferro fundido indefinido – IC (*The Institute of British Foundrymen*, 1981).

Embora apresentem uma rica constituição em carbonetos eutéticos, são chamados de indefinidos pelo fato de também apresentar grafita em sua microestrutura, estando em posição intermediária entre o ferro fundido branco e o cinzento. Entretanto, a grafita observada possui morfologia intermediária entre veios e nódulos. Dessa forma, utiliza-se a designação de morfologia vermicular.

O que determina se um ferro fundido será cinzento, branco ou indefinido é basicamente a cinética de transformação durante a solidificação, principalmente se o fenômeno de coquilhamento foi verificado. Entende-se por esse, a nucleação e o crescimento preferencial de carbonetos à fase grafita, durante a solidificação.

A ocorrência do coquilhamento de um ferro fundido dependerá principalmente de três fatores: composição química, temperatura e meio de extração de calor. Todos influenciarão no chamado “super-resfriamento” da porção líquida, assim afetando no comportamento durante a solidificação descrita num diagrama metaestável.

A figura 2.18 mostra uma análise térmica de solidificação (temperatura x tempo) de um ferro fundido cinzento, de um ferro fundido de coquilhamento indefinido (Ni-hard) e de um ferro fundido branco. Verifica-se que há dois limites, delimitados por T_{ee} e T_{em} , que correspondem respectivamente às temperaturas eutéticas estável e metaestável. De acordo com o “super-resfriamento” obtido em cada processo de fabricação, obter-se-á um diferente comportamento de solidificação.

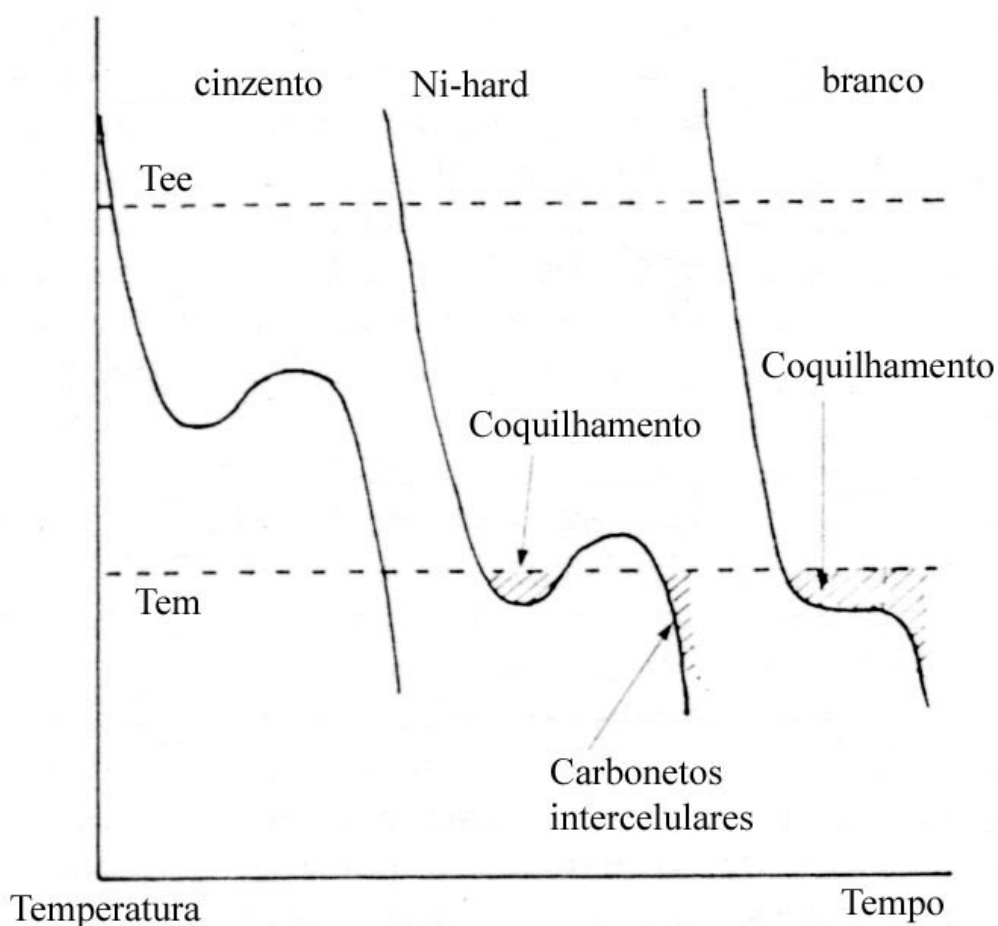


FIGURA 2.18 – Curvas de análise térmica de solidificação de ferros fundidos (Elliott, 1988).

A esquematização anterior mostra que no ferro fundido cinzento não ocorre o coquilhamento, enquanto que no ferro fundido branco ocorre um coquilhamento total e no Ni-hard, um coquilhamento parcial, com posterior nucleação e crescimento de grafita. Dessa forma, comprovando a possibilidade de se direccionar a microestrutura desejada, com isso, obtendo-se diferentes propriedades.

b) HCI – High Chromium Iron – Ferro fundido branco de alto cromo

Os ferros fundidos brancos de alto cromo são ligas ternárias Fe-C-Cr, podendo ainda conter teores de Si, Mn, S e P, provenientes das matérias primas.

Segundo Yu e Matsubara (2002), ligas eutéticas ou quase-eutéticas desse material, contendo 15 a 30%p de teor em cromo, apresentam elevada resistência ao desgaste abrasivo e erosivo. Isso se deve aos carbonetos do tipo M_7C_3 , os quais apresentam satisfatória relação dureza/tenacidade, quando comparados aos do tipo M_3C .

Powell (2002) cita que a primeira composição comercial desse material, apresentando carbonetos do tipo M_7C_3 , foi a liga Fe-2,75C-27Cr (%p). Entretanto, devido à necessidade de suprimir a formação de matriz perlítica, aumentando-se a temperabilidade, realizou-se a adição de molibdênio, dando origem à liga comercial Fe-2,75C-15Cr-3Mo (%p), além de diversas outras especificações, dando origem a algumas normas internacionais, entre elas:

- ASTM A532 – *Standard specification for abrasion cast irons*;
- BS 4844:1986 – *Abrasion resistant irons*;
- DIN EN 12513⁵ (2001) – *Wear-resistant cast iron*.

A figura 2.19 mostra um diagrama de fases para uma composição de cromo fixa em 17%p, cujo teor é similar ao material que será estudado no presente trabalho. A composição utilizada é suficientemente rica em cromo e carbono de modo a formar apenas carbonetos do tipo M_7C_3 , sendo suprimida a formação massiva daqueles do tipo M_3C .

⁵ Substitui a norma DIN 1695 desde janeiro/2001.

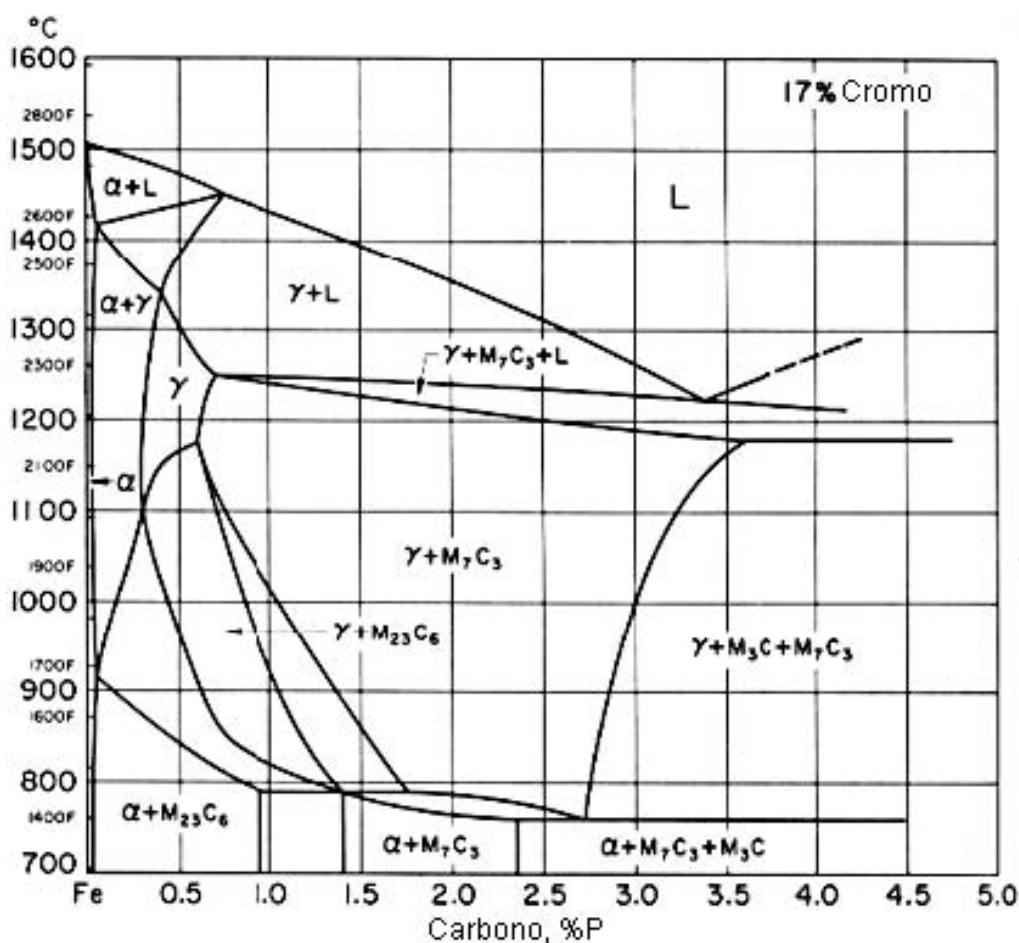


FIGURA 2.19 – Diagrama de fases Fe-17Cr-C. (*ASM Metals Handbook vol.3, 10th edition.*)

A microestrutura desse tipo de material pode ser observada na figura 2.20, exemplificada também por Powell (2002). Apresenta carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 , em formação radicular, e outros finos dispersos na matriz martensítica, oriundos de precipitação secundária. Nessa mesma figura também pode ser observada a orientação do crescimento do eutético, mostrado em dois cortes: transversal e longitudinal, indicando um crescimento cooperativo. Esse mesmo tipo de material também foi apresentado pelo *The Institute of British Foundrymen* (1981), representado na figura 2.21.

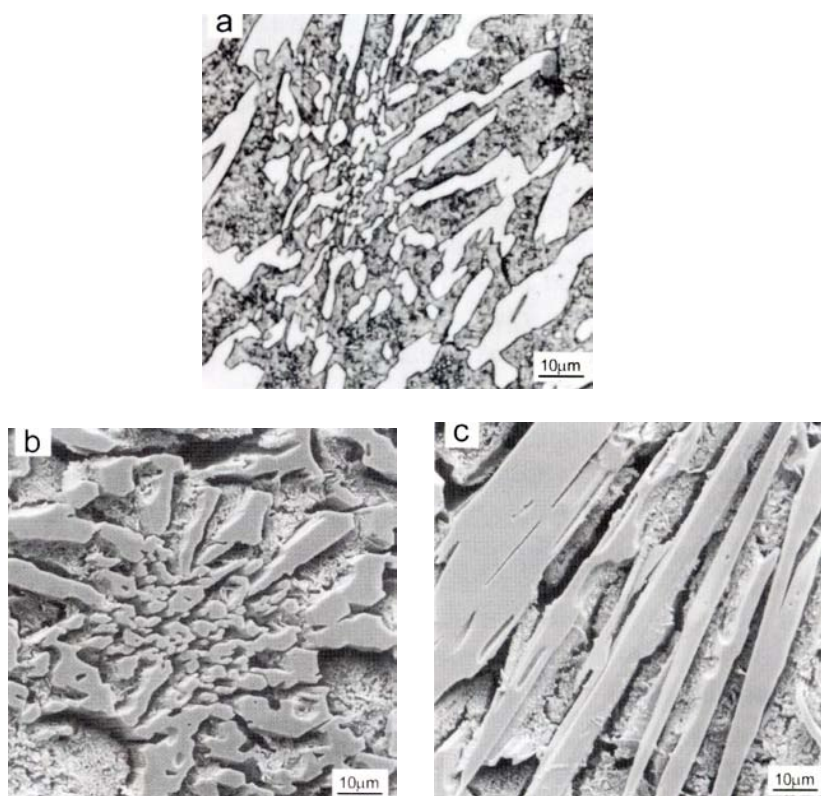


FIGURA 2.20 – Microestrutura de amostra de Fe-2,75C-17Cr-1,5Mo (%p). a: MO em campo claro, b: MEV, corte transversal à frente de solidificação, c: MEV, corte longitudinal à frente de solidificação. (Powell, 2002)



FIGURA 2.21 – Micrografia de um ferro fundido branco alto cromo, apresentada pelo *The Institute of British Foundrymen* (1981).

c) HSS – High Speed Steel – Aço rápido

Esse mesmo tipo de material, para o serviço em laminadores, na forma de cilindros de trabalho, tem sido atualmente denominado, por diversos autores, como ferro fundido multicomponente (*multi-component white cast iron*), devido à sua rica composição em elementos químicos, associado ao alto teor de carbono. Neste trabalho, apenas para facilitar a nomenclatura, será denominado como aço rápido, visto sua origem e nomenclatura usual no mercado e usuários de cilindros.

Segundo Hashimoto (2002), desenvolvimentos tecnológicos na laminação estão sendo concentrados e priorizados na melhoria da qualidade dos produtos com produtividade e custos balanceados. Com isso, diversas pesquisas e desenvolvimentos têm sido feitos no uso de ferros fundidos multicomponentes, comumente chamados de aço rápido (HSS). São particularmente constituídos por carbonetos de elevada dureza, cujo propósito concentra-se em incrementar a resistência ao desgaste, o que se mostra muito importante para cilindros laminadores. Esse tipo de material apresenta carbonetos do tipo MC e M_2C , este último podendo ser decomposto à M_6C , por tratamento térmico. São cristalizados e precipitados de modo a apresentar propriedades resistentes ao trabalho a quente, muito importante para esse tipo de laminação.

Segundo Miyada (1996), ao contrário da cementita (M_3C) e dos carbonetos de cromo (M_7C_3), os carbonetos do tipo MC apresentam maior dispersão ao longo do material, assumindo diversas morfologias, desde nodular, pétalas e placas, até a forma de corais. Essa última morfologia é muito importante para conter e aprisionar outros carbonetos que apresentem menor aderência à matriz metálica, reduzindo a tendência de micro-arrancamentos.

Uma das formas mais usuais de caracterização desses carbonetos é pelo emprego de reativos diferenciais, para a observação em microscopia ótica. A figura 2.22 mostra um exemplo de microestrutura para esse tipo de material, a qual foi caracterizada por três diferentes reativos, citados por Carvalho (2000).

Outras técnicas também podem ser utilizadas, entre elas, a difração de raios-X, imagem constitucional e EDS, para a definição dos tipos de carbonetos.

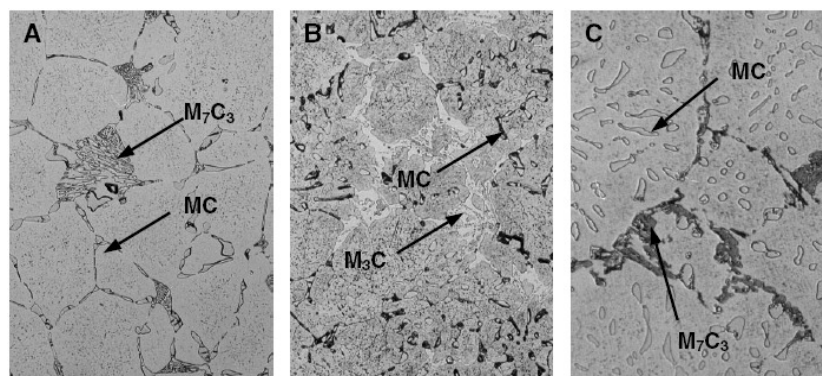


FIGURA 2.22 – Microestrutura de amostras de HSS com três diferentes tipos de reativos. A: Murakami ($\text{KOH} + \text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$), B: Nital ($\text{C}_2\text{H}_5\text{OH} + \text{HNO}_3$), C: Groensbeck ($\text{NaOH} + \text{KMnO}_4$). (Carvalho *et al.*, 2000).

Sasaguri & Matsubara (2005) identificaram carbonetos do tipo MC e M_7C_3 na liga Fe-2,36C-4,75Cr-1,71Mo-1,42W-4,12V-5,30Co, cuja microestrutura está mostrada na figura 2.23. Enquanto que Hashimoto (2005), identificou na liga Fe-2C-5Cr-5Mo-5V-5Co, mostrada na figura 2.24, carbonetos eutéticos do tipo MC, M_2C e M_6C , esse último, gerado da decomposição térmica do carboneto M_2C . Esses são exemplos de algumas das diversas caracterizações já realizadas.

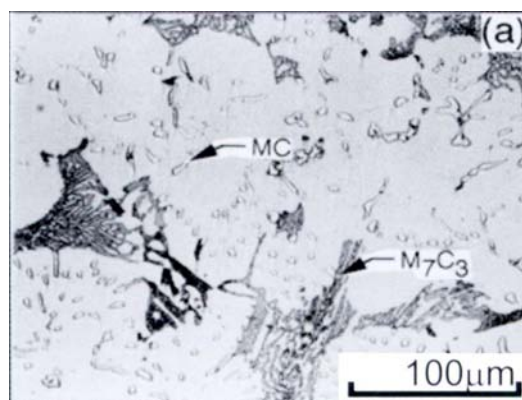


FIGURA 2.23: Micrografia da liga Fe-2,36C-4,75Cr-1,71Mo-1,42W-4,12V-5,30Co, reagente de Murakami (Sasaguri & Matsubara, 2005).

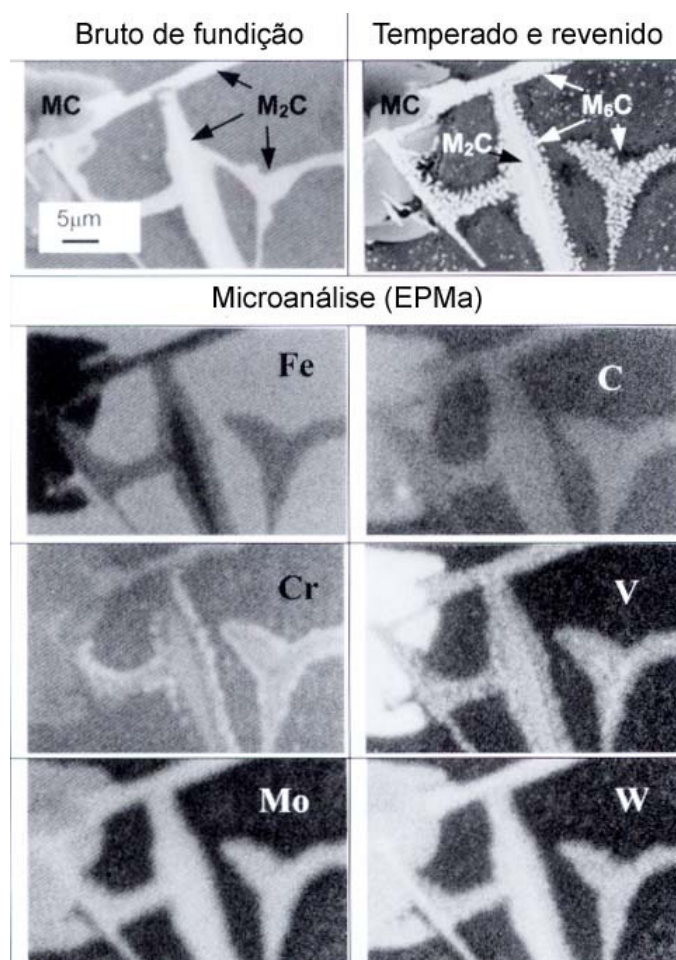
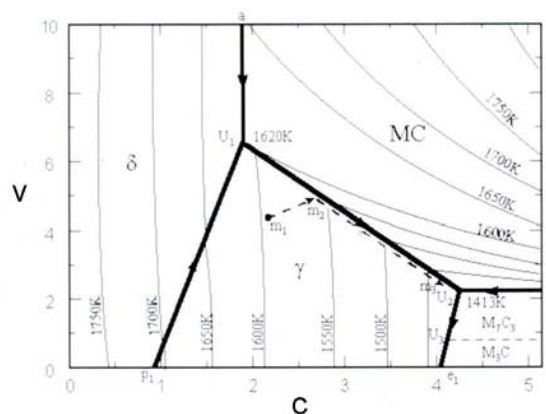
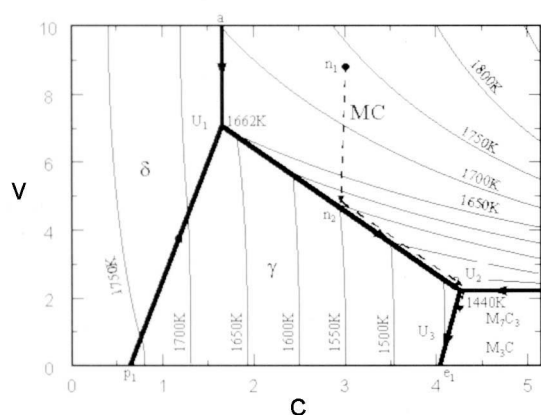


FIGURA 2.24 – Micrografia da liga Fe-2C-5Cr-5Mo-5V-5Co, MEV - microanálise (Hashimoto, 2005). Verifica-se a desestabilização térmica do carboneto eutético do tipo M_2C .

A figura 2.25 mostra o diagrama da superfície de líquidus dos sistemas $M(Fe-5Cr-5Mo-5W-5Co)-V-C$ e $M(Fe-5Cr-2Mo-2W-5Co)-V-C$, quase-ternários, propostos por Wu *et al* (2002) em seu estudo da solidificação e diagrama de fases de ferro fundido multi-componente. Esses diagramas são mostrados apenas à caráter elucidativo, não representam integralmente o HSS apresentado nesse trabalho.



(a)



(b)

FIGURA 2.25 – Diagramas da superfície de líquidus dos sist. quase-ternários (a):M(Fe-5Cr-5Mo-5W-5Co)-V-C e (b):M(Fe-5Cr-2Mo-2W-5Co)-V-C. (Wu *et al.*, 2002).

De acordo com esse mesmo autor, observando-se os dois diagramas, a fase primária- γ precipita-se na área de baixo teor de V e médio teor de C, enquanto que a fase primária-MC, quando maiores teores de V e C são verificados. Para altos teores de C e baixos em V, observa-se a precipitação de M_7C_3 e M_3C , nessa mesma ordem. As reações que ocorrem nesses diagramas são mostradas a seguir:

a- U_1 :	$L \rightarrow \delta + MC$	eutética
p_1 - U_1 :	$L + \delta \rightarrow \gamma$	peritética
U_1 :	$L + \delta \rightarrow \gamma + MC$	peri-eutética
U_1 - U_2 :	$L \rightarrow \gamma + MC$	eutética
b- U_2 :	$L + MC \rightarrow M_7C_3$	peritética
U_2 :	$L + MC \rightarrow \gamma + M_7C_3$	peri-eutética
U_2 - U_3 :	$L \rightarrow \gamma + M_7C_3$	eutética
U_3 :	$L + M_7C_3 \rightarrow \gamma + M_3C$	peri-eutética
U_3 - e_1 :	$L \rightarrow \gamma + M_3C$	eutética

2.3. Seleção de materiais para cilindros de LTQs e seus desempenhos

Entre as ligas mais utilizadas para este tipo de laminação, está o ferro fundido de coquilhamento indefinido, o ferro fundido branco de alto cromo e o aço rápido, que apresentarão variadas composições químicas de acordo com cada fabricante.

A escolha de materiais para cada uma das cadeiras do LTQ é feita empiricamente, levando-se em consideração o desempenho apresentado entre campanhas, corte utilizado para reconstituição da superfície da mesa e comportamento do cilindro durante a laminação.

Um exemplo desta distribuição está esquematizado na figura 2.26, para sete cadeiras do tipo “four-high” (dois cilindros de apoio e dois de trabalho). Inicialmente era utilizado o ferro fundido branco em todas as cadeiras, mas com diversas inovações tecnológicas, foi utilizado o aço adamite⁶ nas primeiras cadeiras e o ferro fundido de coquilhamento indefinido nas acabadoras.

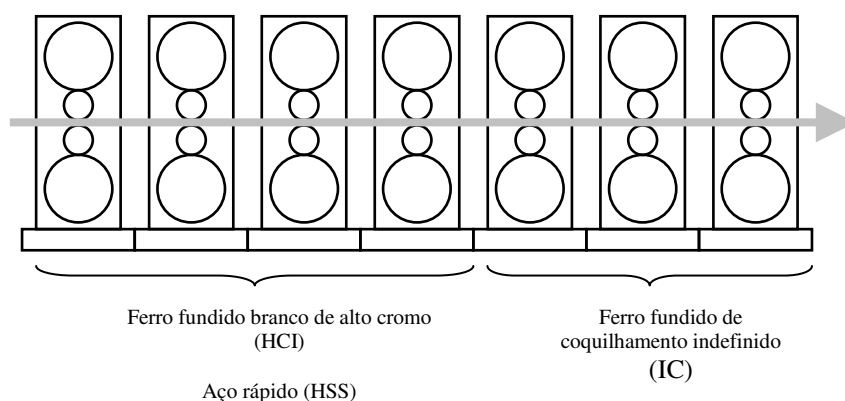


FIGURA 2.26 – Exemplo de um trem acabador de um LTQ com sete cadeiras “four-high”.

⁶ Trata-se de uma liga intermediária entre o aço e o ferro fundido propriamente dito, possuindo 1,8 a 2,5% do elemento carbono e 10 a 13% de cromo.

Esta última classe permanece até a atualidade, sendo produzido com diferentes processos e elaborações químicas. O aço adamite foi substituído pelo ferro fundido branco de alto cromo, o qual não foi possível ser utilizado até as cadeiras acabadoras, devido a um fenômeno de adesão superficial, provocando perda prematura das características superficiais na mesa, com isso, reduzindo o desempenho em serviço.

Vem sendo estudada a utilização de aço rápido nos laminadores. Alguns trabalhos no Japão, entre eles, os de Tanaka *et al.* (1997), sugerem uma melhora do aço rápido no que diz respeito a processo de fundição, utilizando o CPC para refino microestrutural e principalmente a possibilidade de utilizar composições mais ligadas, sem a preocupação de contaminar o núcleo. Fazendo-se essa alteração, consegue-se estender o uso desse material até as cadeiras terminadoras, como mostrado na figura 2.27, com potenciais ganhos de desempenho. Detalhes desses materiais serão mostrados mais adiante.

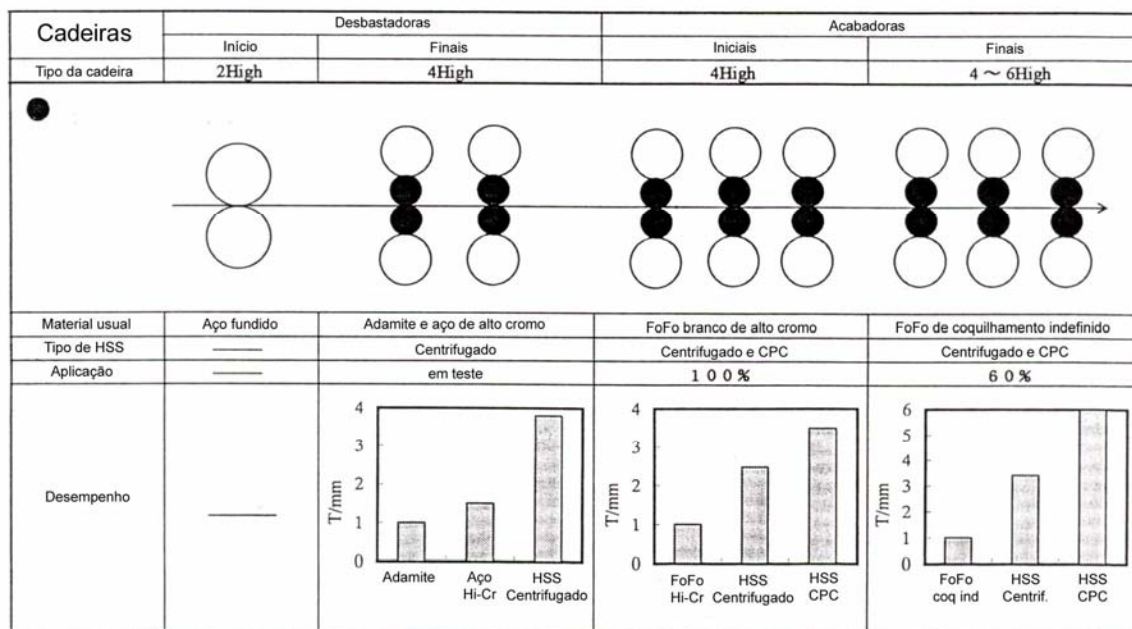


FIGURA 2.27 – Distribuição dos materiais e processos de cilindros ao longo dos LTQs japoneses e seus desempenhos (Tanaka *et al.*, 1997) .

Em paralelo ao processo CPC, segundo Carvalho *et al.* (2000), também está sendo desenvolvida uma nova classe de aço rápido para fundição centrífuga em substituição ao ferro de alto cromo e ao ferro de coquilhamento indefinido, avançando até a penúltima cadeira em laminadores mais modernos.

Foram verificados aumentos de desempenho em até 100%, cujo escopo passou a ser a obtenção do prolongamento das campanhas, sem troca de cilindros, assim obtendo-se melhores resultados de custo-benefício.

O desempenho de um cilindro de laminação, para uma determinada aplicação, poderá ser medido de diversas formas, p.ex., a razão da quantidade de produto laminado, por espessura de material removido da casca, por retificação para a recomposição superficial da região de trabalho. Porém, um indicador muito forte tem sido utilizado pela maioria das oficinas de cilindros⁷: a qualidade superficial das tiras em decorrência da degradação da superfície da mesa.

Caracterizações realizadas pelo IPT (2001), em superfície de cilindros de trabalho (ferro de alto cromo – HCI) da Usiminas, mediante observação ao microscópio ótico, mostraram que diversos mecanismos de desgaste estão presentes nas primeiras cadeiras do trem acabador. Para essa análise foi utilizado um microscópio portátil montado sobre o cilindro laminador ou a uso de material de réplica da superfície mediante o uso de resina polimérica, como mostrado nas figuras 2.28 e 2.29.

⁷ Oficinas de cilindros são as sessões responsáveis pela calibração e montagem dos cilindros nos mancais em uma laminação.



FIGURA 2.28 – Observação do dano superficial mediante microscopia ótica portátil. Foi utilizado microscópio dotado de máquina fotográfica tipo reflex 35mm. (IPT, 2001)



FIGURA 2.29 – Réplica do dano superficial mediante aplicação de resina polimérica. Após limpeza da superfície, aplica-se uma mistura de resina com catalizador em um molde montado na superfície do cilindro, depois de endurecida, a mesma é levada ao microscópio para observação.(IPT, 2001).

As superfícies desses cilindros apresentaram malha de trincas térmicas, formação de óxidos, arrancamento desses e abrasão, esses últimos, possivelmente resultado de desgaste por deslizamento, como pode ser observado nas figuras 2.30 e 2.31, as quais mostram superfícies observadas de forma direta e indireta, respectivamente.

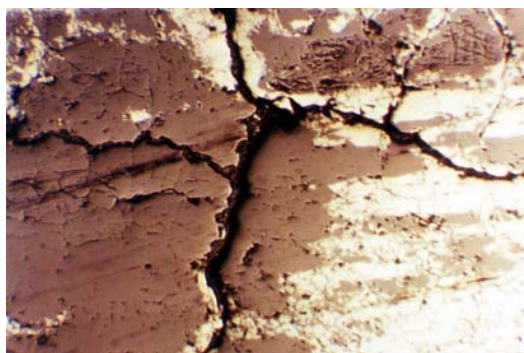


FIGURA 2.30 – Observação direta da superfície de um cilindro em HCl após campanha final. Verificou-se a presença de trincas térmicas, formação de óxido e seu arrancamento, além de sulcamento abrasivo. (IPT, 2001)



FIGURA 2.31 – Observação indireta da superfície de um cilindro em HCl após campanha final mediante réplica. Verificou-se mais nitidamente a presença de sulcos de abrasão e malha de trincas térmicas. (IPT, 2001)

Outra caracterização de dano superficial de cilindro de trabalho LTQ após campanha, foi realizada por Assunção & Lopes (1998) em uma amostra de cilindro produzido em HSS. Pôde-se verificar um intenso sulcamento de sua superfície, associado à oxidação superficial e ocasionamento de trincas térmicas. Possivelmente em função da alta dureza desses óxidos formados, estes tenham contribuído ao desgaste por deslizamento⁸ nesse tribossistema, como mostrado em microscopia eletrônica de varredura na figura 2.32.

⁸ O desgaste por deslizamento também é chamado de desgaste adesivo, pois pequenas porções de cada par do tribossistema são transferidas para formar partículas abrasivas, que por sua vez causam o sulcamento/microcorte de ambas superfícies.

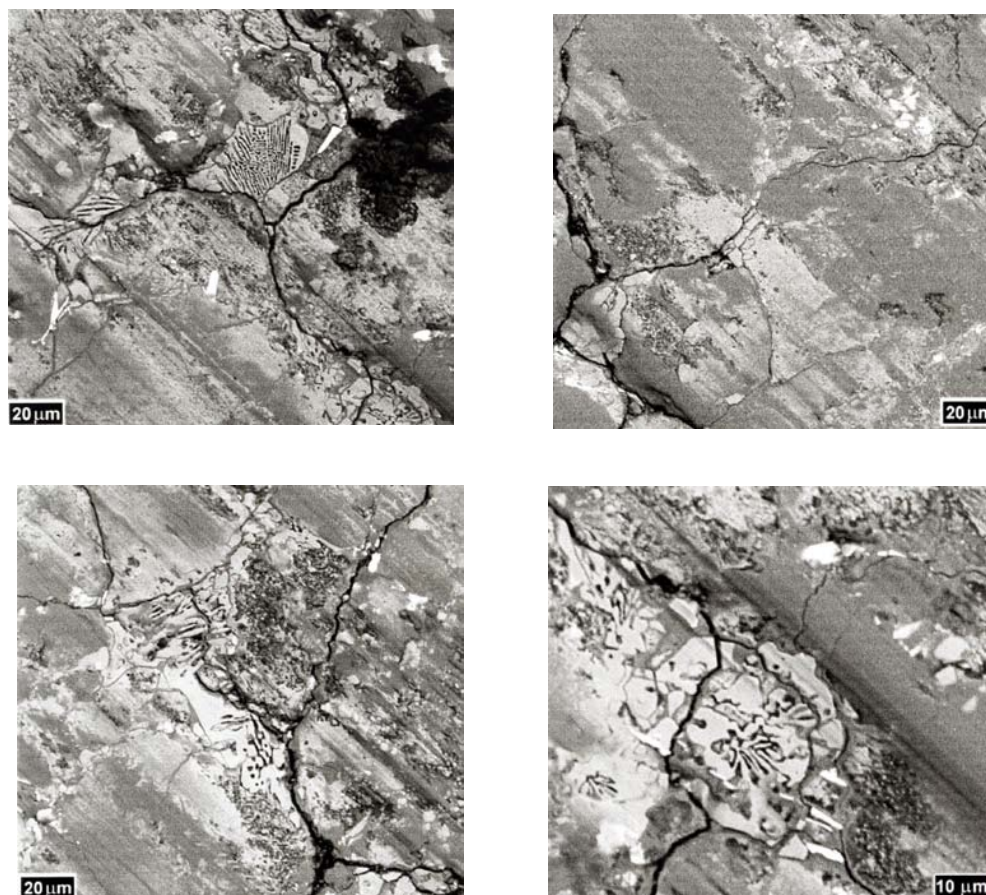


FIGURA 2.32 – MEV da superfície de trabalho de uma amostra de cilindro produzido em HSS que apresentou rompimento em serviço. (Assunção & Lopes, 1998)

Mediante análise de difratometria de raios-X, foi possível identificar os tipos de óxidos presentes nessa superfície, identificados na figura 2.33. Uma observação em corte dessa superfície, figura 2.34 mostra trincas que partem desde a superfície e outras que se nucleiam a partir de carbonetos, paralelamente à superfície, o que indica também a presença de fadiga de contato.

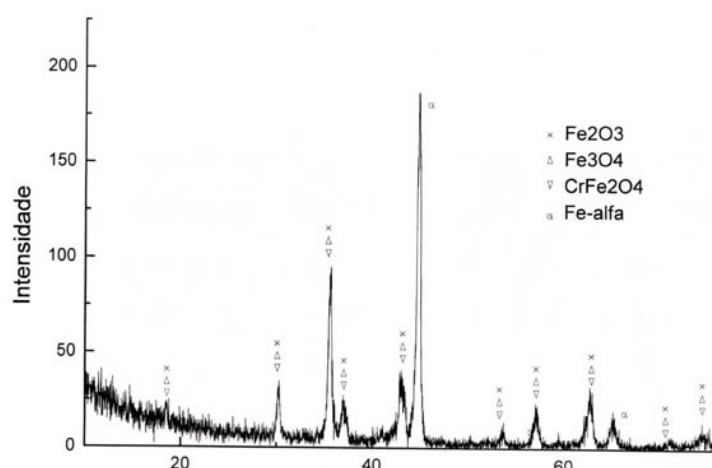


FIGURA 2.33 – Difração de raios-X da superfície de trabalho. (Assunção & Lopes, 1998)

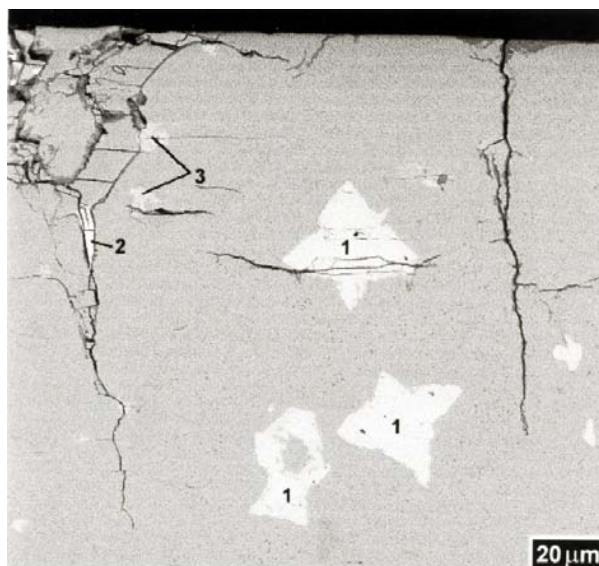


FIGURA 2.34 – Seção transversal de uma amostra de aço rápido (MEV). Verificou-se a presença de trincas a partir da superfície e trincas originadas de fadiga de contato. (Assunção & Lopes, 1998). (1) carbonetos MC, (2) carbonetos M_6C , (3) MnS.

Segundo Camargo & Cornélio (2004), um exemplo de topografia de desgaste de cilindro produzido em ferro fundido de coquilhamento indefinido, utilizado nas últimas cadeiras, está mostrado na figura 2.31, cuja observação fora realizada ao microscópio ótico. Foi observada predominância de abrasão, também houve oxidação superficial, porém em menores proporção em comparação aos outros tipos de materiais observados. As trincas observadas

foram resultadas do impacto causado na retirada da amostra, não pelo trabalho propriamente dito.



FIGURA 2.35 – Micrografia ótica da superfície de um cilindro produzido em ferro de coquilhamento indefinido. *Verificou-se a presença de sulcos de abrasão e oxidação, as trincas observadas foram causadas por impacto na retirada da amostra.* (Camargo & Cornélio, 2004).

Com isso é possível verificar uma tendência dos mecanismos de deterioração superficial ao longo das cadeiras do trem acabador, enquanto que as primeiras cadeiras estão sujeitas à forte oxidação e fadiga térmica. À medida que se aproxima das cadeiras finais, mecanismos finais de abrasão tornam-se mais frequentes.

Os desempenhos apresentados por cada laminador são muito específicos para cada tipo de material laminado e condições operacionais. De um modo geral, a tabela 2.6 mostra um comparativo dos desempenhos encontrados para o uso de ferro fundido de coquilhamento indefinido (IC), ferro fundido branco de alto cromo (HCI) e aço rápido (HSS) em suas respectivas aplicações, segundo levantamento estatístico de dados feitos por Cornélio (2003). Verificou-se uma considerável diferença entre eles, embora estejam sendo utilizados em diferentes cadeiras no trem acabador do LTQ.

TABELA 2.6 – Rendimentos tipicamente encontrados em alguns laminadores para os diferentes materiais empregados. (Cornélio, 2003).

Material	Cadeira laminadora	Rendimento
IC	Acabadoras	1800 a 3000 t/mm
HCI	3 primeiras	6000 a 8000 t/mm
HSS	3 primeiras	12000 a 17000 t/mm

2.4. Classificação geral de desgaste e simulação de sistemas tribológicos

A superfície de trabalho do cilindro laminador é a região que efetivamente entrará em contato com o material a ser laminado, estando submetida a movimentos relativos, altas pressões e temperaturas de trabalho. Apresentará um processo de deterioração superficial através de uma perda de massa, que sob o contexto de desenvolvimento de cilindros, o escopo principal concentra-se em desgaste, que pode ser definido como a deterioração da superfície de sólidos, que envolve a perda progressiva de material.

No entanto poderá haver degradação superficial do material por mudança das propriedades físicas e físico-químicas, mesmo que não ocorra perda de massa, conforme citado por Pantaleón (2002).

Segundo Peterson (1980), os tipos de desgaste podem ser classificados como adesivo, corrosivo, erosivo, abrasivo, oxidativo, por fadiga, impacto e deformação. Normalmente estes não ocorrem separadamente num elemento mecânico, estando na maior parte deles associados.

A determinação de um mecanismo ou processo de desgaste é muito difícil e o tratamento teórico sem o uso preferencial de generalizações simplistas é praticamente impossível.

As propriedades intrínsecas da superfície do material estudado, tais como dureza, resistência à tração, ductilidade, encruamento, são fatores muito importantes para a resistência ao desgaste, mas outros fatores, entre eles, o acabamento superficial, lubrificação, carga, velocidade de deslocamento relativo, temperatura e propriedades da superfície do contra-corpo são igualmente importantes.

Com isso, consegue-se uma precisão superior de predição quando se é simulado um determinado sistema de desgaste, comparando-se aos estudos de modelamento matemático.

Sob um contexto mais atual, Ludema (1996) define desgaste de uma forma mais abrangente, o qual poderá ocorrer somente de três formas: por fusão, dissolução química ou por separação física de átomos da superfície, sendo observados fenômenos que podem ainda ser subdivididos segundo um critério determinado por Hogmark (2001), como mostra a tabela 2.7.

TABELA 2.7: Divisão e classificação dos danos superficiais segundo Ludema (1996) e Hogmark (2001).

Dano superficial sem remoção de material	
Modificação estrutural	Motivado pela transformação de fases, recristalização, envelhecimento, entre outros.
Deformação plástica	Caracterizada por deformações residuais da superfície, seja localizada ou estendida.
Trincas superficiais	Causadas pelas excessivas deformações locais de contato ou ciclagem térmica ou mecânica, induzindo deformações.
Dano superficial envolvendo perda de material: desgaste	
Perda de material da superfície, a qual deixa marcas de desgaste de várias formas e tamanhos. Os elementos fundamentais neste processo de remoção de material são: cisalhamento, extrusão, formação de cavacos, fratura frágil, fadiga, dissolução química e difusão.	
Dano superficial envolvendo ganho de material	
Adesão	Partículas que aderem à superfície
Corrosão	Degradação ocorrente por reações químicas com os elementos do ambiente circundante.

Com isso introduz-se o conceito de tribologia como sendo a ciência da fricção, lubrificação e desgaste, que segundo Downson (1979), está incluso o uso de uma das tecnologias aplicadas mais antigas do mundo: o uso de gravetos pelo *neanderthal* para a geração de fogo.

Como a preocupação pela otimização de produtos e processos com foco na redução de custos é crescente e uma significativa parcela dessa composição é atribuída ao custo de manutenção dos sistemas mecânicos devido à ocorrência de desgaste.

Hutchings (1992) define que a análise de processos, projetos e materiais constituem a etapa fundamental na seleção de ensaios que possam modelar e simular as condições tribológicas de forma mais confiável e condizente com a aplicação estudada.

Gahr (1987), conforme tabela 2.8, classifica um ensaio tribológico em seis níveis ou tipos, partindo desde ensaios de campo, com ampla fidelidade dos resultados obtidos e um custo considerável de execução, haja vista que o próprio componente está sendo testado em uso, até o ensaio-modelo realizado em laboratório. Embora o ensaio-modelo apresente baixo custo em relação aos demais tipos, sua complexibilidade está relacionada à transferência da observação prática para o modelo adotado.

TABELA 2.8: Classificação dos ensaios tribológicos segundo Gahr (1987).

Classificação		Exemplo
1	Ensaio de campo	
2	Ensaio sob condições controladas	
3	Subsistema	
4	Ensaio de componente	
5	Ensaio simplificado de componente	
6	Ensaio-modelo (sistema pino-contra-disco)	

Segundo Hutchings (1992), um projetista precisa ter em mente dois conceitos principais sobre desgaste: estabelecer o quão significativo seria o desgaste se ocorresse em serviço e se o mesmo ocorrer, como reduzir sua taxa ou evolução, alterando o projeto de forma econômica e funcional.

Com isso, deve-se entender qual o mecanismo de desgaste que ocorrerá no componente a ser projetado e os fatores proeminentes em seu desenvolvimento, simulando materiais e a própria condição de desgaste, utilizando sistemas tribológicos resumidos em ensaios-modelo, coerentes com a aplicação.

Tanto Hutchings (1992) como Stachowiak & Batchelor (1993), definem um tribosistema como um conjunto de elementos que interagem entre si, causando modificações superficiais em alguns deles. Esse conjunto é constituído por corpo, contra-corpo, elemento de interface e meio. Para haver um melhor entendimento desses constituintes, é possível fazer uma analogia com o trabalho de um eixo em um mancal de deslizamento. Enquanto o eixo faz o papel do corpo, e a bucha de deslizamento, de contra-corpo, o óleo lubrificante desempenha a função de elemento de interface, enquanto que o próprio mancal constitui o meio.

Existem diversas configurações de ensaios-modelo para simular as condições reais de trabalho, devendo-se levar em conta as mesmas condições de carregamento, estrutura do tribosistema e predominância do mesmo mecanismo de desgaste.

As figuras 2.36 e 2.37 mostram as configurações (ou geometrias) mais utilizadas à simulação de desgaste por deslizamento e desgaste abrasivo, respectivamente. Poderão ser simétricas, quando o corpo e contra-corpo apresentando as mesmas geometrias, e assimétricas, quando o contato é feito por geometrias e modos de carregamento diferentes, este muito utilizado nos laboratórios.

Os modelos aplicados para desgaste abrasivo, poderão ainda apresentar mais duas variantes, determinadas pela forma de aplicação da partícula abrasiva, seja num desgaste abrasivo a dois corpos, quando a partícula abrasiva está presa ao contra-corpo, ou a três corpos, quando essa mesma partícula está entre os dois corpos.

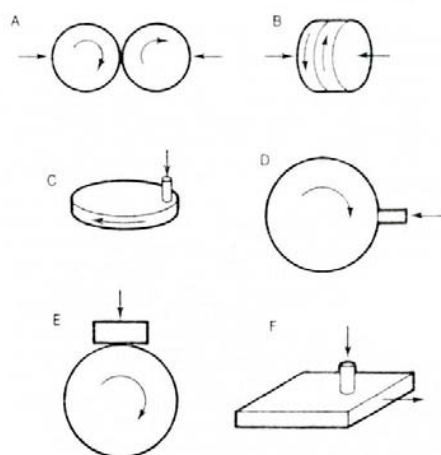


FIGURA 2.36: Configurações de ensaio-modelo aplicadas à simulação de desgaste por deslizamento. As geometrias A e B são configurações simétricas, enquanto que C a F, assimétricas. (Hutchings, 1992).

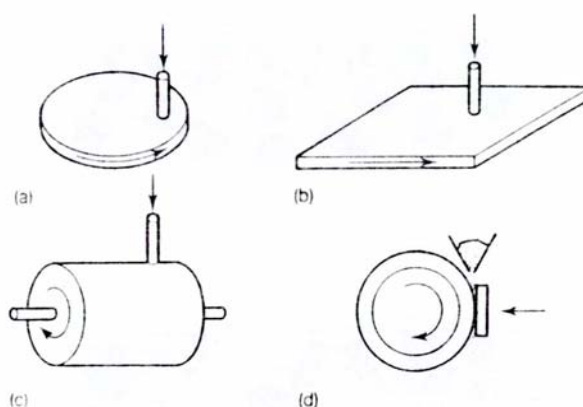


FIGURA 2.37: Configurações de ensaio-modelo aplicadas à simulação de desgaste abrasivo. As configurações (a), (b) e (c) são comumente utilizadas para abrasão de dois corpos, enquanto que a (d), para abrasão de três corpos. (Hutchings, 1992).

Em modelos aplicados ao estudo de desgaste erosivo, uma partícula dura é arremessada contra o contra-corpo, que no caso é o próprio corpo-de-prova. A forma de realização desse trabalho é que indicará o tipo de ensaio, que poderá ser sob meio fluidizado (gasoso ou líquido) ou ainda se a partícula será acelerada pelo próprio sistema, como está mostrado na figura 2.38.

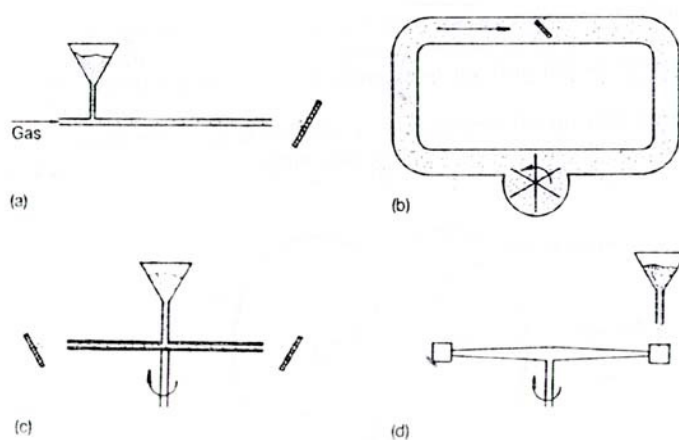


FIGURA 2.38: Configurações de ensaio-modelo aplicadas à simulação de desgaste erosivo. As configurações (a) e (b) são utilizadas para meio fluidizado, seja gasoso ou líquido, enquanto que as configurações (c) e (d), as partículas são aceleradas direta ou indiretamente. (Hutchings, 1992).

Em suma, daí a importância do entendimento do tribossistema a ser estudado para a aplicação e transferência correta dos resultados do ensaio-modelo para a prática. Com isso, haverá coerência dos resultados para uma satisfatória predição de quaisquer projetos de componentes, máquinas ou ferramentas.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia proposta por esse trabalho segue o fluxo de atividades mostrada na figura 3.1. Após obtenção das amostras, seguem as fases de caracterização de cada um dos materiais estudados e suas respectivas análises críticas, as quais proverão discussões dos resultados. Com isso, finaliza-se com a validação do ensaio proposto para a caracterização de desgaste abrasivo.

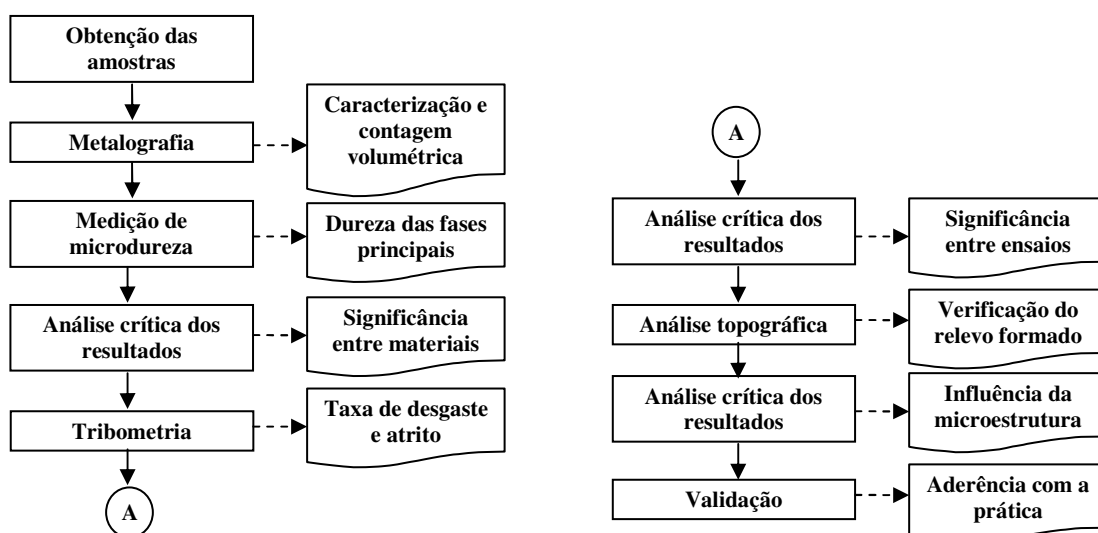


FIGURA 3.1 – Fluxograma da metodologia de trabalho.

3.1. Materiais utilizados

Para este trabalho, foram utilizados três diferentes tipos de materiais, com propriedades e microestruturas distintas, de modo a permitir um relativo entendimento do método proposto de caracterização. Tratam-se de ligas comumente utilizadas na fabricação de cilindros de trabalho, para laminadores de tiras a quente, especificamente para o trem acabador.

Foram utilizadas amostras de cilindros, segundo as designações comerciais CI80S, VHCR17 e VHSS20, produzidas pela AVSA, a partir de fundição centrífuga, cujas composições químicas nominais estão indicadas na tabela 3.1. No processo de fundição utilizado é centrifugada uma casca com o material de trabalho, nas composições já referenciadas, após sua solidificação, é vazado ferro fundido nodular, para completar o molde, bem como o cilindro.

TABELA 3.1: Composição química nominal dos materiais utilizados.

Liga	Fe -							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W
CI80S	3,30	0,90	1,00	4,50	1,70	0,50	-	-
VHCR17	2,70	0,70	1,00	1,30	17	1,30	0,20	-
VHSS20	2,00	0,90	0,50	1,00	7,50	2,00	5,00	2,00

A designação CI80S corresponde a um ferro fundido de coquilhamento indefinido, aqui denominado **IC** (*indefinite chill*), enquanto que a designação VHCR17, correspondente a um ferro fundido branco de alto teor de cromo, neste trabalho se denomina como **HCI** (*high chromium iron*). Finalmente, a designação VHSS20, um ferro fundido multi-componente, para alguns autores simplesmente classificado como aço rápido, denomina-se **HSS** (*high speed steel*). Um resumo dessa descrição, bem como o tratamento térmico para cada uma desses materiais está mostrado na tabela 3.2.

TABELA 3.2: Identificação, descrição e tratamento térmico dos materiais utilizados no trabalho.

Liga	Descrição	Tratamento térmico	Identificação
CI80S	FoFo de coquilhamento indefinido ou Ni-Hard	Alívio de tensões	IC
VHCR17	FoFo branco de alto cromo	Têmpera e revenido	HCI
VHSS20	FoFo multi-componente (Aço rápido fundido)	Têmpera e revenido	HSS

Os materiais foram obtidos de amostras retiradas de cilindros, na forma de anéis usinados, extraídos da borda inferior de fundição da mesa, com largura de 30mm e espessura 15mm, conforme mostrado na figura 3.2. Antes, porém, foi realizado um faceamento mínimo de 20mm, para remoção de qualquer interferente do processo de fabricação.

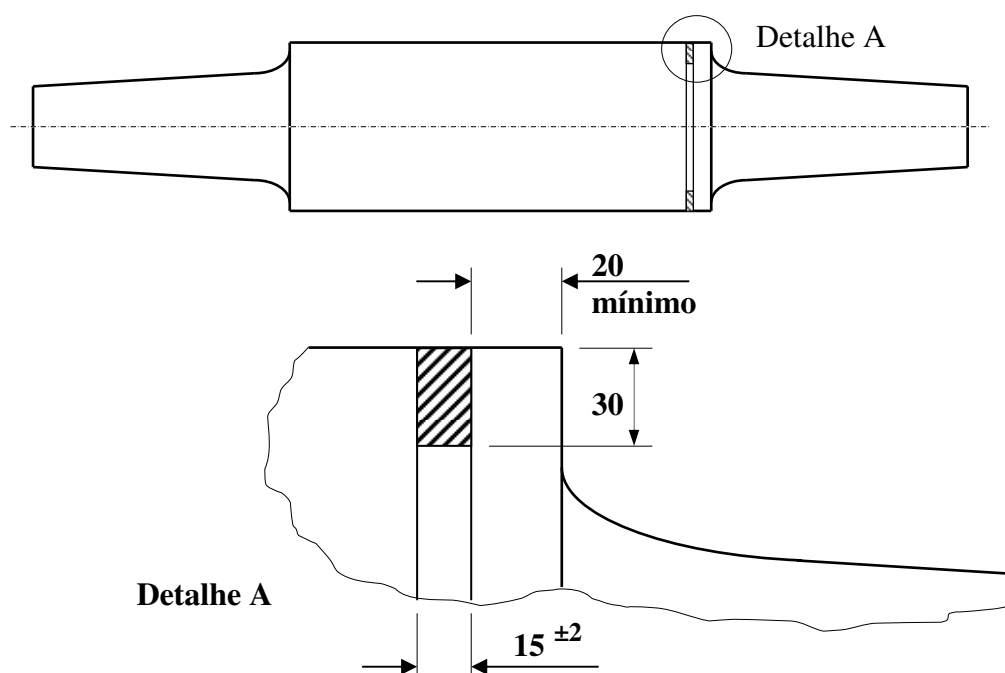


FIGURA 3.2 – Esquema de retirada de amostra dos cilindros.
Dimensões em mm.

Essa amostragem foi realizada após completo processamento metalúrgico do cilindro, incluindo tratamento térmico específico para cada material e todas inspeções do controle de qualidade. Foram utilizadas peças com idoneidade metalúrgica comprovada, isentas de desvios de processo, desde a elaboração química até a liberação final.

A partir desses anéis, realizou-se a extração de corpos de prova, esquematizada na figura 3.3. Utilizando-se usinagem por eletro-erosão, foram retirados pinos com dimensões $\varnothing 3 \times 12$ mm. na direção radial dos anéis, para reproduzir a mesma condição de trabalho dos cilindros no laminador.

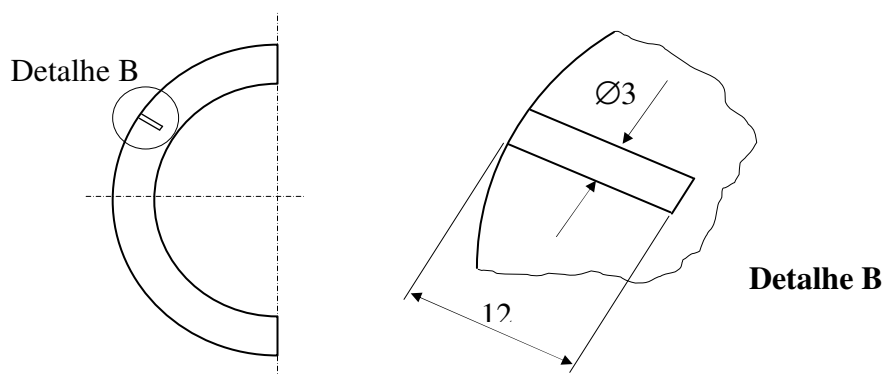


FIGURA 3.3 – Retirada dos corpos de prova das amostras dos cilindros. Dimensões em mm.

3.2. Caracterização metalográfica

As amostras de cada material foram submetidas à observação, análise e contagem de fases em microscópio ótico Leica, modelo DMLM (figura 3.4), pertencente à Aços Villares S.A., dotado de sistema digital de aquisição e análise de imagens QWin-Leica.



FIGURA 3.4 – Microscópio empregado na caracterização microestrutural.

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 μ m e polimento final, com granulometrias 1 μ m e ¼ μ m.

Apenas no caso do material HSS, essa última granulometria não foi utilizada, sendo substituída por suspensão de alumina (Al₂O₃), para garantir relevo dos carbonetos MC, os quais não são atacados pelos reagentes utilizados.

Para a caracterização da microestrutura, todos os ataques foram realizados utilizando-se técnica de imersão a frio. Para revelação da matriz metálica utilizou-se ataque com reagente Nital a 2%v, por 5, 7 e 15 segundos, para os materiais IC, HCI e HSS, respectivamente.

Para a caracterização dos carbonetos, realizou-se ataque por 30 segundos utilizando-se o reativo de Groensbeck, o qual é constituído por uma solução aquosa saturada de KMnO₄ (permanganato de potássio) e 4%p NaOH (hidróxido de sódio).

No primeiro ataque, a interrupção do ataque foi realizada com álcool etílico, enquanto que no segundo, com água, visto que o permanganato sofre reação em contato com o álcool etílico, provocando manchas.

A contagem de carbonetos foi realizada com o ataque Nital, selecionando-se os campos claros (não atacados), fazendo-se a contagem global de carbonetos com a aleatorização de 10 campos diferentes ao longo da amostra, com amplificação de 200x.

3.3. Medição de microdureza

As medições de microdureza foram efetuadas em um equipamento semi-automático, fabricação Future-Tech, modelo FM-700, pertencente ao laboratório físico da unidade de construção mecânica, Aços Villares S.A., o qual pode ser observado na figura 3.5.

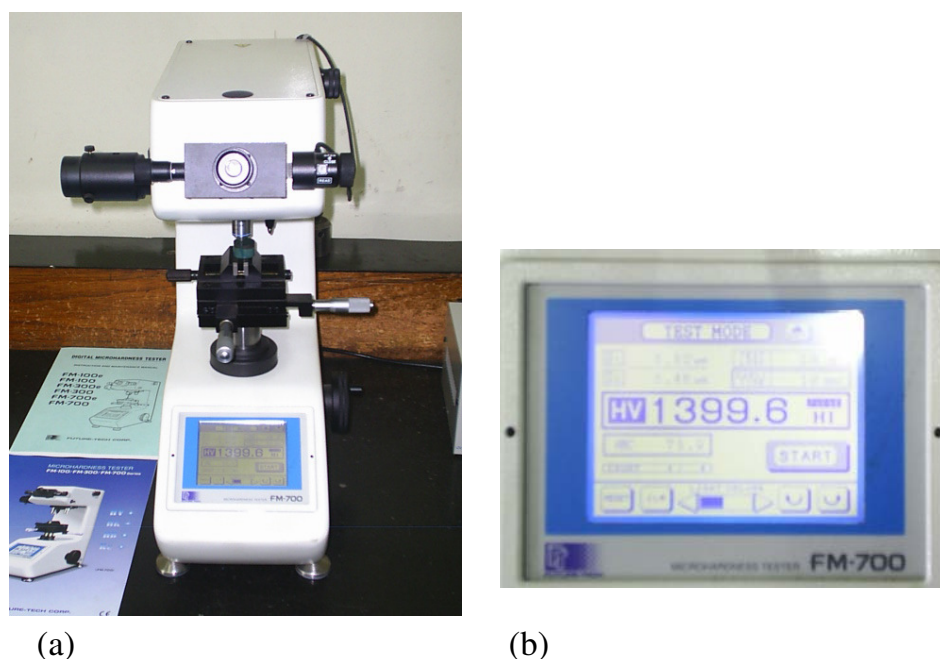


FIGURA 3.5 – Microdurômetro utilizado na determinação de dureza das fases das amostras. (a) equipamento, (b) detalhe do painel de controle e resultados.

Foram realizadas nas mesmas condições utilizadas para a análise microestrutural, com ataque nital. Foram utilizadas cargas que variaram de 10gf ($98,1 \times 10^{-3} \text{N}$) até 100gf ($981 \times 10^{-3} \text{N}$), as quais foram aplicadas por 10 segundos, conforme listado a seguir:

- Matriz metálica (todos materiais) : 100gf
- Carbonetos M_7C_3 (Material HCl) : 50gf
- Carbonetos M_3C (Material IC) : 100gf
- Carbonetos MC (Material HSS) : 10gf

Foram feitas 7 determinações para cada fase, sendo desprezados os extremos de cada grupo de medições. A determinação de microdureza dos carbonetos MC do material HSS apresentou dificuldade em relação à medição da diagonal, visto que o equipamento utilizado oferecia as cargas mais baixas de 5, 10 e 50gf.

A impressão causada pela carga de 10gf foi visualizada com amplificação de 500x com certa dificuldade, enquanto que com carga de 50gf, a impressão causada, superou o limite das proporções dimensionais do carboneto. Com isso, para essa fase foram realizadas 9 determinações, com eliminação de dois valores extremos e de outros dois valores que apresentaram as maiores dispersões entre as diagonais.

No caso do material HSS, não foram determinadas as durezas das fases M_2C , M_7C_3 e M_6C , devido à limitação do equipamento em relação ao tamanho das mesmas. Para tanto, seria necessária a utilização de um nanodurômetro.

3.4. Ensaio de desgaste

Os ensaios de desgaste foram realizados em um tribômetro do tipo pino-contra-disco, fabricação Plint & Partners Ltd., modelo TE-079, o qual pertence ao Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS) da EPUSP/Mecânica⁹. O equipamento, como pode ser observado na figura 3.6, 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, coeficiente de atrito, entre outros.

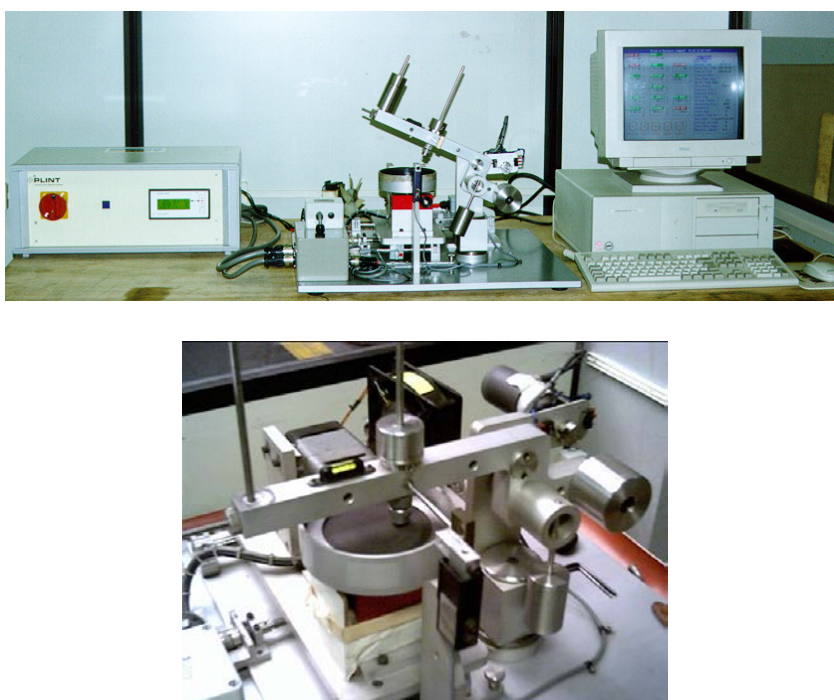


FIGURA 3.6 – Tribômetro TE-079, fabricação Plint & Partners Ltd.

Neste equipamento, os ensaios podem ser realizados com velocidade rotacional de 0 a 400rpm, carga de 0,1 a 20N, podendo-se manter a velocidade tangencial constante durante ensaios em espiral, mediante a medida da translação relativa do pino e controle da velocidade angular do disco/lixa. As amostras são presas por meio de um mandril tipo pinça, o qual possui encaixe em forma de guia para manter mesmo sentido de ensaio.

Para a realização do ensaio, utilizou-se uma configuração como a mostrada na figura 3.7, cujas condições de ensaio e parâmetros do tribômetro estão descritas a seguir:

- Rotação fixa em 66rpm;
- Percurso em espiral com raio inicial de 40mm e final de 5mm;
- Avanço: 0,292mm/revolução (máxima fornecida pelo equipamento);
- Carga: 4,6N (pressão de 0,65MPa);
- Abrasivo: Lixa SiC grana 320mesh com encostado de pano.

⁹ Sob coordenação dos professores doutores Amilton Sinátora e Deniol Tanaka.

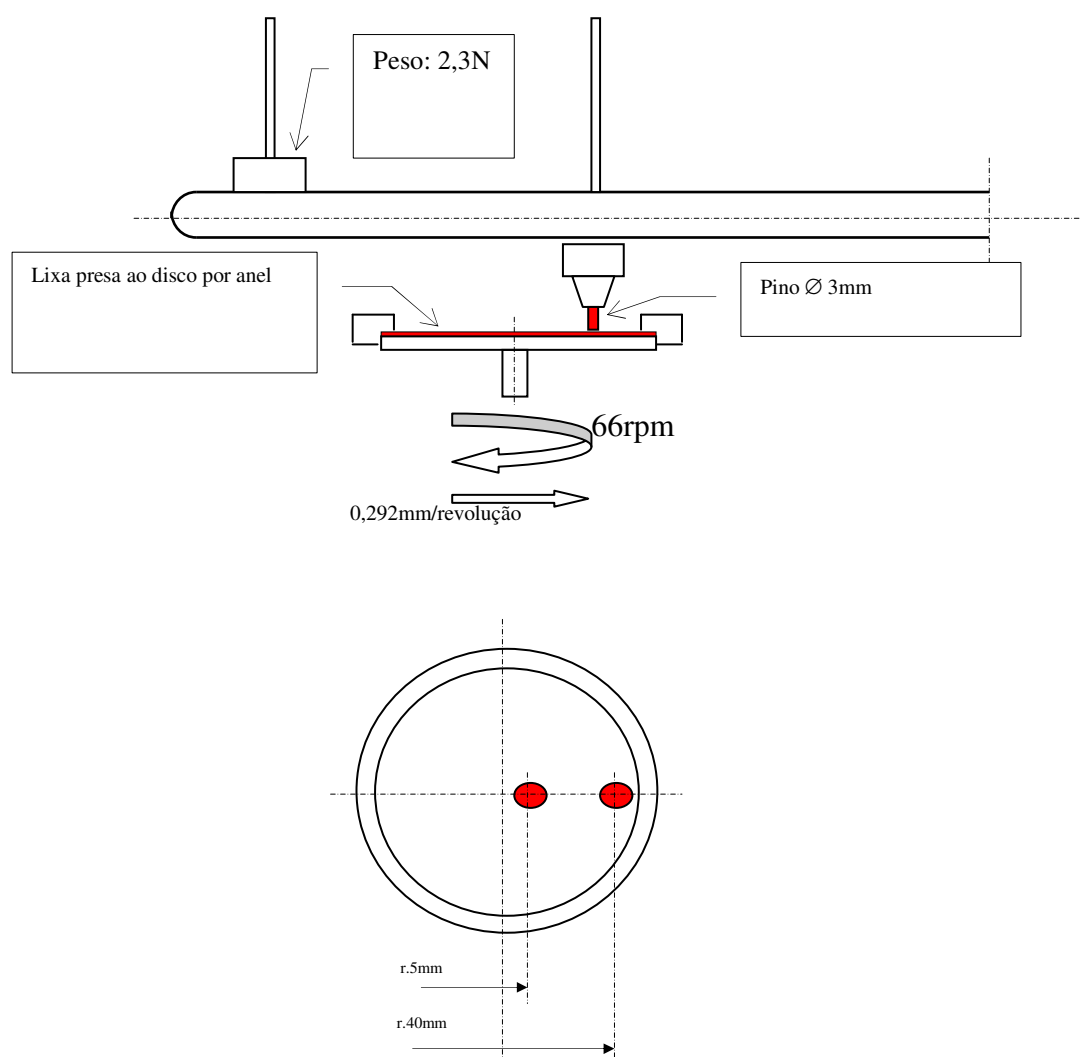


FIGURA 3.7 – Esquematização da configuração utilizada para o ensaio de desgaste abrasivo.

Estes parâmetros foram sugeridos pelo Dr. Carlos Henrique Silva (LFS-EPUSP), com base nos estudos realizados por Albertin (1994) em sua caracterização de desgaste em moinhos de bolas utilizando-se o ferro fundido branco de alto cromo como material do agente de moagem.

O procedimento adotado para o ensaio teve a sequência relacionada a seguir, sendo repetido em três diferentes amostras para cada material, ou seja, determinações em tréplica.

- 1) Retífica da superfície de ensaio, a qual objetiva a remoção de encruamento residual severo nessa região.
- 2) Assentamento com lixa grana 180 mesh, até total aplainamento da superfície, feito no próprio tribômetro com o mesmo percurso de ensaio, assim também se assegura completo paralelismo da face a ser ensaiada com a superfície da lixa.
- 3) Pesagem inicial.
- 4) Percurso de ensaio (16,945m) com lixa grana 320mesh.
- 5) Pesagem de ensaio.

Foram realizadas três pesagens a cada percurso de ensaio, após limpeza e secagem do conjunto mandril-amostra. A limpeza foi feita por imersão desse conjunto, em álcool etílico absoluto por 1 minuto, em um vibrador ultrassônico, como esquematizado na figura 3.8.

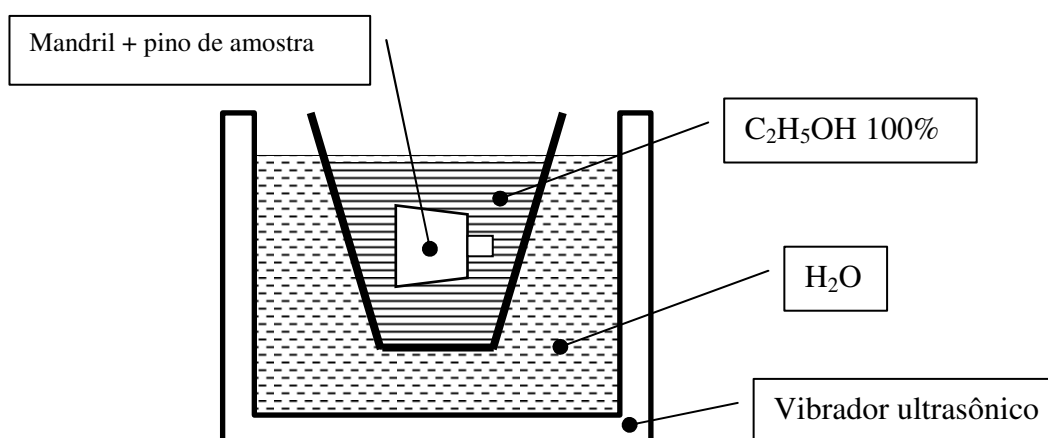


FIGURA 3.8 – Esquematização do sistema de lavagem das amostras.

Efetuuou-se a secagem com o uso de ar quente por um minuto e depois, com ar frio, por 30 segundos. Realizou-se uma verificação inicial da remoção da umidade residual, mediante observação da variação gradativa da pesada na balança analítica, que em sua câmara foi depositado um pequeno becker com sílica-gel indicadora. A manipulação do mandril-amostra foi realizada utilizando-se pinça laboratorial, sem qualquer contato manual.

As pesagens foram efetuadas a cada troca de lixa, que correspondia a uma distância percorrida de 16,945m. Verificando-se que a taxa de perda de massa tornou-se constante, efetuou-se a pesagem no intervalo de duas lixas, da oitava até a décima sexta troca, quando pela mesma razão, o intervalo de medidas foi alterado para cada 4 lixas utilizadas. Essa seqüência de trabalho foi efetuada para todos os corpos de prova. A balança utilizada para a pesagem está mostrada na figura 3.9, trata-se de uma balança analítica com resolução de 0,1mg (0,0001g).



FIGURA 3.9 – Balança utilizada para a pesagem das amostras ao longo do ensaio tribométrico.

O equipamento e o método utilizados foram determinados de modo a atender as recomendações da norma americana ASTM G-99/90, cujos principais requisitos são:

- Limpeza dos corpos de prova antes de cada ensaio;
- Perpendicularidade entre os eixos de centro de disco e do pino com uma tolerância máxima de $\pm 1^\circ$;
- Paralelismo entre a superfície de contato do pino com o plano do disco;
- Balanceamento da carga e carregamento;
- Padronização do tempo de ensaio;
- Início do ensaio com o pino em contato com o disco.

3.5. Caracterização da topografia de desgaste

Após finalização de cada ensaio, seguida de limpeza, as topografias obtidas de cada pino ensaiado foram analisadas em microscópio ótico Olympus modelo BX51 (LFS-EPUSP), mostrado na figura 3.10, dotado de sistema de aquisição digital e análise de imagens Qwin Standard. Foram realizadas fotografias utilizando-se contraste de interferência de Normanski, com o qual é possível obter uma imagem com maior profundidade de foco.



FIGURA 3.10 – Microscópio empregado na caracterização da topografia de desgaste.

Essas mesmas topografias de desgaste também foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura, equipamento Zeiss modelo DSM 950, pertencente ao CTA (figura 3.11). Utilizou-se tensão de 20kV e imagens de elétrons secundários. Não foi realizado qualquer tipo de recobrimento sobre a superfície analisada.



FIGURA 3.11 – Microscópio eletrônico de varredura empregado na caracterização da topografia de desgaste.

Também foi realizada observação transversal da topografia de desgaste, utilizando-se microscopia eletrônica de varredura. Essa análise objetivou verificar o comportamento da microestrutura ao sulcamento abrasivo. Para tanto, foi realizado o embutimento de um dos pinos-amostra de cada material em baquelite, fazendo-se o corte no sentido transversal aos sulcos de abrasão, lixando-se até próximo ao centro do diâmetro do pino.

Para essa análise realizou-se o mesmo procedimento de preparação metalográfica que para a análise microestrutural ótica, entretanto, para os materiais HCl e HSS, utilizou-se ataque com reagente Picral a 10%v por 30 segundos.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados, analisados e discutidos os resultados das caracterizações realizadas nas amostras dos três materiais propostos, os quais são amplamente utilizados na fabricação de cilindros de trabalho para laminadores de tiras a quente.

Serão abordados:

- A constituição microestrutural dos materiais caracterizados;
- A diferença de dureza das fases;
- O comportamento de desgaste abrasivo para cada material e a influência da microestrutura;
- O comportamento do atrito na condição de abrasão para cada material ensaiado e,
- A validação do ensaio proposto e suas condições de controle;

4.1. Caracterização metalográfica

Os materiais IC e HCI podem ser classificados como comerciais e normalizados, cujas microestruturas são amplamente difundidas na literatura. Diversas composições desses materiais estão disponíveis no mercado, como já comentado e discutido no item 2.2.2.

Segundo a revisão bibliográfica realizada, o ferro fundido de coquilhamento indefinido é constituído por grafita e carbonetos eutéticos em matriz predominantemente martensítica. Já a microestrutura do ferro fundido branco de alto cromo, esta se constitui por carbonetos hipoeutéticos ricos em cromo, devido à elevada composição desse elemento, quando comparado ao primeiro material.

No caso de ligas de ferro fundido multi-componentes (ou simplesmente denominados HSS), diversos trabalhos têm sido realizados para sua caracterização. Por meio de análises metalográficas, difração de raios-X e microanálise de feixe de elétrons, seus carbonetos vem sendo identificados e suas propriedades determinadas, de acordo com as diferentes composições propostas.

A micrografia da amostra de ferro fundido de coquilhamento indefinido (IC), utilizada para este trabalho, pode ser observada na figura 4.1. Possui morfologia semelhante à apresentada por Elliot (1988) e pelo *The Institute of British Foundrymen* (1981), figuras 2.16 e 2.17, respectivamente. Entretanto, visto ter sido submetido a um tratamento térmico isotérmico, a austenita retida fora desestabilizada termicamente, e transformada integralmente à bainita. Em síntese, esse material constitui-se por grafita vermicular e carbonetos eutéticos ledeburíticos do tipo M_3C (cementita) em matriz acicular (martensita + bainita).

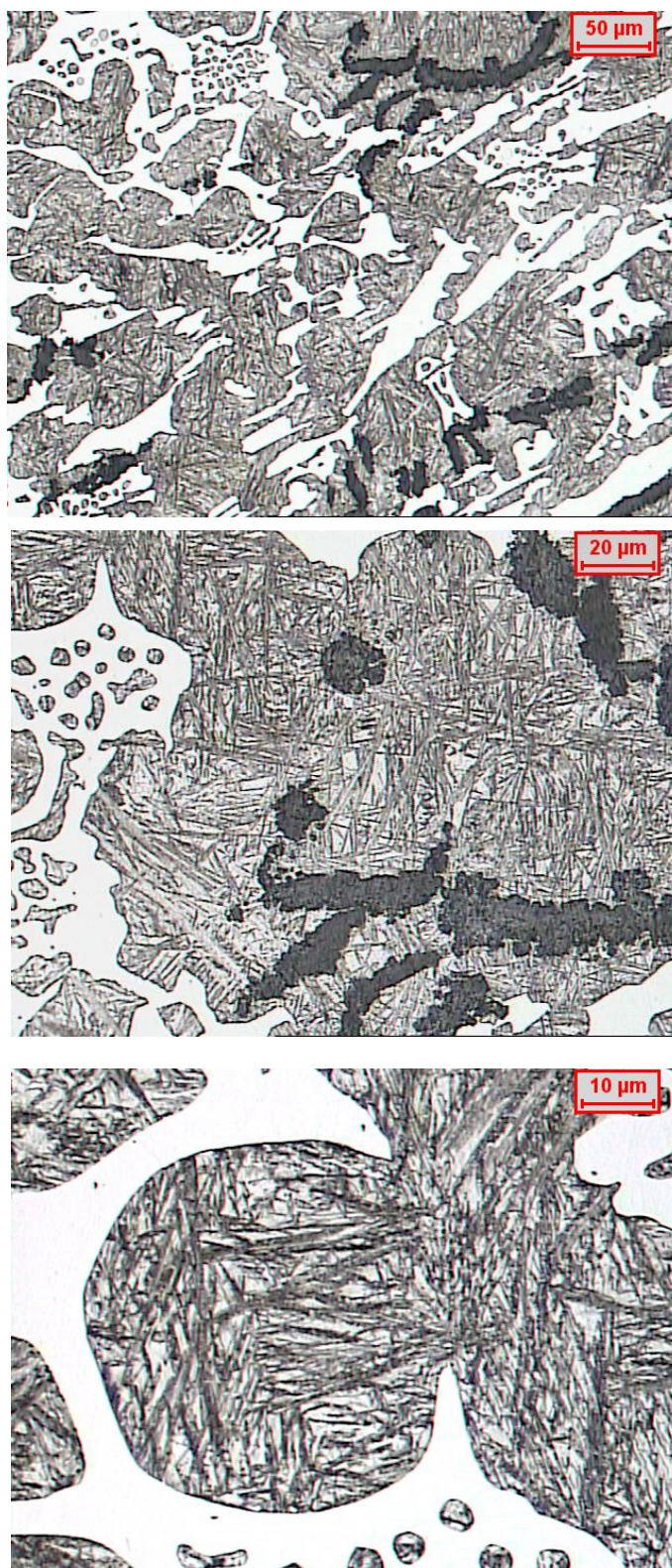


FIGURA 4.1: Microestrutura do ferro fundido indefinido (IC), ataque nital por 5s. Carbonetos eutéticos M_3C e grafita vermicular em matriz acicular (bainita + martensita).

A figura 4.2 evidencia a micrografia da amostra de ferro fundido branco de alto cromo (HCl), também utilizada para esse trabalho. Da mesma forma como apresentado por Powell (2002), na figura 2.20 e pelo *Institute of British Foundrymen* (1981), na figura 2.21, sua microestrutura está constituída por carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 e carbonetos oriundos de precipitação secundária em matriz formada por martensita revenida. A identificação do carboneto M_7C_3 , mediante ataque seletivo, será comentada mais adiante.

O aço rápido caracterizado (material HSS) – melhor definido por ferro fundido branco multi-componente – constitui-se por fina rede de carbonetos eutéticos complexos e carbonetos dispersos, estes oriundos de precipitação secundária, em matriz martensítica, sendo observada ocorrência de bainita. Essa constituição pode ser observada na figura 4.3.

A rede complexa de eutéticos desse material, conforme observado em caracterizações realizadas por diversos autores, comentado no item 2.2.2-c, é formada por carbonetos do tipo MC, M_2C , M_6C e M_7C_3 .

Foi identificada mediante ataque seletivo, utilizando-se reativo de Groensbeck, com o qual não são atacados os tipos M_3C e MC, entretanto, este último, devido à sua elevada dureza, apresenta relevo diferenciado. A figura 4.4 mostra o comportamento desse ataque para os materiais HSS e HCl, este apresenta apenas o tipo M_7C_3 , enquanto aquele, uma rede complexa detalhada na figura 4.5.

Assim como mostrado por Hashimoto (2005), na figura 2.24, também foi verificado nesse material a desestabilização térmica do carboneto do tipo M_2C em M_6C , devido a um ciclo completo de tratamento térmico de austenitização, têmpera e revenimento, ao qual foi submetido.

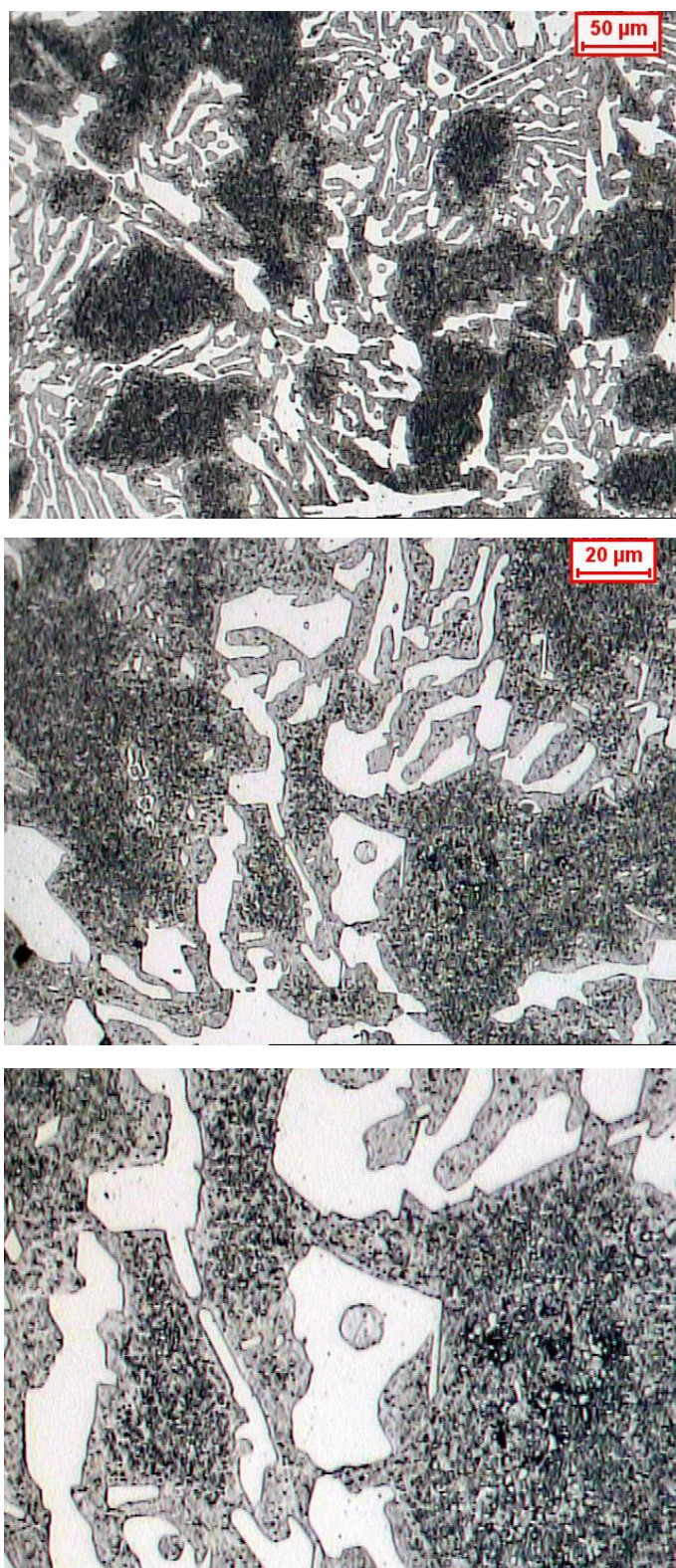


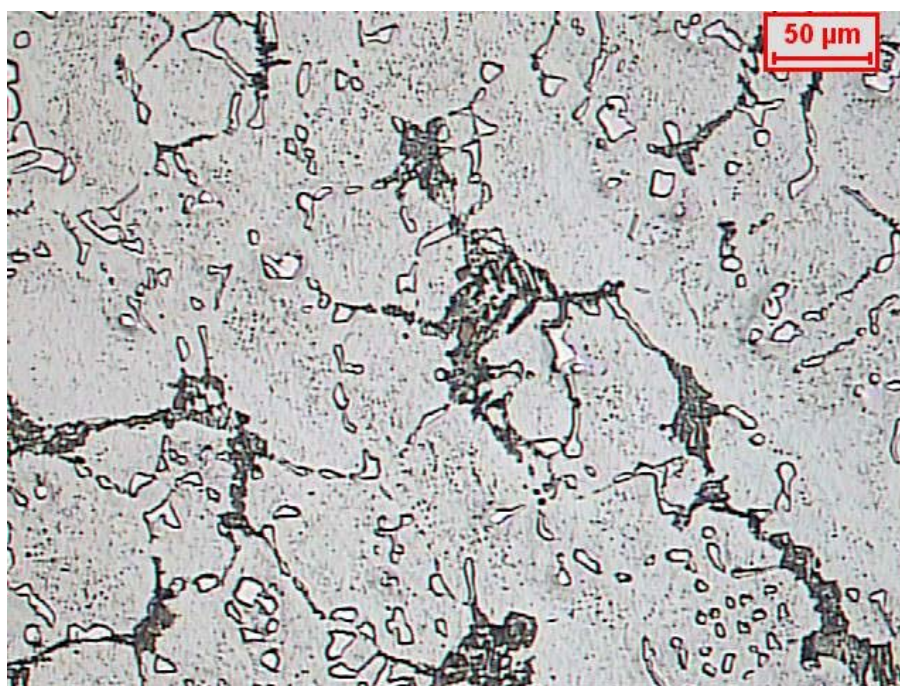
FIGURA 4.2: Microestrutura do FoFo branco de alto cromo (HCl), ataque nital x 7s. Carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 e carbonetos precipitados em matriz martensítica revenida. Diferentes ampliações.



FIGURA 4.3: Microestrutura do aço rápido (HSS), ataque nital x 15s. Rede complexa de carbonetos eutéticos e carbonetos oriundos de precipitação secundária em matriz martensítica com ocorrência de bainita. Diferentes ampliações.

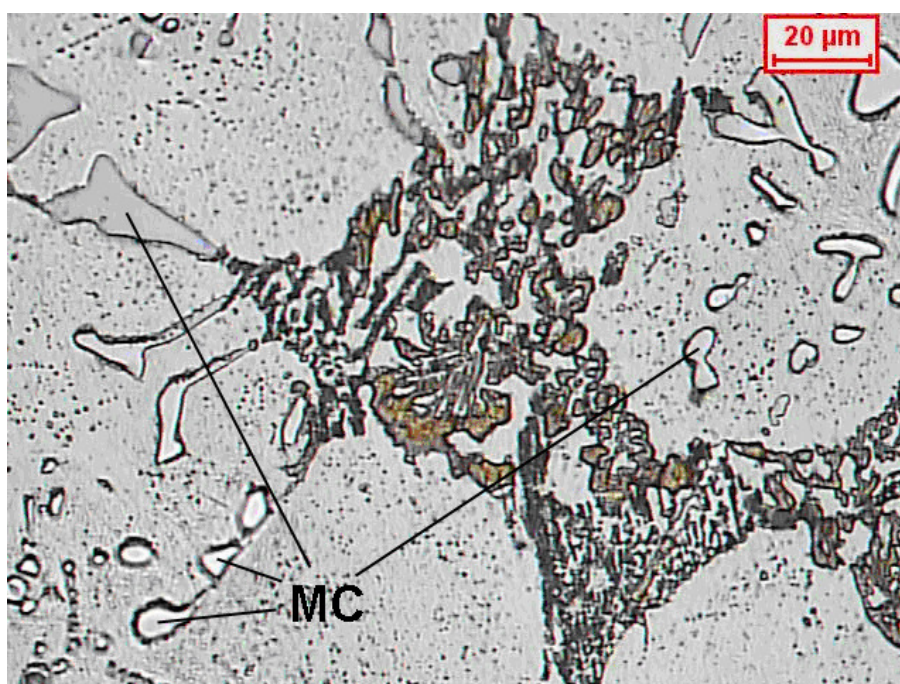


(a)

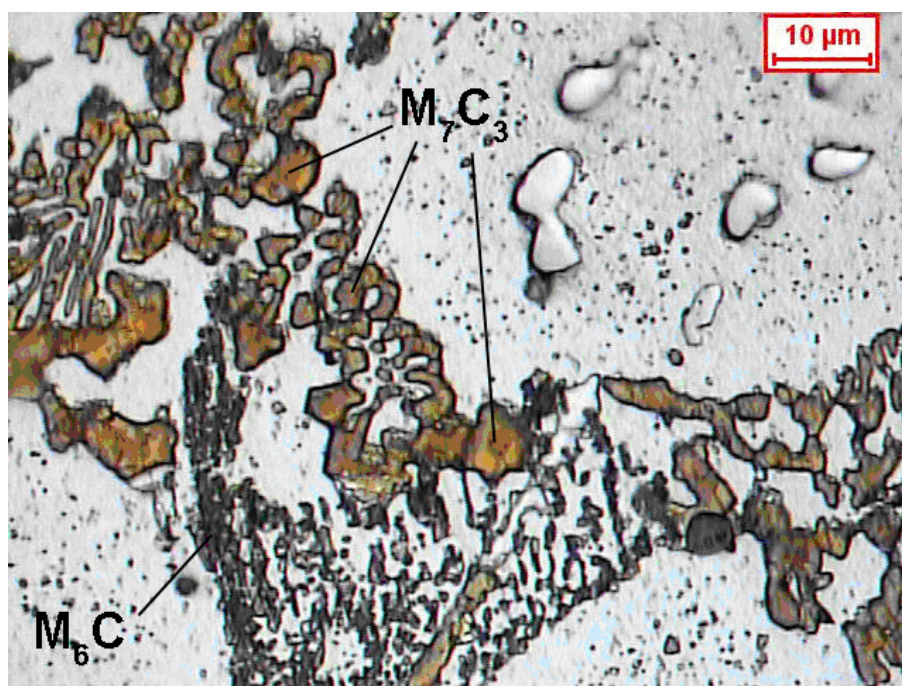


(b)

FIGURA 4.4: Microestrutura do HCl (a) e HSS (b), ataque Groenbeck x 30s. Enquanto que o HCl apresenta apenas carbonetos do tipo M_7C_3 , o HSS apresenta uma rede complexa de carbonetos eutéticos.



(a)



(b)

FIGURA 4.5: Microestrutura do aço rápido (HSS), ataque Groensbeck x 30s. (a) Detalhe dos carbonetos do tipo MC e (b) carbonetos do tipo M_6C e M_7C_3 .

A contagem global de carbonetos está mostrada na tabela 4.1, na qual estão mostradas as médias para cada material a partir de 10 determinações, essa comparação também está representada graficamente na figura 4.6, na forma de uma distribuição normal (Gauss).

TABELA 4.1: Resultado da contagem de fração de carbonetos no analisador Qwin Leica.

	IC	HCI	HSS
1	22,78	21,77	9,46
2	23,94	22,40	9,88
3	24,03	22,40	10,88
4	24,14	22,72	11,21
5	26,18	23,86	11,50
6	26,77	23,98	11,52
7	28,68	24,17	11,63
8	29,29	24,64	11,81
9	29,81	24,95	12,24
10	29,88	25,05	13,01
Média	26,55	23,59	11,31
Desvio Padrão	2,731	1,181	1,046

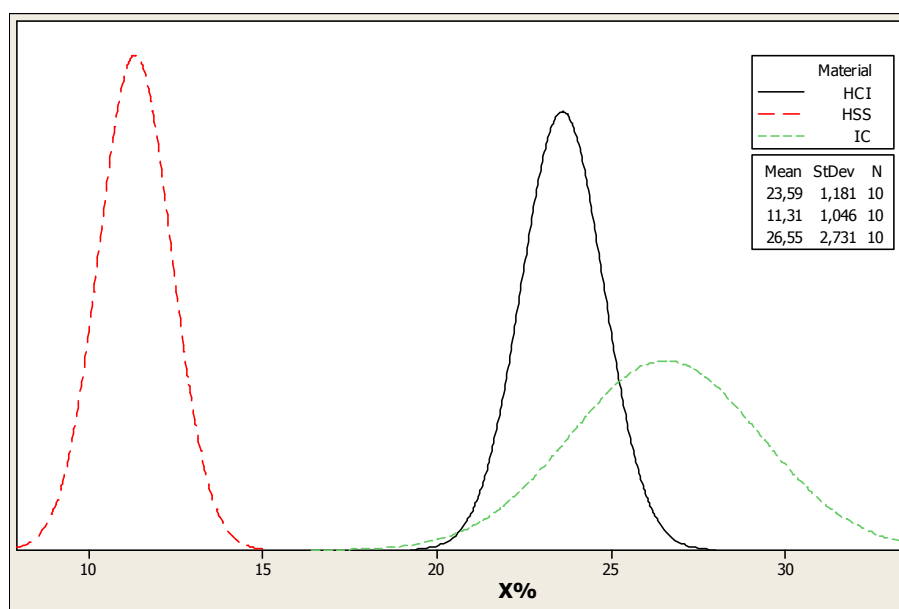


FIGURA 4.6: Distribuição normal (Gauss) da fração global de carbonetos para cada material.

Como os resultados das contagens de carbonetos dos materiais HCI e IC apresentaram-se muito próximos, realizou-se uma análise de variâncias¹⁰, conforme quadro de análise de variância mostrado na tabela 4.2. Foi admitido um intervalo de confiança de 95%, como o valor P mostrou-se inferior a 0,05 (5%), conclui-se que são significativamente diferentes. Na representação gráfica desse mesmo quadro de ANOVA, a distribuição dos resultados entre o 1º e 3º quartis mostram-se distintos.

TABELA 4.2: Quadro de análise de variância da contagem de carbonetos dos materiais IC e HCI.

	GL	SQ	QM	F	P
Material	1	43,69	43,69	9,87	0,006
Erro	18	79,68	4,43		
Total	19	123,37			

Nível	N	Média	S	
HCI	10	23,594	1,181	(-----*-----)
IC	10	26,550	2,731	(-----*-----)

	22,5	24,0	25,5	27,0
--	------	------	------	------

Com isso, tem-se em ordem crescente de fração de carbonetos, os materiais HSS, HCI e IC, confirmando a referência de Martiny & Sinnaeve (2001), mostrada no item 2.2.2, capítulo 2.

¹⁰ Utilizou-se a funcionalidade ANOVA-OneWay do aplicativo Minitab® r.14, licença de AVSA

4.2. Medição de microdureza

Os resultados das medidas de microdureza de cada relacionados nas tabelas 4.3 à 4.5, respectivamente. Nestas mesmas tabelas também está relacionado o comprimento da diagonal de cada impressão, assim como a carga utilizada. Foram observados valores distintos para os carbonetos principais (maior dureza), confirmado pela literatura.

TABELA 4.3: Microdurezas da matriz metálica e carbonetos M_3C do material IC.

Matriz metálica (100gf)			Carbonetos M_3C (100gf)		
Diagonal 1	Diagonal 2	HV	Diagonal 1	Diagonal 2	HV
18,02	18,98	541,8	15,29	15,04	806,3
17,50	17,39	609,3	15,50	15,58	767,9
17,68	18,20	576,2	14,87	15,58	800,0
17,60	17,26	610,4	13,35	13,19	1053,1
17,73	17,98	581,7	14,47	14,37	891,8
Média:		583,9	Média:		863,8
Desvio Padrão:		28,21	Desvio Padrão:		115,3
[μm]	[μm]	[kgf/mm ²]	[μm]	[μm]	[kgf/mm ²]

TABELA 4.4: Microdurezas da matriz metálica e carbonetos M_7C_3 do material HCl.

Matriz metálica (100gf)			Carbonetos M_7C_3 (50gf)		
Diagonal 1	Diagonal 2	HV	Diagonal 1	Diagonal 2	HV
19,72	20,64	455,4	9,23	8,78	1143,4
20,27	20,55	445,2	9,13	8,47	1197,3
20,42	20,57	441,5	8,71	7,89	1345,9
20,24	20,46	447,8	9,04	9,04	1190,5
19,98	20,67	448,9	8,10	8,43	1357,3
Média:		447,8	Média:		1246,9
Desvio Padrão:		5,100	Desvio Padrão:		97,90
[μm]	[μm]	[kgf/mm ²]	[μm]	[μm]	[kgf/mm ²]

TABELA 4.5: Microdurezas da matriz metálica e carbonetos MC do material HSS.

Matriz metálica (100gf)			Carbonetos MC (10gf)		
Diagonal 1	Diagonal 2	HV	Diagonal 1	Diagonal 2	HV
17,84	18,12	573,6	2,73	2,51	2701,5
17,60	17,56	600,0	2,70	2,66	2581,9
17,15	17,53	616,7	2,62	2,45	2885,7
17,40	17,77	599,7	2,81	2,82	2340,2
17,47	17,75	598,0	2,82	2,69	2443,2
Média:		597,6	Média:		2590,5
Desvio Padrão:		15,40	Desvio Padrão:		214,4
[μm]	[μm]	[kgf/mm ²]	[μm]	[μm]	[kgf/mm ²]

A figura 4.7 mostra a distribuição normal das microdurezas da matriz de cada um dos materiais. Foi observada uma proximidade dos resultados entre os materiais IC e HSS, com isso, também foi realizada ANOVA, conforme quadro de análise de variância mostrado na tabela 4.6. Foi verificado um valor P superior a 0,05 (5%), dessa forma os resultados dos dois grupos coexistem num intervalo de 95% de confiança, dessa forma, são considerados significativamente semelhantes.

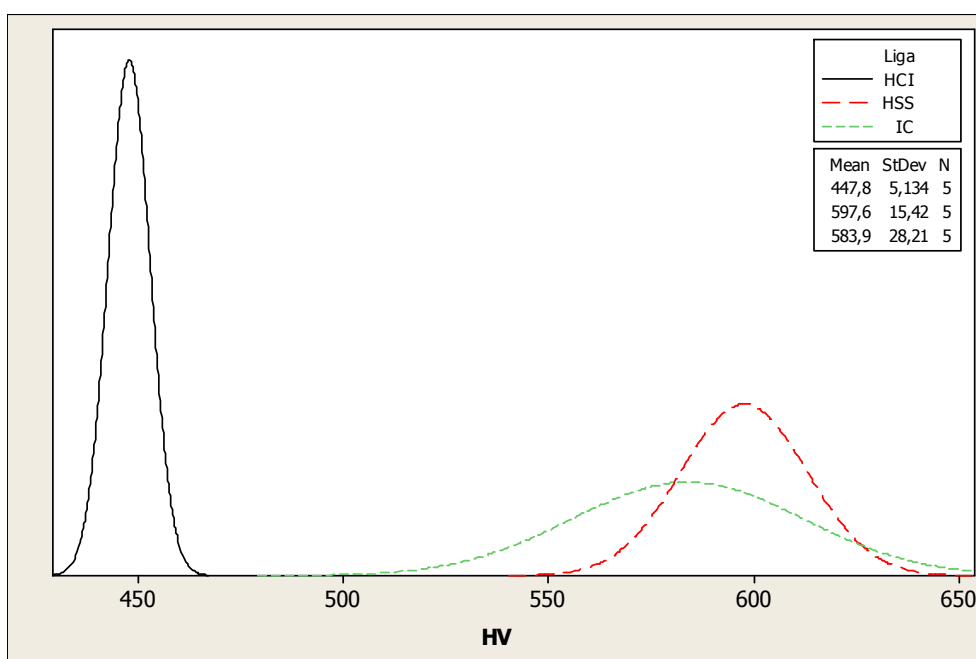


FIGURA 4.7: Distribuição normal (Gauss) da microdureza da matriz para cada material.

TABELA 4.6: Quadro de análise de variância de microdureza da matriz dos materiais IC e HSS.

	GL	SQ	QM	F	P
Material	1	471	471	0,91	0,368
Erro	8	4135	517		
Total	9	4606			

Nível	N	Média	S	
HSS	5	597,60	15,42	(-----*-----)
IC	5	583,88	28,21	(-----*-----)

560 576 592 608

4.2. Tribometria (Ensaio de desgaste)

As massas medidas dos dispositivos-de-prova, ao longo do processo de ensaio de cada material, estão apresentadas nas tabelas 4.7 a 4.9, além dos resultados dos cálculos de perda de massa acumulada e suas taxas.

TABELA 4.7: Massas do dispositivo-de-prova do material IC, ao longo do processo tribométrico.

Dist. [m]	Massa [g]			Perda de massa [mg]			Taxa [mg/m]		
	Pino 1	Pino 2	Pino 3	Pino 1	Pino 2	Pino 3	Pino 1	Pino 2	Pino 3
0,000	52,0118	51,8270	52,1859	0	0	0	0,0000	0,0000	0,0000
16,945	52,0090	51,8243	52,1834	2,8	2,7	2,5	0,1652	0,1593	0,1475
33,890	52,0062	51,8218	52,1809	5,6	5,2	5	0,1652	0,1475	0,1475
50,835	52,0052	51,8194	52,1789	6,6	7,6	7	0,0590	0,1416	0,1180
67,780	52,0014	51,8170	52,1765	10,4	10	9,4	0,2243	0,1416	0,1416
84,725	51,9990	51,8145	52,1743	12,8	12,5	11,6	0,1416	0,1475	0,1298
101,670	51,9967	51,8120	52,1719	15,1	15	14	0,1357	0,1475	0,1416
118,615	51,9939	51,8094	52,1701	17,9	17,6	15,8	0,1652	0,1534	0,1062
135,560	51,9913	51,8070	52,1678	20,5	20	18,1	0,1534	0,1416	0,1357
169,450	51,9877	51,8025	52,1634	24,1	24,5	22,5	0,1062	0,1328	0,1298
203,340	51,9828	51,7980	52,1591	29	29	26,8	0,1446	0,1328	0,1269
237,230	51,9775	51,7926	52,1550	34,3	34,4	30,9	0,1564	0,1593	0,1210
271,120	51,9728	51,7879	52,1509	39	39,1	35	0,1387	0,1387	0,1210
338,900	51,9636	51,7775	52,1428	48,2	49,5	43,1	0,1357	0,1534	0,1195

TABELA 4.8: Massas do dispositivo-de-prova do material HCl, ao longo do processo tribométrico.

Dist. [m]	Massa [g]			Perda de massa [mg]			Taxa [mg/m]		
	Pino 1	Pino 2	Pino 3	Pino 1	Pino 2	Pino 3	Pino 1	Pino 2	Pino 3
0,000	51,9932	51,8229	51,7859	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
16,945	51,9913	51,8211	51,7844	1,9000	1,8000	1,5000	0,1121	0,1062	0,0885
33,890	51,9894	51,8194	51,7831	3,8000	3,5000	2,8000	0,1121	0,1003	0,0767
50,835	51,9879	51,8176	51,7819	5,3000	5,3000	4,0000	0,0885	0,1062	0,0708
67,780	51,9856	51,8160	51,7803	7,6000	6,9000	5,6000	0,1357	0,0944	0,0944
84,725	51,9837	51,8143	51,7791	9,5000	8,6000	6,8000	0,1121	0,1003	0,0708
101,670	51,9820	51,8130	51,7780	11,2000	9,9000	7,9000	0,1003	0,0767	0,0649
118,615	51,9803	51,8115	51,7766	12,9000	11,4000	9,3000	0,1003	0,0885	0,0826
135,560	51,9785	51,8101	51,7751	14,7000	12,8000	10,8000	0,1062	0,0826	0,0885
169,450	51,9757	51,8068	51,7727	17,5000	16,1000	13,2000	0,0826	0,0974	0,0708
203,340	51,9725	51,8039	51,7699	20,7000	19,0000	16,0000	0,0944	0,0856	0,0826
237,230	51,9700	51,7995	51,7670	23,2000	23,4000	18,9000	0,0738	0,1298	0,0856
271,120	51,9672	51,7978	51,7646	26,0000	25,1000	21,3000	0,0826	0,0502	0,0708
338,900	51,9593	51,7916	51,7603	33,9000	31,3000	25,6000	0,1166	0,0915	0,0634

TABELA 4.9: Massas do dispositivo-de-prova do material HSS, ao longo do processo tribométrico.

Dist. [m]	Massa [g]			Perda de massa [mg]			Taxa [mg/m]		
	Pino 1	Pino 2	Pino 3	Pino 1	Pino 2	Pino 3	Pino 1	Pino 2	Pino 3
0,000	51,9525	52,0277	52,1234	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
16,945	51,9523	52,0263	52,1221	0,2000	1,4000	1,3000	0,0118	0,0826	0,0767
33,890	51,9499	52,0253	52,1208	2,6000	2,4000	2,6000	0,1416	0,0590	0,0767
50,835	51,9487	52,0242	52,1199	3,8000	3,5000	3,5000	0,0708	0,0649	0,0531
67,780	51,9476	52,0231	52,1186	4,9000	4,6000	4,8000	0,0649	0,0649	0,0767
84,725	51,9463	52,0220	52,1176	6,2000	5,7000	5,8000	0,0767	0,0649	0,0590
101,670	51,9453	52,0209	52,1164	7,2000	6,8000	7,0000	0,0590	0,0649	0,0708
118,615	51,9439	52,0197	52,1154	8,6000	8,0000	8,0000	0,0826	0,0708	0,0590
135,560	51,9427	52,0186	52,1143	9,8000	9,1000	9,1000	0,0708	0,0649	0,0649
169,450	51,9403	52,0165	52,1120	12,2000	11,2000	11,4000	0,0708	0,0620	0,0679
203,340	51,9380	52,0143	52,1101	14,5000	13,4000	13,3000	0,0679	0,0649	0,0561
237,230	51,9350	52,0123	52,1082	17,5000	15,4000	15,2000	0,0885	0,0590	0,0561
271,120	51,9326	52,0108	52,1060	19,9000	16,9000	17,4000	0,0708	0,0443	0,0649
338,900	51,9276	52,0067	52,1019	24,9000	21,0000	21,5000	0,0738	0,0605	0,0605

Graficamente, na figura 4.8, está representado o comportamento de perda de massa acumulada para cada pino e material ensaiado. Essa mesma representação gráfica na figura 4.9, mostra um comparativo médio entre os materiais. Observou-se que o material HSS apresentou a menor taxa, enquanto que o IC, a maior taxa de perda de massa (desgaste).

As distribuições normais das taxas de desgaste para cada material ensaiado estão mostradas na figura 4.10, na qual também é possível observar um comparativo entre os materiais. Foi realizada ANOVA dessas taxas, não sendo encontrada semelhança significativa, como pôde-se observar na tabela 4.10, sendo observado um valor de probabilidade “0”, o que indica que os resultados são significativamente distintos. O mesmo foi realizado entre os materiais HSS e HCI, separadamente, sendo observado o mesmo comportamento, conforme mostrado na tabela 4.11. Dessa forma, conclui-se que o HSS apresenta uma taxa de desgaste 26,37% menor que o HCI e 52,14% menor quando comparado ao IC. Enquanto que o HCI, apresenta uma taxa de desgaste 35,00% inferior ao IC. Um resumo desses resultados pode ser observado na tabela 4.12.

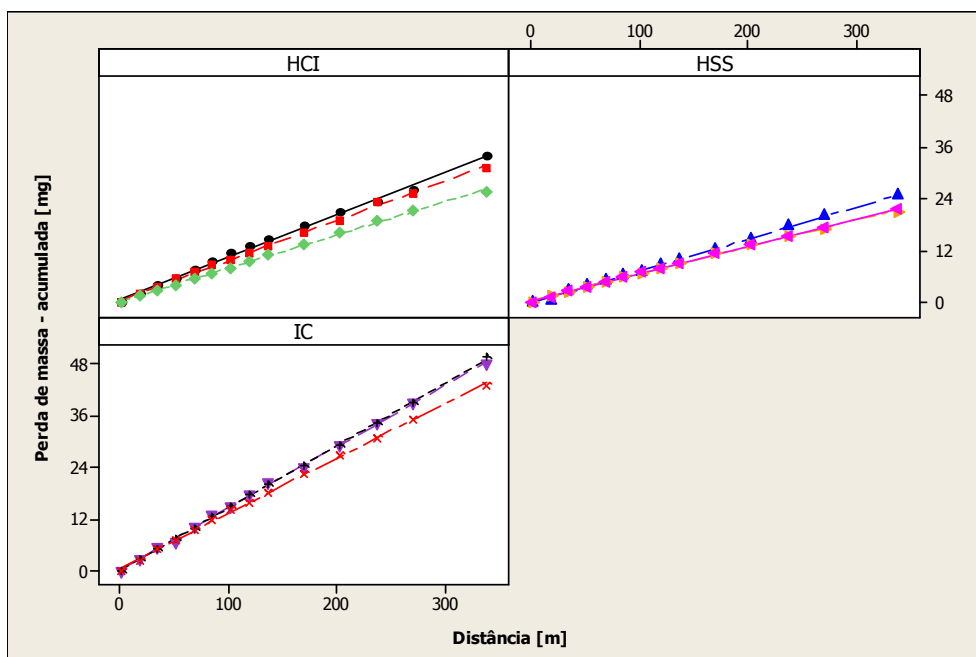


FIGURA 4.8: Perda de massa acumulada ao longo do processo tribométrico.

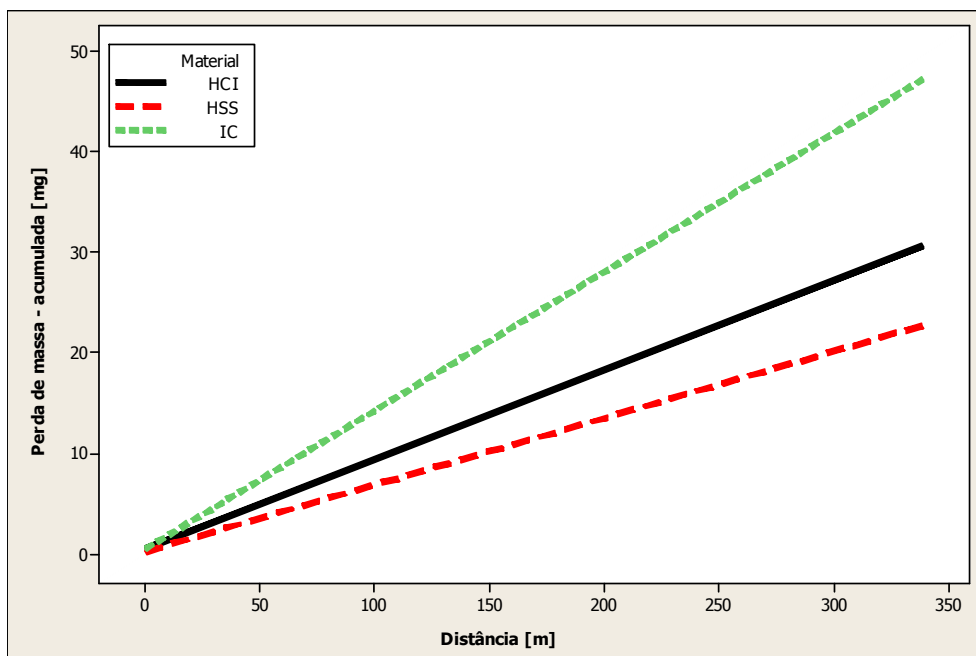


FIGURA 4.9: Representação gráfica comparativa da perda de massa acumulada para cada material.

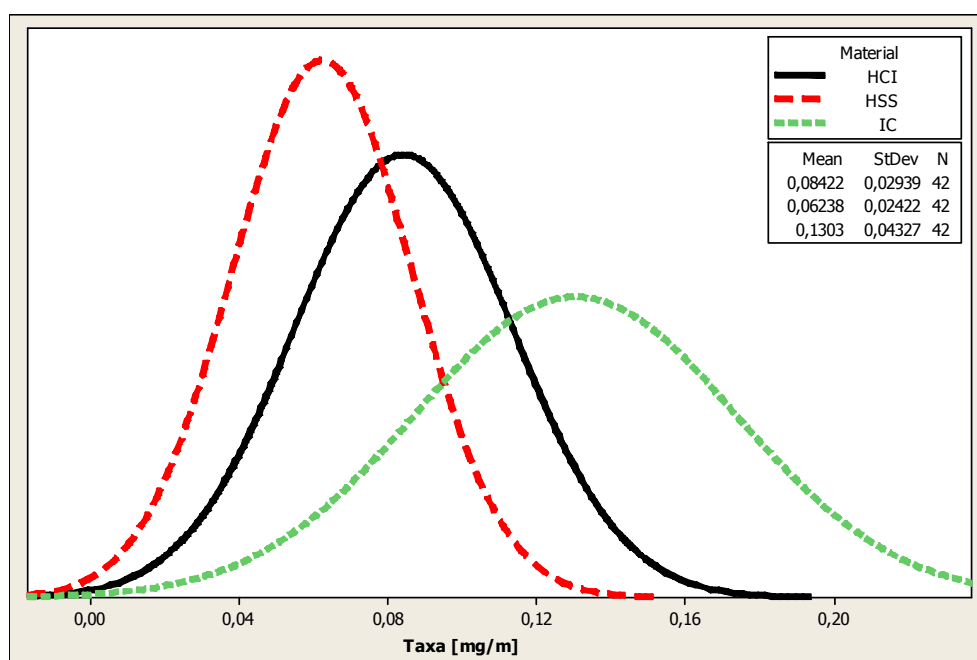


FIGURA 4.10: Comparativo da distribuição normal das taxas para cada material.

TABELA 4.10: Quadro de análise de variância das taxas de desgaste para todos materiais.

	GL	SQ	QM	F	P
Material	2	0,108891	0,054445	135,33	0,000
Erro	114	0,045864	0,000402		
Total	116	0,154755			

Nível	N	Média	S	
HCI	39	0,09070	0,01813	(-*)
HSS	39	0,06718	0,01739	(-*)
IC	39	0,14037	0,02400	(-*)

TABELA 4.11: Quadro de análise de variância das taxas de desgaste do HCI e HSS.

	GL	SQ	QM	F	P
Material	1	0,010790	0,010790	34,21	0,000
Erro	76	0,023973	0,000315		
Total	77	0,034763			

Nível	N	Média	S	
HCI	39	0,09070	0,01813	(-*)
HSS	39	0,06718	0,01739	(-*)

TABELA 4.12: Resumo das taxas de desgaste abrasivo, obtidas para cada material em mg/m

Material	HSS	HCI	IC
Média	0,067	0,091	0,140
Desvio Padrão	0,017	0,018	0,024
N medidas	39	39	39

O tribômetro utilizado conta com um sistema de determinação do coeficiente de atrito, mediante a utilização de uma célula de carga ligada ao movimento tangencial do pino-amostra. Esse sistema fez apontamentos a cada 1 segundo de ensaio, cujo comportamento para cada material ensaiado, pode ser observado nas figuras 4.11 à 4.13.

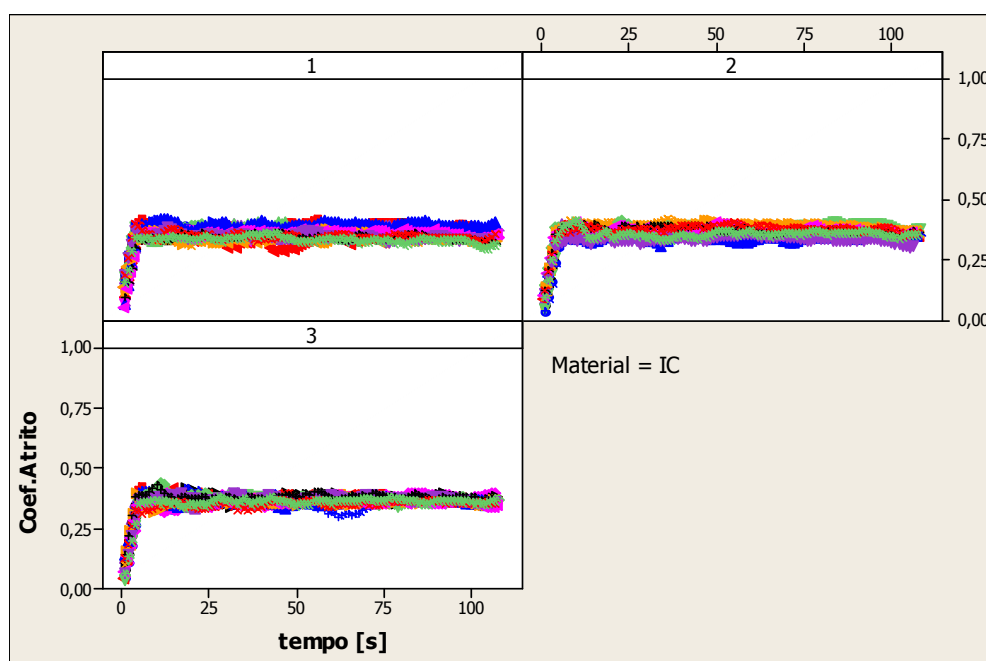


FIGURA 4.11: Comportamento do coeficiente de atrito ao longo do ensaio do material IC.

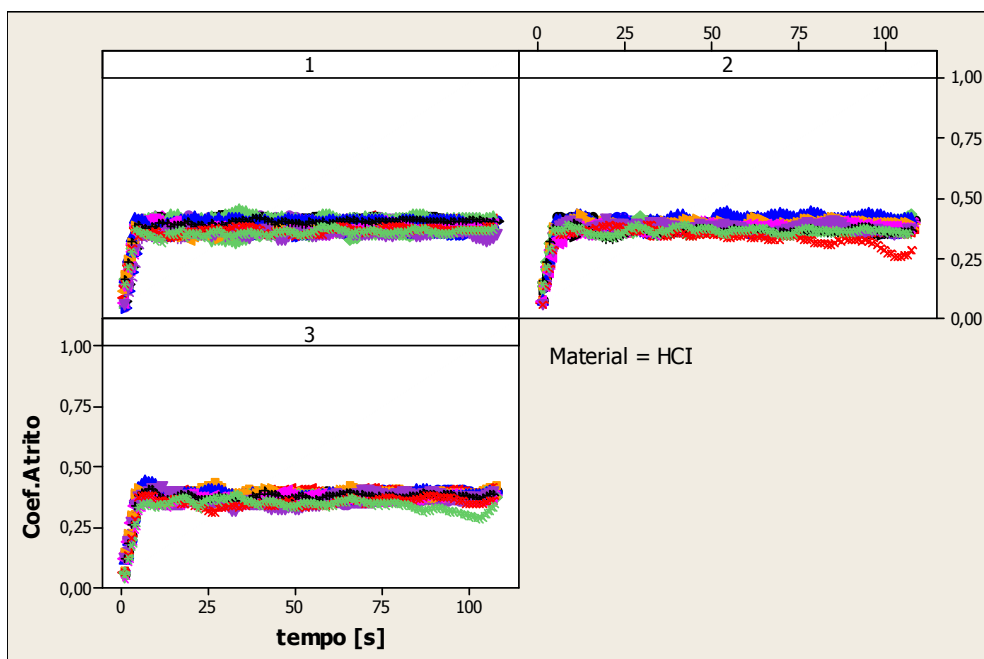


FIGURA 4.12: Comportamento do coeficiente de atrito ao longo do ensaio do material HCl.

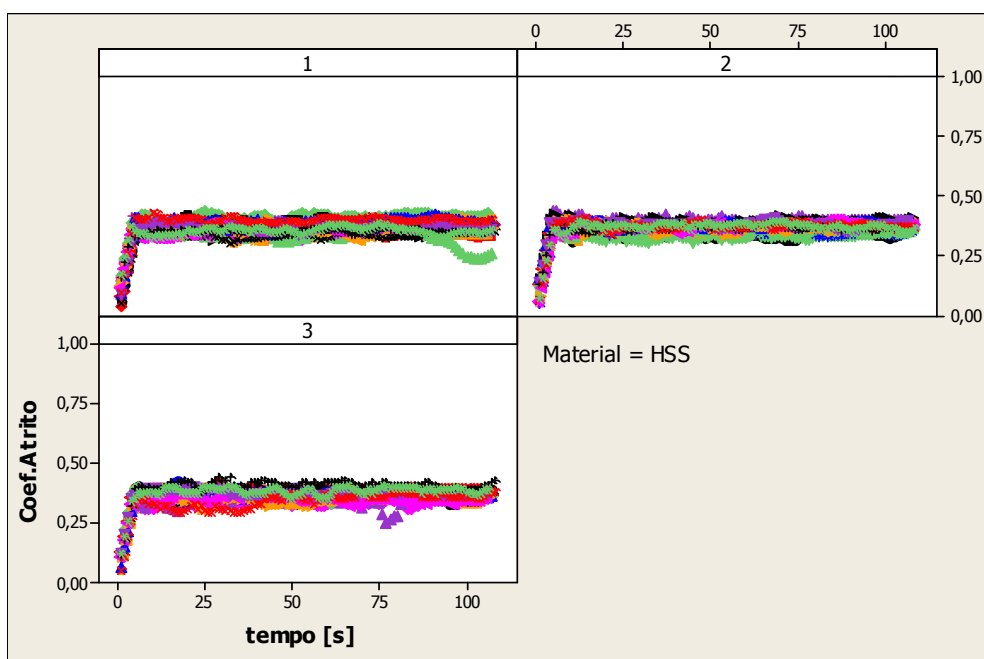


FIGURA 4.13: Comportamento do coeficiente de atrito ao longo do ensaio do material HSS.

Verificou-se que o atrito, traduzido pelo coeficiente de atrito, apresenta comportamento constante após atingir máximo contato entre o par pino/lixo. Algumas divergências foram observadas, mas em seqüências de ensaio isoladas para alguns pinos-amostra, muito provavelmente por algum agente externo desconhecido.

Fazendo-se a média das aquisições de coeficiente de atrito para cada seqüência de ensaio realizado, excluindo os dados do início, verificou-se que não há diferenças entre os materiais HSS e IC. No entanto, o HCI apresentou maior coeficiente de atrito. A distribuição normal desses resultados pode ser vista na figura 4.14 e confirmada pelas ANOVAs mostradas nas tabelas 4.13.

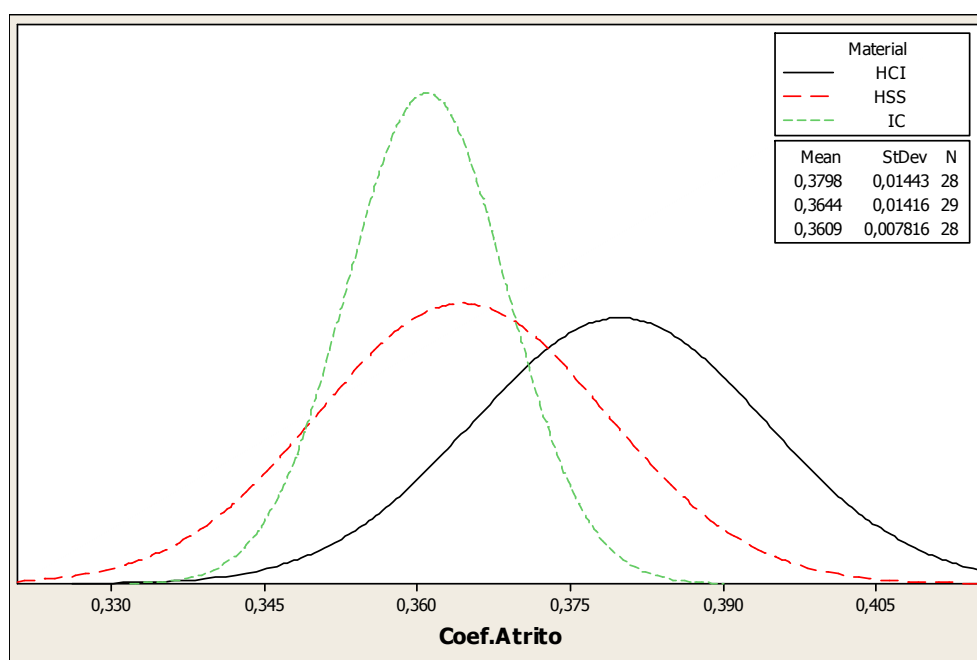


FIGURA 4.14: Comparativo das distribuições normais de coeficiente de atrito para os materiais.

TABELA 4.13: Quadro de análise de variância dos coeficientes de atrito, aos pares de materiais.

HSS x IC

	GL	SQ	QM	F	P
Material	1	0,000169	0,000169	1,28	0,263
Erro	55	0,007263	0,000132		
Total	56	0,007432			

Nível	N	Média	S	
HSS	29	0,36437	0,01416	-----+-----+-----+-----
IC	28	0,36092	0,00782	(-----*-----)
				(-----*-----)
				-----+-----+-----+-----
				0,3570 0,3605 0,3640 0,3675

IC x HCI

	GL	SQ	QM	F	P
Material	1	0,004994	0,004994	37,09	0,000
Erro	54	0,007271	0,000135		
Total	55	0,012264			

Nível	N	Média	S	
HCI	28	0,37981	0,01443	-----+-----+-----+-----
IC	28	0,36092	0,00782	(-----*-----)
				(-----*-----)
				-----+-----+-----+-----
				0,3570 0,3640 0,3710 0,3780

HCI x HSS

	GL	SQ	QM	F	P
Material	1	0,003397	0,003397	16,63	0,000
Erro	55	0,011234	0,000204		
Total	56	0,014632			

Nível	N	Média	S	
HCI	28	0,37981	0,01443	-----+-----+-----+-----
HSS	29	0,36437	0,01416	(-----*-----)
				(-----*-----)
				-----+-----+-----+-----
				0,3640 0,3710 0,3780 0,3850

A similaridade do coeficiente de atrito entre os materiais HSS e IC, bem como a diferença destes com o HCI, após caracterização micrográfica e medição de dureza das fases, muito provavelmente pode ser atribuída às hipóteses listadas a seguir:

- As microdurezas da matriz do IC e HSS são semelhantes e superiores à microdureza da matriz do HCI. Os carbonetos M_7C_3 presentes no HCI, com sua distribuição e crescimento aleatorizado, são facilmente expostos e agem como ancoradores no atrito;

- No caso do IC, a diferença de dureza entre a matriz e o eutético M_3C não é tão pronunciada como no material HCl (figura 4.15). Assim, não ocorre exposição dos carbonetos separadamente, de maneira a ocorrer o já dito ancoramento;

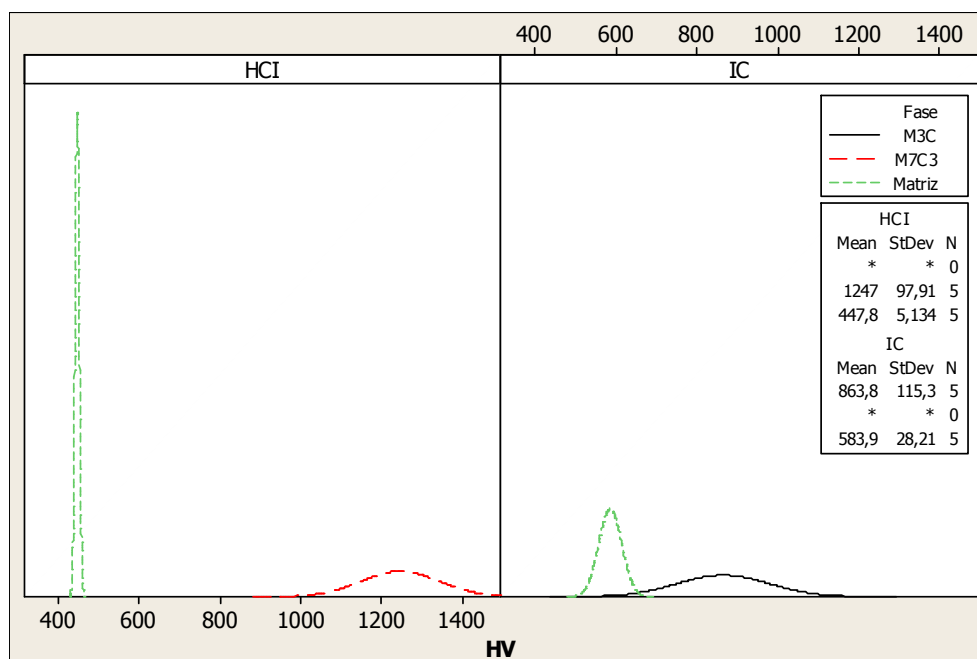


FIGURA 4.15: Comparativo das distribuições normais de microdureza da matriz e carbonetos M_7C_3 e M_3C e dos materiais HCl e IC, respectivamente.

- Enquanto que no IC, a presença do constituinte grafita tenha contribuído como um lubrificante, no HSS, a presença de carbonetos de elevada dureza, reduzem a promoção de sulcamento superficial, devido à menor diferença de dureza em relação ao grão abrasivo (SiC).

Segundo Stachowiak (1993), para ocorrer uma abrasão severa, a dureza do material deverá ser menor que a razão de 0,8 da dureza da partícula. Além disso, deverá ser menor que 1,5 para ocorrer desgaste abrasivo. Essa citação está assim esquematizado pela figura 4.16.

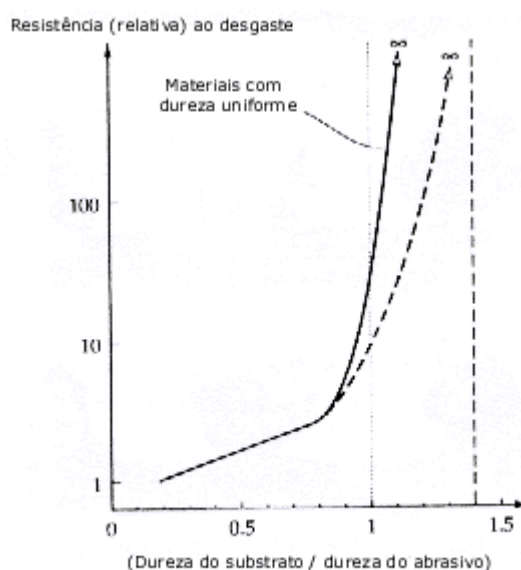


FIGURA 4.16: Relação entre a resistência ao desgaste abrasivo e a razão de dureza do substrato (material) com a dureza do abrasivo. (Stachowiak, 1993).

Dessa forma, extrapolando a razão da dureza dos diferentes carbonetos encontrados nos materiais em relação à dureza do grão abrasivo SiC (3000HV), obtém-se a tabela 4.14, com a qual observa-se uma resistência superior nos carbonetos formadores do aço rápido. Verifica-se que o carboneto MC apresenta uma razão de 0,86, o qual muito provavelmente poderá interferir no mecanismo de desgaste.

TABELA 4.14: Razão de dureza entre o material (substrato) e o abrasivo – H_s/H_a – para os diferentes constituintes.

Material	Fase	Máxima dureza [HV]	H_s/H_a
IC	Matriz	584	0,19
	M_3C	864	0,29
HCI	Matriz	448	0,15
	M_7C_3	1247	0,42
HSS	Matriz	598	0,20
	M_7C_3	(1800)	(0,60)
	M_2C	(2200)	(0,73)
	M_6C	(1800)	(0,60)
	MC	2591	0,86

Valores entre parênteses correspondem aos valores de literatura indicados na tabela 2.4, os quais não foram determinados nesse trabalho por falta de recurso.

Esse mesmo tribômetro ainda conta com um sistema de monitoramento da temperatura ambiente e umidade relativa do ar ao longo do ensaio em períodos pré-determinados. Essas variáveis, dependendo dos parâmetros utilizados para o ensaio, poderão interferir nos resultados negativamente, se houver variações.

Embora o controle dessas variáveis tivessem sido desprezadas inicialmente, as mesmas foram monitoradas ao longo dos ensaios. As figuras 4.17 e 4.18 mostram a distribuição normal da temperatura e umidade para cada material. Verificou-se que houve diferenças de temperatura ambiente e umidade, entretanto, não foi constatada interferência dessas no coeficiente de atrito, como se pode observar nas figuras 4.19 e 4.20. Não foi observada qualquer tendência definida.

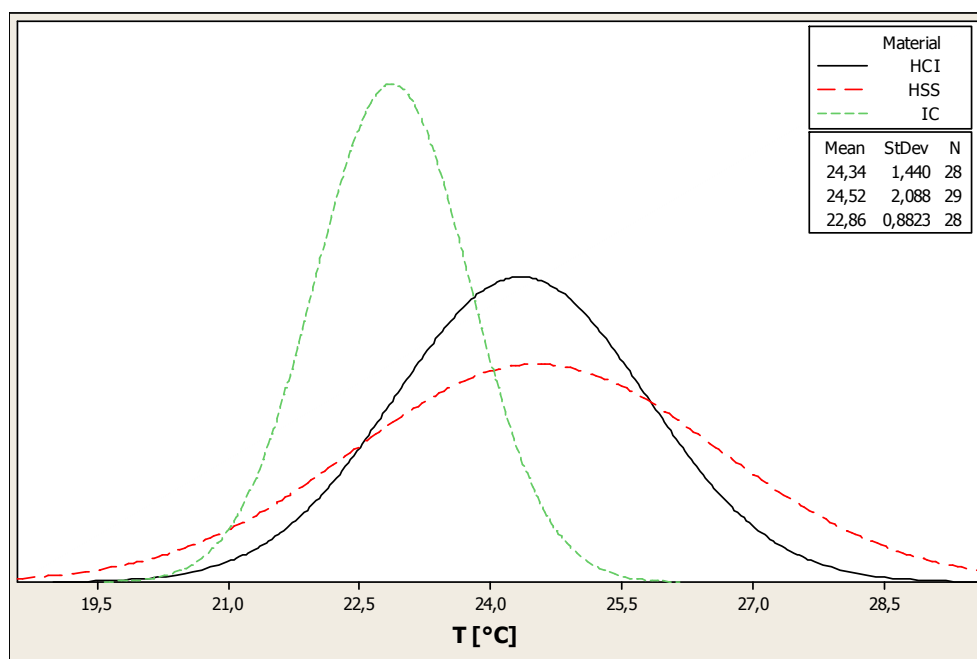


FIGURA 4.17: Comparativo da distribuição normal da T_{amb} para o ensaio de cada material.

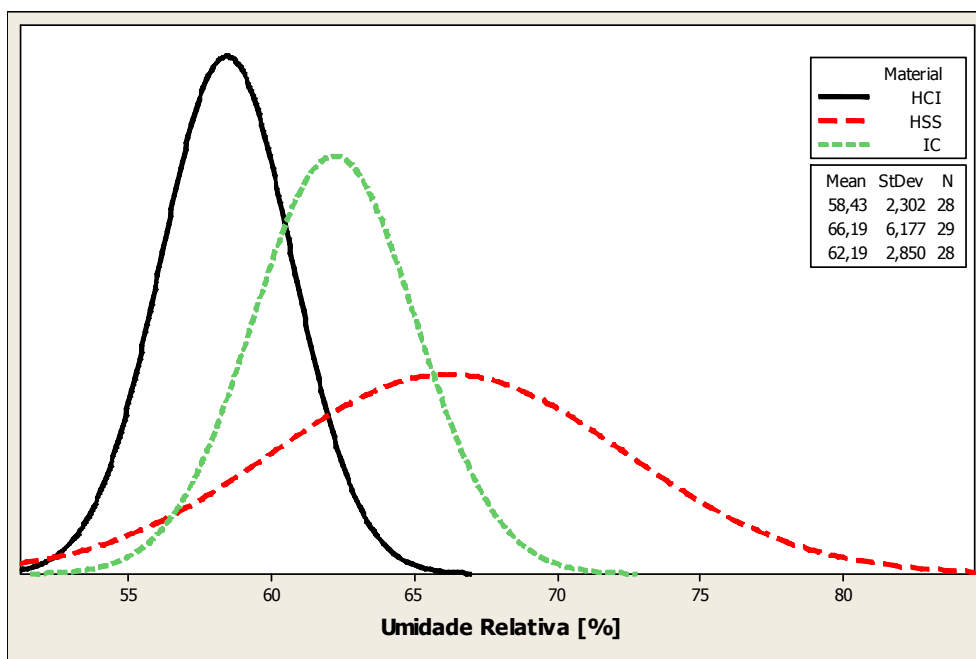


FIGURA 4.18: Comparativo da distribuição normal da umidade relativa média para cada material.

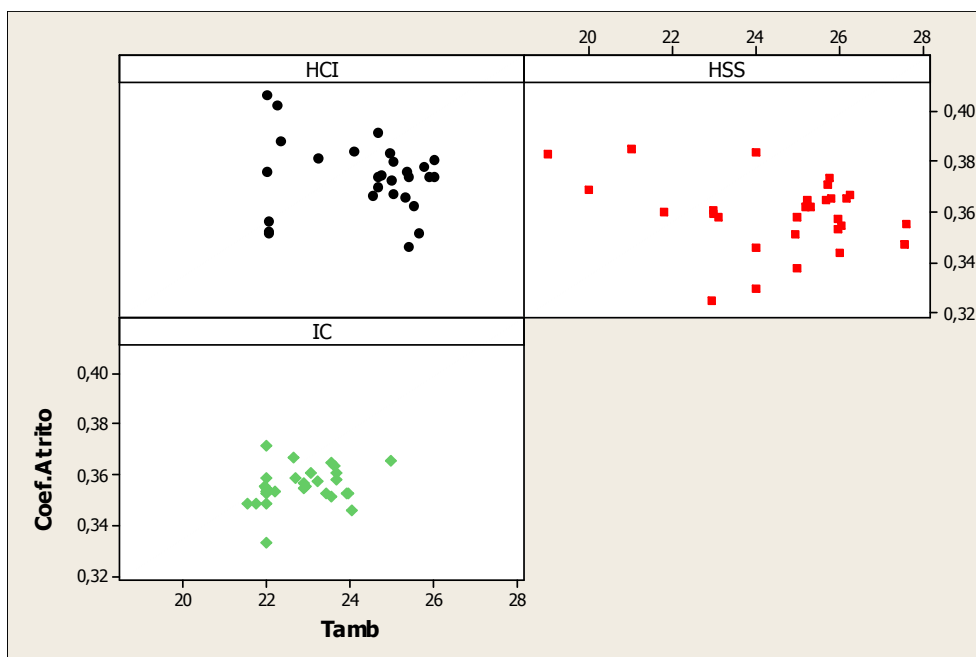


FIGURA 4.19: Verificação da influência da Tamb no coeficiente de atrito.

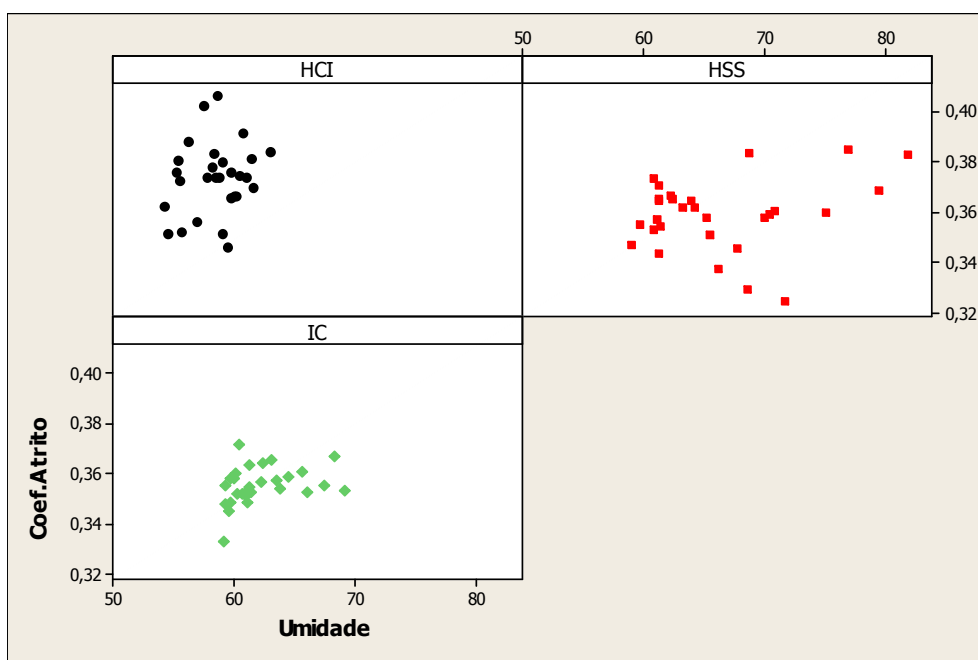


FIGURA 4.20: Verificação da influência da umidade no coeficiente de atrito.

4.3. Caracterização da topografia de desgaste

Pôde-se perceber uma significativa diferença de topografia das superfícies de desgaste dos pinos ensaiados. Estas podem ser visualizadas nas micrografias óticas com contraste de interferência de Normanski, figura 4.21, bem como em microscopia eletrônica de varredura, mostrada nas figuras 4.22 e 4.23.

Enquanto que nos materiais IC e HCI foi observada a predominância de sulcos de abrasão, no HSS verificou-se uma interação da rede eutética com a abrasão, ocorrendo a remoção de pequenas porções superficiais (arrancamentos), bem como microtrincas. No IC observou-se apenas a abrasão com algum relevo provocado pela própria grafita.

Outra observação foi a diferença das linhas de cortes dos sulcos, enquanto essas se apresentaram paralelas nos materiais IC e HSS, verifica-se um desvio de percurso no HCI. Tanto nesse último, como no HSS, também foi observada deformação lateral dos sulcos, o mesmo não ocorrendo no IC.

Segundo Kruschov¹¹ apud Pintaude, mecanismos de desgaste abrasivo envolvendo microtrincas são comumente associados aos altos níveis de taxas de desgaste, para materiais cerâmicos e metais puros. Entretanto, para materiais metálicos, esse mecanismo não está muito claro. Isso foi possível verificar nesse trabalho para o desgaste do material HSS. Esse apresentou a menor taxa de desgaste entre todos os estudados, foi o único que apresentou microtrincas.

¹¹ KRUSCHOV, M. M. *Abrasion mechanism – delamination to machining*. In: CONFERENCE ON FUNDAMENTALS OF TRIBOLOGY, Massachusetts, 1978 apud PINTAÚDE, G. et al. *A review on abrasive wear mechanisms of metalliv materials*. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERINZING MILLS. São Paulo, 2005.

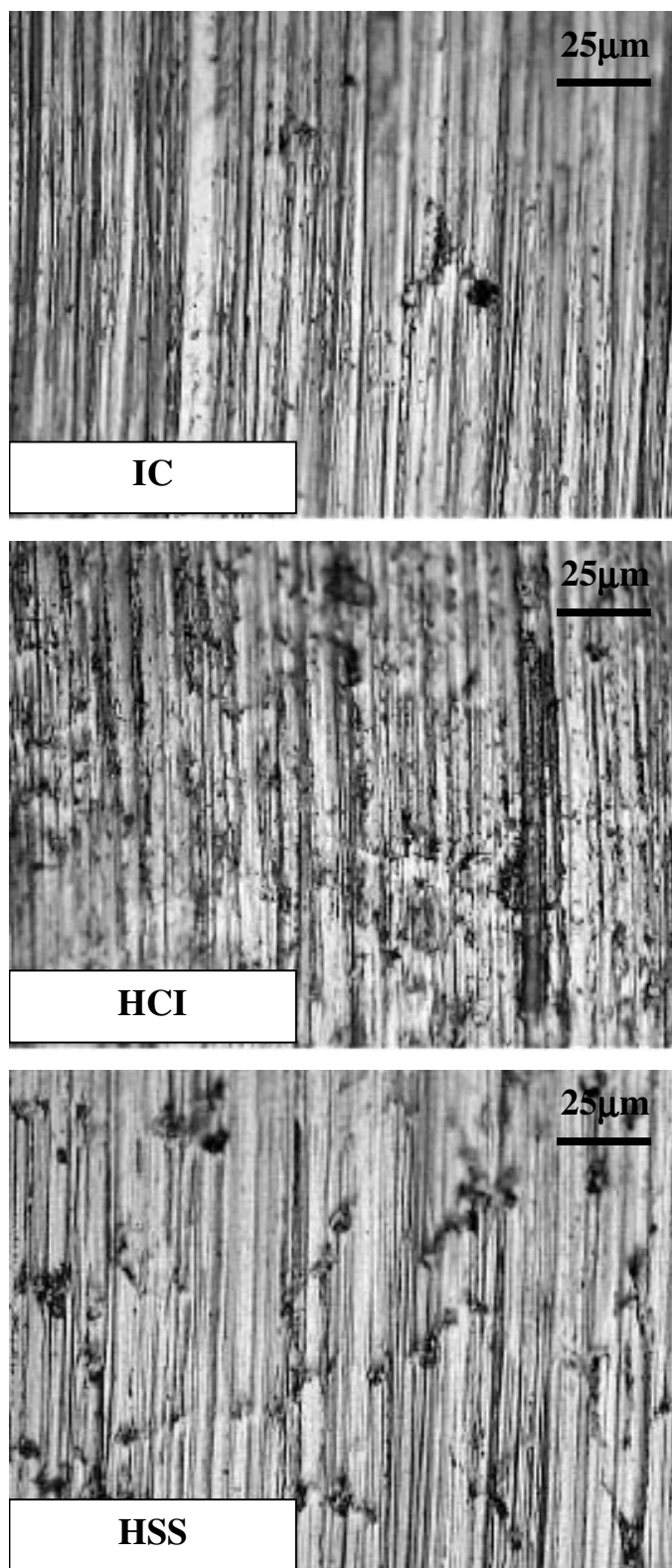


FIGURA 4.21: MO da Topografia da superfície de desgaste dos materiais, contraste de interferência de Normanski.

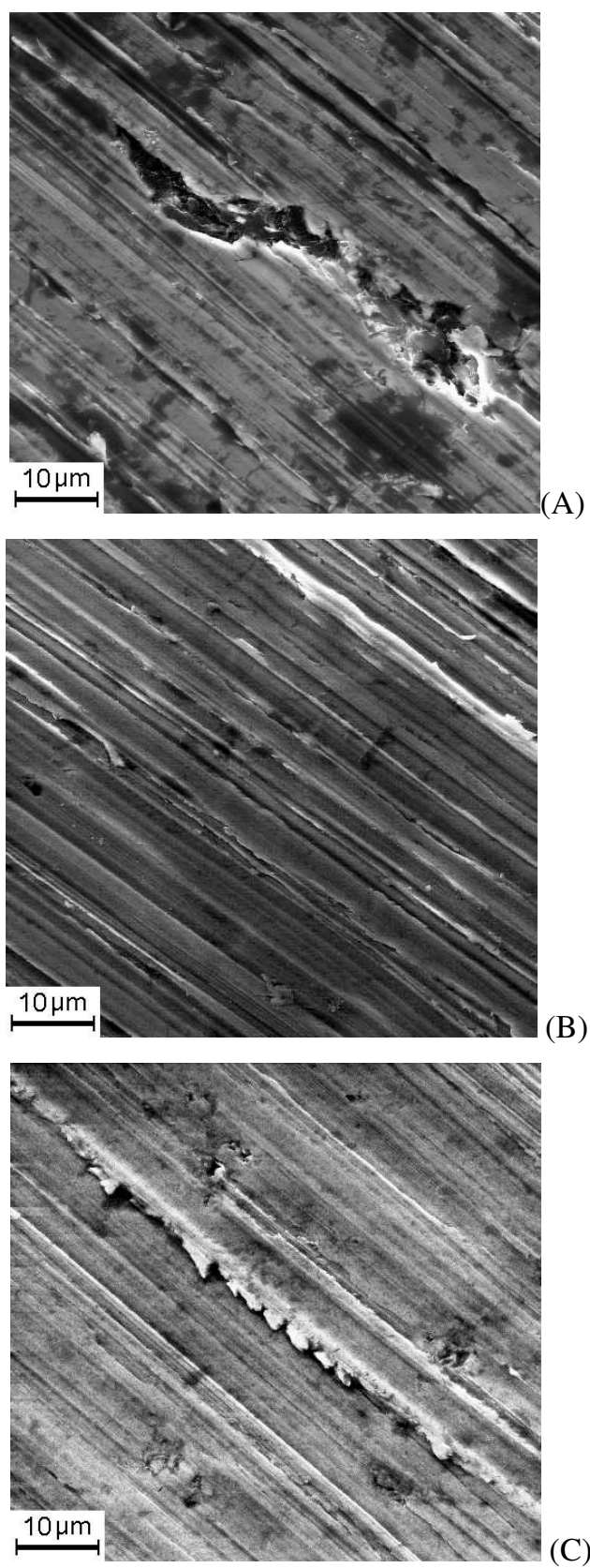


FIGURA 4.22: MEV da topografia da superfície de desgaste dos materiais. (A) IC, (B) HCl e (C) HSS.

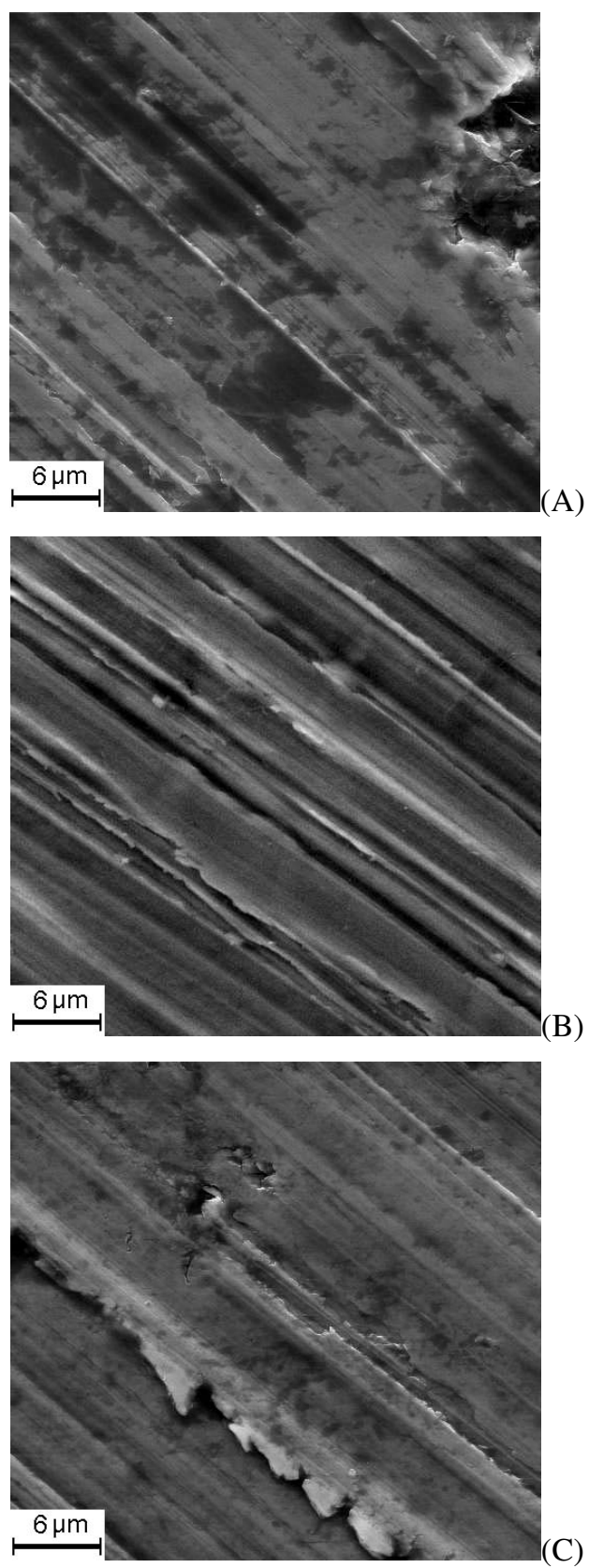


FIGURA 4.23: MEV da topografia da superfície de desgaste dos materiais. (A) IC, (B) HCl e (C) HSS.

Os cortes transversais das superfícies de desgaste dos materiais ensaiados, observados por meio de microscopia eletrônica de varredura, estão mostrados nas figuras 4.24 à 4.28.

Observou-se que os sulcos provocados no material IC foram mais incisivos e profundos que aqueles observados nos demais materiais, além do mesmo provocar uma deformação profunda na matriz metálica, como pôde ser verificado ao detalhe com amplificação original de 10.000x, mostrado na figura 4.25.

Muito provavelmente, isso foi possível devida à inexistência de precipitação secundária de carbonetos na matriz metálica desse material. A figura 4.29 (Pintaúde *et al.*, 2005) mostra um exemplo de abrasão de um ferro fundido branco de alto cromo, com matriz totalmente austenítica. O agente abrasivo utilizado foi o quartzo, sendo possível verificar intenso mecanismo de microcorte nesse material.

O arrancamento observado no material HSS, no qual foi evidenciada a interação da rede eutética, refere-se ao rompimento de carbonetos do tipo MC, os quais inicialmente são acometidos de nucleação e propagação de trinca, chegando ao colapso final. Juntamente com a porção de carboneto rompido, também é removida parte da matriz metálica, como pode ser observado nas figuras 4.27 e 4.28.

Esse mesmo mecanismo foi mostrado por Pintaúde *et al.* (2005), propondo estágios de microcorte e microtrinca. Inicialmente ocorre o microcorte da matriz metálica, o que provoca a exposição do carboneto frágil. Em seguida ocorre a nucleação e propagação de trincas, provocado pela ação do grão abrasivo. Isso pode ser bem visualizado na figura 4.30.

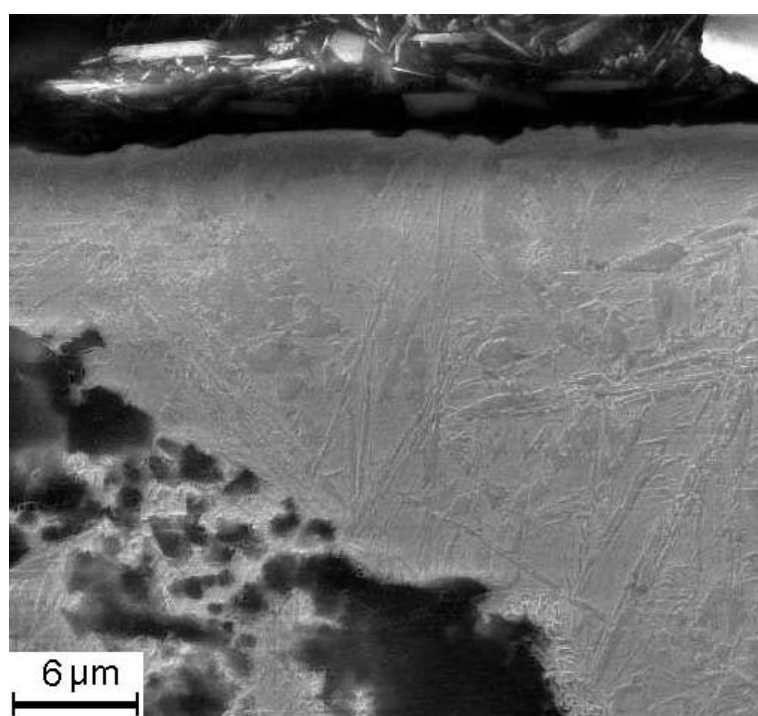
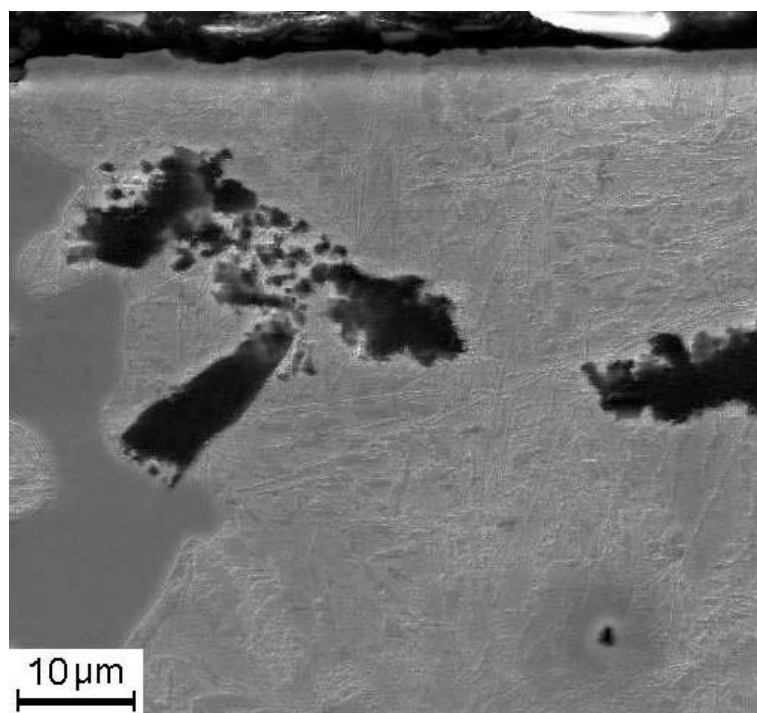


FIGURA 4.24: MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material IC.

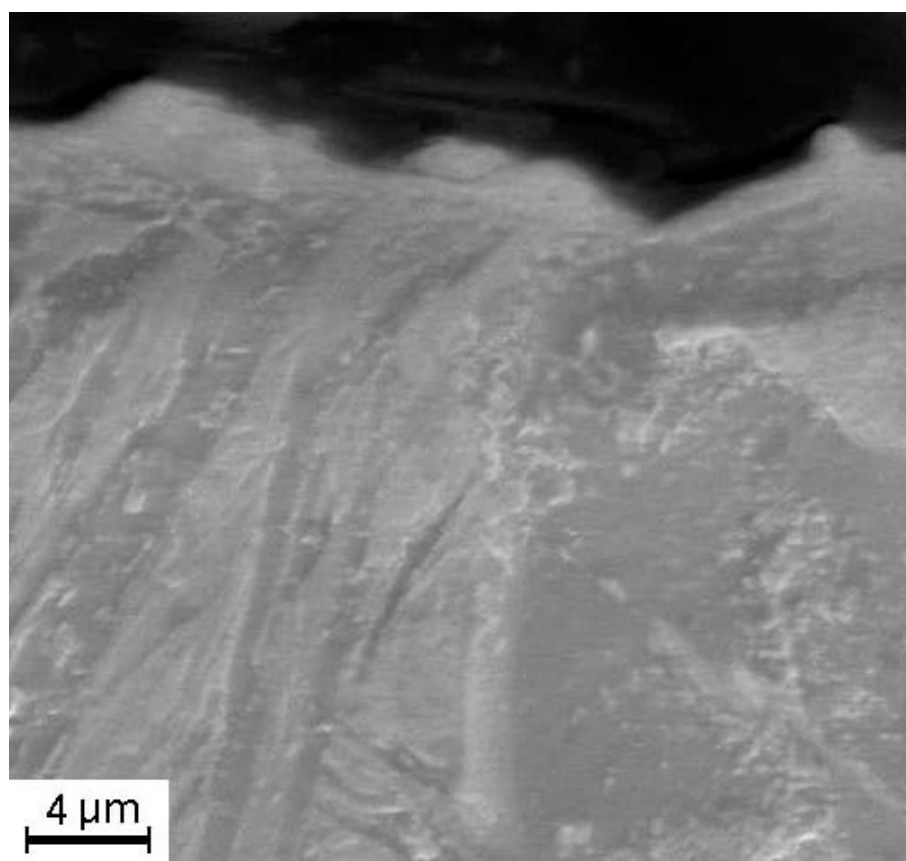


FIGURA 4.25: MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material IC, detalhe da deformação da matriz.

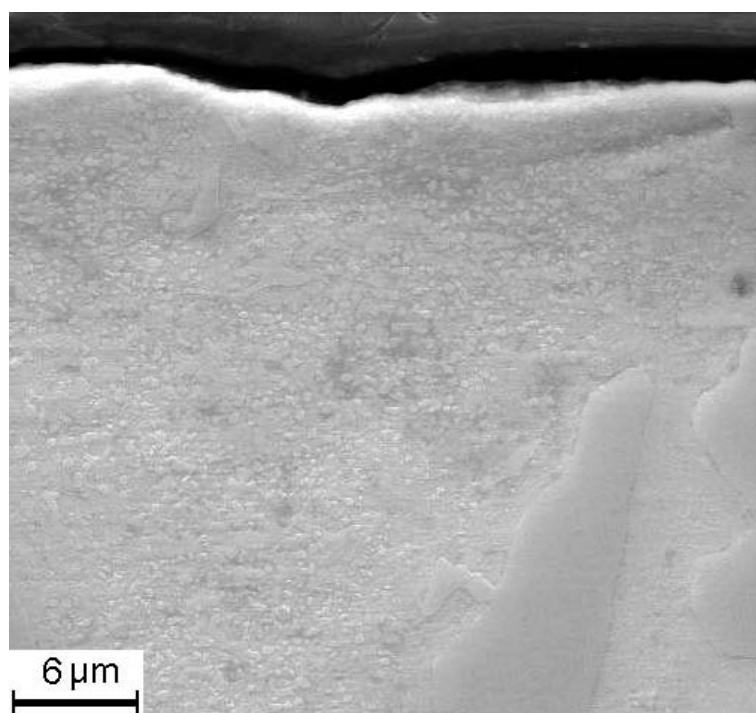
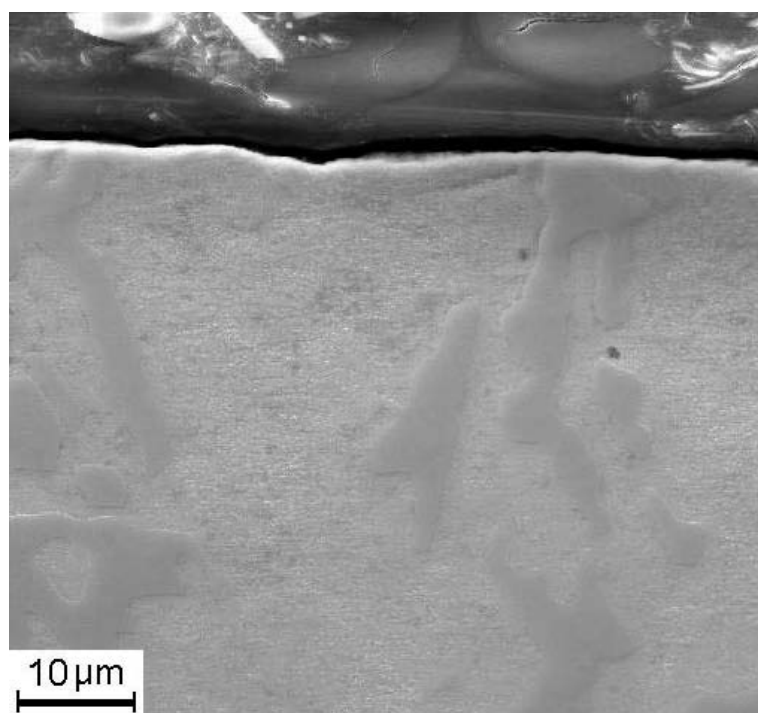


FIGURA 4.26: MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material HCl.

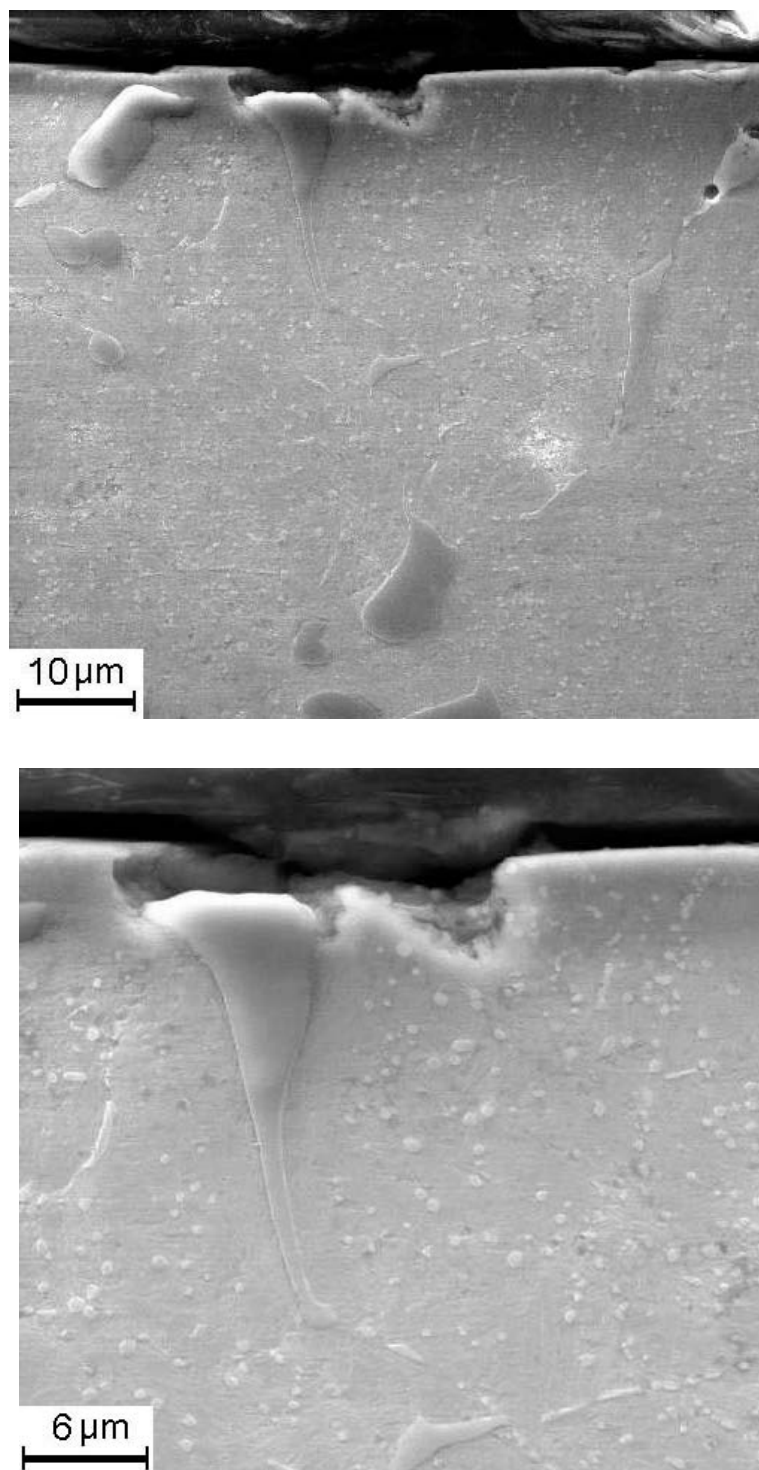


FIGURA 4.27: MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material HSS, detalhe do MC “arrancado”.

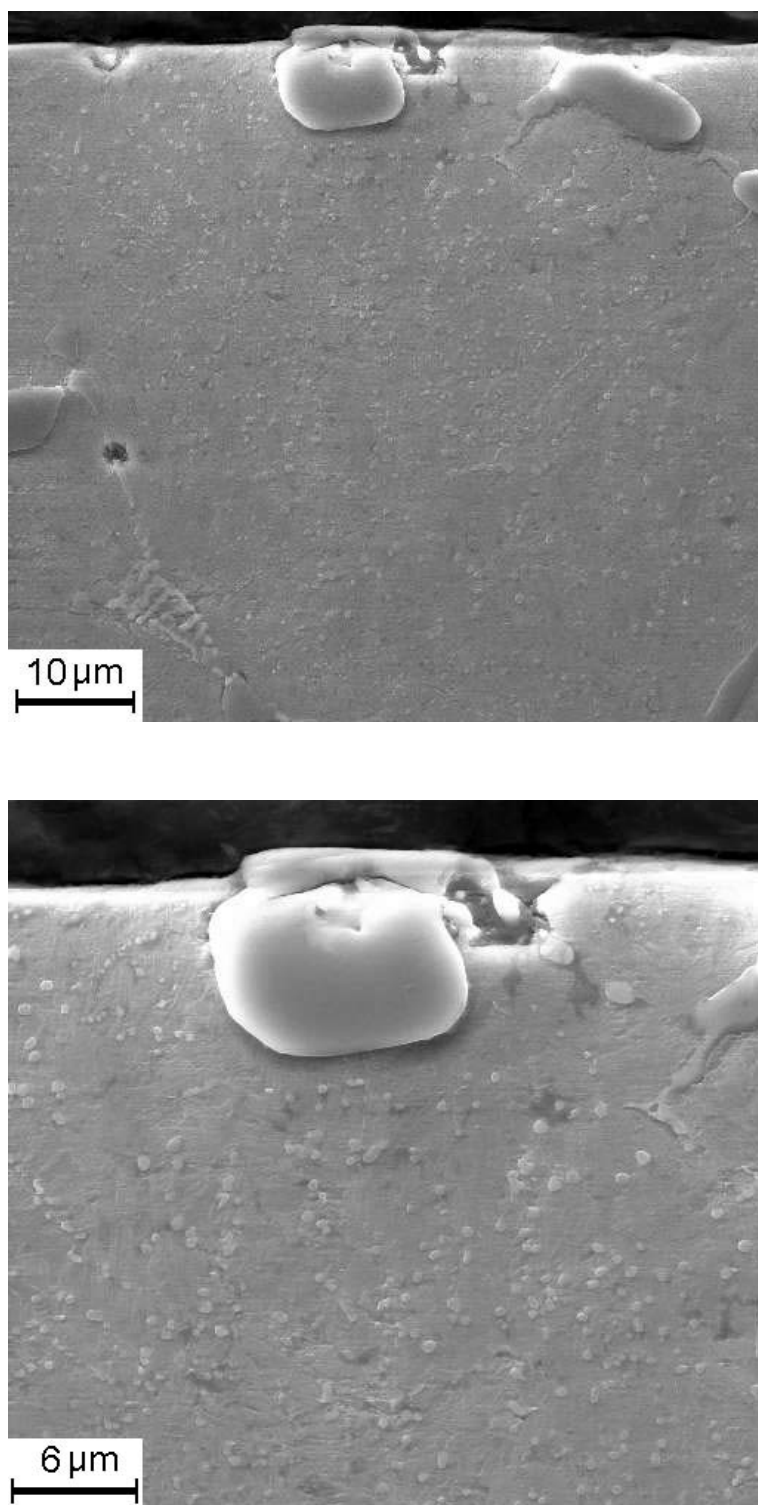


FIGURA 4.28: MEV do corte transversal da topografia da superfície de desgaste do material HSS, detalhe do MC “trincado”. Aumentos de 1000x e 2000x, aproximadamente.

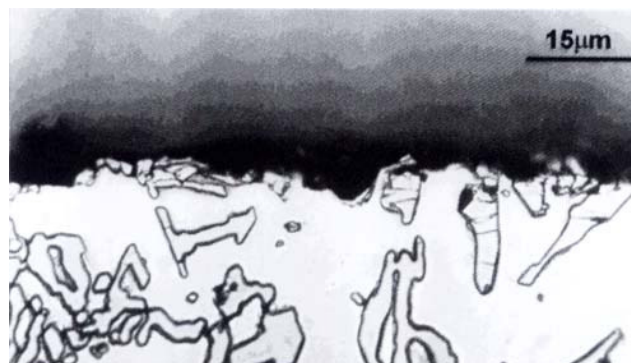


FIGURA 4.29 – Corte transversal de topografia de desgaste abrasivo de uma amostra de FeFo branco de alto cromo. (Pintaúde *et al*, 2005).

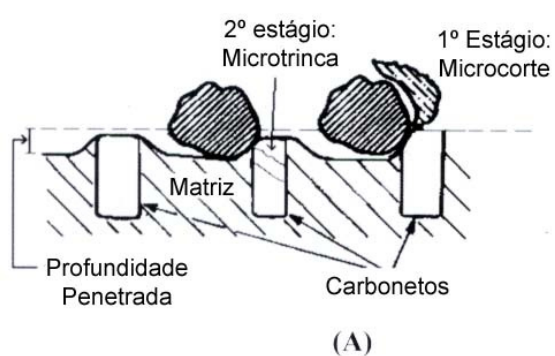


FIGURA 4.30 – Esquematização do mecanismo de microtrinca em carbonetos quando submetidos à abrasão. (Pintaúde *et al*, 2005). (A) Mecanismo, (B) detalhe topográfico de um carboneto com microtrinca.

5. CONCLUSÕES

Fazendo-se uso da metodologia, foram levantados os seguintes pontos:

- Pôde-se diferenciar os comportamentos dos materiais, quando submetidos ao desgaste abrasivo puro. Foram obtidas taxas de desgaste distintas, conforme o material ensaiado, havendo correlação entre a microestrutura e suas propriedades mecânicas;
- Observou-se que o material HSS apresentou uma taxa de desgaste abrasivo 26,37% inferior ao HCI e 52,14% quando comparado ao IC. Enquanto que o HCI, uma taxa 35,00% inferior ao IC;
- Também foi possível estabelecer uma correlação entre esse comportamento ao desgaste abrasivo e os desempenhos tipicamente observados no uso desses materiais, aplicados às cadeiras finais de um laminador de tiras a quente;
- A maior resistência do HSS ao desgaste abrasivo está associada à elevada dureza dos carbonetos eutéticos do tipo MC, visto que sua matriz metálica apresenta dureza semelhante à encontrada no material IC. Observou-se interação da rede eutética no mecanismo de desgaste, sendo verificado mecanismo de microcorte seguido de formação de microtrinca nos carbonetos MC;
- Os materiais IC e HCI não apresentaram interação da rede eutética com a abrasão provocada. Verificou-se apenas mecanismo de microcorte;
- O material HCI apresentou coeficiente de atrito 4,23% superior ao HSS e 5,24% superior ao IC, entretanto, este último apresenta uma distribuição do coeficiente de atrito estatisticamente semelhante ao HSS
- A técnica proposta mostrou-se eficaz para prever o comportamento ao desgaste abrasivo para o desenvolvimento de novas ligas, sendo destacada pela simplicidade de execução, constituindo-se assim numa interessante alternativa de recurso.

5.1. Sugestões para futuros trabalhos

Com a execução desse trabalho, foram identificados alguns pontos de melhoria que poderão servir de sugestões para futuros trabalhos, entre eles:

- Caracterização do “running-in”, utilizando-se percursos iniciais menores e interrompendo o ensaio para observação da pista de ensaio, com isso pode-se prever como se dá o estágio inicial de desgaste, quando são observadas as maiores perdas de massa e o início do processo de desgaste;
- Utilização de diferentes granas de lixas¹², objetivando verificar qual a resposta e comportamento de cada material quando submetidos à outras granulometrias de abrasivo, além da interação com a rede eutética;
- Caracterização de nanodureza dos carbonetos do tipo M_2C , M_6C e M_7C_3 , presentes no material HSS. Bem como caracterização de EDS de cada um deles;
- Determinação do perfil transversal de nanodureza da matriz a partir da superfície ensaiada.

¹² Também pode ser verificada a possibilidade de se utilizar outra natureza de abrasivo, por exemplo, óxido de alumínio ou mesmo, sílica. Com isso poderá ser estudada a relação H_s/H_a para verificação de transição de desgaste moderado ao severo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AÇOS VILLARES S.A. Departamento de vendas e assistência técnica. *Curso de cilindros laminadores e aplicação*. São Paulo, 1982.
- AÇOS VILLARES S.A. Departamento de vendas e assistência técnica. *Acompanhamentos dos gestores de contas junto aos clientes sul americanos*. São Paulo, 2002
- ALBERTIN, Eduardo. *Efeito da porcentagem de carbonetos e da microestrutura da matriz metálica sobre a resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo - ensaio em moinho de bolas*. São Paulo, 1994. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals Handbook, vol.3: Alloy phase diagrams*. 10 ed.1992. 512p.
- ASSUNÇÃO, F. C. Rizzo, LOPES, M. F. S. *Caracterização de óxidos e carbonetos em um cilindro de laminação*. Rio de Janeiro: Depto de ciência dos materiais e metalurgia, 1998. 38p.
- BLEJDE, W. et al. *Recent developments in project M the joint development of low carbon steel strip casting by BHP and IHI*. In: METEC CONGRESS 99, Düsseldorf, Germany, 1999. 12p.
- BNDES. Gerência setorial de mineração e metalurgia. *Setor siderúrgico no Brasil e no mundo*. 1997.
- BOCCALINI JR. Mário. *Caracterização de cilindros de laminação após uso na Usiminas*. São Paulo: IPT/Divisão de metalurgia/Laboratório de fundição, 2001. 41p. (Relatórios técnicos números 52.172 e 52.189.)
- CAMARGO, J. A. & CORNÉLIO, G. T. *Caracterização de superfície de um cilindro Ni-hard, após campanha*. Pindamonhangaba: AVSA-UP/Laboratório de Cilindros, 2004. 9p. (Relatório técnico RA/E&D-345/04)
- CAMPBELL, P.C. & WECHSLER, R.L. *The CastripTM Process: A revolutionary casting technology, an exciting opportunity for unique steel products or a new model for steel Micro-Mills?* In: HEFFERMAN SYMPOSIUM, Toronto, Ontario, Canada, 2001. 12p.
- CARVALHO, M. A. et al. *Microstructure, mechanical, properties and wear resistance of high speed steel rolls for hot rolling mills*. In: 42nd MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING, 38, Toronto, 2000. *Conference proceedings*. Pittsburgh: ISS, 2000. p.685-694.

- COLELLA, Roberto G. et al. *A modernização do laminador de tiras a quente da Cosipa e seus reflexos na qualidade do produto*. In: XXXIX SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, Ouro Preto, 2002.
- COLLINS, David B. The metallurgy of high speed steel rolls. In: _____. *Rolls for the metalworking industries*. Warrendale, PA, USA: ISS, 2002.
- CORNÉLIO, Gilson T. *Rendimentos típicos de clientes diversos para cilindros de trabalho centrifugados FHW*. Pindamonhangaba: AVSA-UP/Engenharia de produto de cilindros fundidos, 2003. 23p. (Relatório técnico RT-RPA/EPP-285/03)
- DOWSON D. *History of tribology*. New York: Longman Inc., 1979.
- ELLIOTT, Roy. *Cast iron technology*. Inglaterra: Butterworth & Co., 1988. 244p.
- GAHR, Zum. Classification of wear process. In: _____. *Microstructure and wear of materials*. Elsevier, 1987. p.116-122.
- GLOBAL 21. Siderurgia – Ásia vai alavancar produção de aço até 2010. Disponível em: <<http://www.global21.com.br/materias/materia.asp?cod=9947&tipo=noticia>>. Acesso em 2005
- HASHIMOTO, Mitisuo. *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. *Abrasion 2002*. Japan: Japan Foundry Engineering Society, 2002.
- HASHIMOTO, Mitsuo. *Analysis of carbides in multi-component white cast iron*. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2005, São Paulo. *Abrasion 2005*. Brasil: Universidade de São Paulo & Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005.
- HOGMARK, S.; JACOBSON S.; AXÉN N. Friction and wear measurement techniques. In: _____. *Modern Tribology Handbook*. Columbus: Bharat Bhushan CRC Press. 2001. p.493-510.
- HUTCHINGS, Ian M. *Tribology: Friction and wear of engineering materials*. Inglaterra: Edward Arnold, 1992. 273p.
- IBS. Resultados 2005 e perspectivas para a siderurgia. Disponível em: <http://www.ibs.org.br/estatisticas_notas.asp>. Acesso em 2005.
- INSTITUTO BRASILEIRO DE SIDERURGIA – IBS. *Estatísticas da siderurgia*. Rio de Janeiro, outubro de 2002.

- KAPADIA, B.M. Roll Metallurgy. In: FAILURE OF ROLLING MILL ROLLS, 1998, Pittsburgh, PA, USA. *Causes and prevention*. Pittsburgh: ISS, 1998. 6p.
- LUDEMA, Kenneth C. *Friction, Wear, lubrication: A textbook in tribology*. USA: CRC Press, 1996. 270p.
- MARTINY, F. & SINNAEVE, M. Improved roughing work rolls for the hot rolling of low carbon and stainless steel. In: 43rd MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING, 39, Charlotte, 2001. *Conference proceedings*. Pittsburgh: ISS, 2001. p.683-692.
- MIYADA, Ligia T. *Caracterização de carbonetos da liga de aço rápido VHSS20, produzido por centrifugação FHW*. São Caetano: Centro de Pesquisas, 1996. 28p. (Relatório técnico interno número 176/96)
- NUCOR. The future of flan-rolled steel. Disponível em: <http://www.hatch.ca/Technologies/castrupbrochure.pdf> >. Acesso em 2005.
- PANTALEÓN, Efrain et al. *Mecanismos de desgaste em um ensaio pino/disco e a sua correlação com os desvios padrões e médias do coeficiente de atrito*. In: 57º CONGRESSO INTERNACIONAL, ABM. São Paulo, 2002.
- PETERSON, M. B. Classification of wear process. In: _____. *Wear control handbook*. New York, USA: ASME, 1980. p.9-15.
- PINTAÚDE, G. et al. *A review on abrasive wear mechanisms of metallic materials*. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2005, São Paulo. *Abrasion 2005*. Brasil: Universidade de São Paulo & Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005.
- POWELL, Graham. *Improved wear-resistant high-alloyed white irons – A historical perspective*. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2002, Fukuoka. *Abrasion 2002*. Japan: Japan Foundry Engineering Society, 2002.
- RICO VICENTE, Luiz André. *Palestra de encerramento*. In: XIII Simpósio Minero-Metalúrgico da UFMG, Belo Horizonte, 2002.
- ROBERTS, W.L. & ROBERTS, C.D. Mechanical principles of rolling processes. In: _____. *Rolls for the metalworking industries*. Warrendale, PA, USA: ISS, 2002. p.215-265.
- SASAGURI, Nobuya & MATSUBARA, Yasuhiro. *Solidification of hypereutectic multi-component white cast iron with extremely high carbon content*. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2005, São Paulo. *Abrasion 2005*. Brasil: Universidade de São Paulo & Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005.

- STACHOWIAK, G. W. & BATCHELOR, A. W. *Engineering tribology*. Londres: Elsevier, Tribology Series v.24, 1993. p.527-771.
- TANAKA, T. et al. The application and performance of high-speed-steel (HSS) rolls at hot rolling. In: 39nd MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING, 35, Indianapolis, 1997. *Conference proceedings*. Pittsburgh: ISS, 1997. p.435-445.
- THE INSTITUTE OF BRITISH FOUNDRYMEN. *Typical microstructures of cast metals*. Birmingham: IBF Publications, 1981. 256p.
- WEBBER, Ron. Preferred Roll Specification for Rolling Ferrous Materials in Hot Strip Mills. In: _____. *Rolls for the metalworking industries*. Warrendale, PA, USA: ISS, 2002.
- WIESINGER, Horst. *Tendências e desenvolvimento potencial da indústria metalúrgica*. Trad. de Miguel Siegel. São Paulo: ABM, 2002. 3p. Tradução de: Trends and development potential of the metallurgical industry.
- WU, Hong-Qiang, SASAGURI, Nobuya & MATSUBARA, Yasuhiro. *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. *Abrasion 2002*. Japan: Japan Foundry Engineering Society, 2002.
- YU, Sung-Kon & MATSUBARA, Yasuhiro. *Effects of carbide morphology and heat treatment on abrasion wear resistance of chromium white cast irons*. In: ABRASION WEAR RESISTANT ALLOYED WHITE CAST IRON FOR ROLLING AND PULVERIZING MILLS, 2002, Fukuoka. *Abrasion 2002*. Japan: Japan Foundry Engineering Society, 2002.