



**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA**

JUAN MANUEL VELEZ-RESTREPO

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE
FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS E
TEMPERADOS E REVENIDOS UTILIZANDO UM
ESCLERÔMETRO PENDULAR**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção do
título de Doutor em Engenharia.

Área de concentração:
Engenharia de Metalurgia e Materiais

Orientador:
Prof. Dr. André Paulo Tschiptschin

São Paulo, 1997

À minha esposa Angela

À minha filha Maria Isabel

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Doutor André Paulo Tschiptshin, pela confiança depositada em mim, pela orientação e estímulo para a conclusão deste trabalho.

Aos professores, técnicos e funcionários do Departamento de Metalurgia e Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo pelo apoio recebido.

À Universidad Nacional da Colombia, especialmente aos professores da área de Metalografia pela compreensão e apoio que permitiram a culminação deste trabalho.

À Fundação de Amparo à pesquisa do Estado de São Paulo - FAPESP - pelo patrocínio do projeto 94/5876-9 que permitiu a realização deste trabalho.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico - CNPq - pela bolsa de estudos concedida que permitiu a realização deste trabalho.

Ao Instituto de pesquisas do Estado de São Paulo - IPT- , pelo apoio para a concretização deste trabalho.

Agradeço equipe do LCT - Laboratório de Caracterização Tecnológica da Escola Politécnica da EPUSP, pela colaboração nos ensaios de DRX, em especial ao seu coordenador professor Dr. Henrique Kahn e à técnica Gabriela Campos Franzaglia.

À Indústria de Fundição Tupy pela colaboração na doação do material empregado na pesquisa.

Ao Professor Doutor Amilton Sinatora do Laboratório de fenômenos de superfície (LFS) do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP, pela valiosa colaboração nas discussões do trabalho.

Finalmente, agradeço a todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para a culminação desta pesquisa.

SUMÁRIO

Lista de figuras
Lista de tabelas
Lista de símbolos
Resumo
“Abstract”

1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Colocação do problema.....	1
1.2 Tratamento de austêmpera dos ferros fundidos nodulares.....	5
1.3 Características dos ferros fundidos nodulares austemperados.....	10
1.3.1. <i>Temperatura de austêmpera.....</i>	<i>10</i>
1.3.2. <i>Temperatura de austenitização.....</i>	<i>14</i>
1.3.3. <i>Efeito da composição química.....</i>	<i>18</i>
1.3.3.1 Efeito do teor de Carbono.....	18
1.3.3.2 Efeito do teor de Silício.....	18
1.3.3.3 Efeito do Manganês.....	21
1.3.3.4 Efeito do Cobre.....	22
1.3.3.5 Efeito do Molibdênio.....	22
1.3.3.6 Efeito do Níquel.....	23
2. DESGASTE ABRASIVO.....	24
2.1 Introdução.....	24
2.2 Mecanismos de desgaste abrasivo.....	26
2.3 Ensaio de resistência ao risco.....	41
2.3.1 <i>Ensaio de resistência ao risco usando um pêndulo de impacto Charpy</i> <i>modificado.....</i>	<i>42</i>
2.3.2 <i>Efeito do tamanho da partícula (efeito de escala).....</i>	<i>49</i>

3. RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE FERROS FUNDIDOS CINZENTOS E NODULARES.....	54
3.1 Introdução.....	54
3.2 Resistência ao desgaste por deslizamento seco de ferros fundidos cinzentos e nodulares.....	56
3.2.1 <i>Resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos cinzentos.....</i>	<i>57</i>
3.2.2 <i>Resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos nodulares.....</i>	<i>58</i>
3.3 Resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares.....	67
3.4 Comentários finais sobre a literatura pesquisada.....	76
3.5 Objetivos do trabalho.....	78
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	79
4.1 Preparação do ferro fundido nodular.....	79
4.1.1 <i>Fusão do ferro fundido nodular.....</i>	<i>79</i>
4.1.2 <i>Características do ferro fundido nodular.....</i>	<i>80</i>
4.2. Tratamentos térmicos realizados.....	82
4.2.1 <i>Tratamentos térmicos em aços carbono.....</i>	<i>82</i>
4.2.2 <i>Tratamentos térmicos em ferros fundidos nodulares.....</i>	<i>82</i>
4.2.2.1 Tratamentos de austenitização.....	82
4.2.2.2 Tratamentos para obter matrizes ferríticas e perlíticas.....	83
4.2.2.3 Tratamentos de austêmpera.....	83
4.2.2.4 Tratamentos térmicos de têmpera e revenido.....	84
4.3. Preparação dos corpos de prova.....	84
4.3.1 <i>Obtenção dos corpos de prova.....</i>	<i>84</i>
4.4 Análise da microestrutura.....	86
4.5 Medidas de dureza Vickers.....	87
4.6 Medidas de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy.....	87

4.7. Montagem do sistema para realização do ensaio de resistência ao risco.....	87
4.7.1 Adaptação do pêndulo.....	87
4.7.2 Instrumentação do ensaio.....	89
4.8 Ensaio de resistência ao risco.....	92
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	95
5.1 Resistência ao desgaste abrasivo de aços carbono e ferros fundidos nodulares de matriz perlítica e ferrítica.....	96
5.1.1 Energia específica.....	96
5.1.2 Características dos sulcos formados.....	101
5.1.3 Coeficiente de atrito e energia absorvida durante o ensaio.....	107
5.1.4 Mudanças microestruturais devidas à interação do material com a ferramenta.....	110
5.1.5 Características dos cavacos retirados.....	113
5.2. Efeito da temperatura de austêmpera na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares bainíticos.....	116
5.2.1 Microestrutura e dureza após do tratamento de austêmpera.....	116
5.2.2 Resistência ao desgaste abrasivo.....	120
5.2.3 Dureza dinâmica tangencial e dureza dinâmica normal.....	130
5.2.4 Coeficiente de atrito.....	135
5.2.5 Características dos sulcos formados.....	140
5.2.6 Características dos cavacos formados.....	140
5.3 Efeito da temperatura de austenitização na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares bainíticos.....	144
5.3.1 bainita superior.....	144
5.3.1.1 Microestrutura.....	144
5.3.1.2 Resistência ao desgaste abrasivo.....	146
5.3.2 bainita Inferior.....	151
5.3.2.1 Microestrutura.....	151
5.3.2.2 Resistência ao desgaste abrasivo.....	152

5.4 Resistência ao desgaste abrasivo dos ferros fundidos nodulares de matriz martensítica revenida.....	158
5.4.1 Microestrutura.....	158
5.4.2 Resistência ao desgaste abrasivo.....	161
5.4.3 Dureza dinâmica tangencial e dureza dinâmica normal.....	175
5.4.4 Coeficiente de atrito.....	179
5.5 Relação entre as propriedades mecânicas e os parâmetros determinados no ensaio de resistência ao risco (K, q).....	181
5.5.1 Aços carbono.....	181
5.5.2 Ferro fundido nodular bainítico: efeito da temperatura de austêmpera...182	
5.5.3 Ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida.....	185
6. DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS.....	188
6.1 Método utilizado para determinar a resistência à abrasão.....	188
6.2 Comparação da resistência ao desgaste das diferentes microestruturas estudadas.....	191
6.2.1 Influência da presença de grafita.....	193
6.2.2 Influência da microestrutura presente na matriz.....	194
6.2.3 Variação da resistência ao desgaste abrasivo com as propriedades mecânicas.....	200
6.2.4 Relação entre as propriedades mecânicas e os parâmetros K e q	202
6.2.5 Dureza dinâmica tangencial e normal.....	205
6.2.6 Coeficiente de atrito.....	206
6.3 Comentários finais.....	208
6.3.1 Sobre o método utilizado.....	208
6.3.2 Sobre a relação entre as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste abrasivo.....	209
6.3.3 Sobre o material estudado.....	209
6.3.4 Sobre a microestrutura da matriz metálica.....	210
6.3.5 Sobre a relação dos parâmetros K e q e as propriedades mecânicas.....	210

7. CONCLUSÕES.....	212
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	215

LISTA DE FIGURAS

Figura 1-1	Resistência e ductilidade que pode ser alcançada em ferros fundidos nodulares.....	1
Figura 1-2	Possíveis aplicações do ferro fundido nodular austemperado relacionadas com uma curva ideal de variação de tenacidade e ductilidade com a temperatura de austêmpera.....	4
Figura 1-3	Descrição do processo de austêmpera para ferro fundido nodular: porcentagem de transformação e mudança microestrutural nos estágios I e II.....	6
Figura 1-4	Gráfico esquemático de variação de ductilidade e tenacidade com o tempo de austêmpera, ilustrando a definição de janela de processo.....	7
Figura 1-5	Variação da fração de martensita com o tempo de austêmpera para um ferro fundido nodular a 300°C, 370°C e 400°C.....	8
Figura 1-6	Método para determinação do tempo de início do segundo estágio (t_2).....	9
Figura 1-7	Variação do parâmetro do $C\gamma \cdot X\gamma$ com o tempo de tratamento para um ferro fundido nodular de baixo Mn, austenitizado a 900°C por duas horas e austemperado em diferentes temperaturas.....	12
Figura 1-8	Variação da fração de austenita normalizada $X\gamma / X\gamma_{\max}$ com o tempo de austêmpera em varias temperaturas de austêmpera a partir do tempo t_2	13
Figura 1-9	Diagrama de fases esquemático Fe - C - Si e curvas de energia livre para a ferrita α , austenita γ e cementita Fe_3C	14
Figura 1-10	Efeito da temperatura de austenitização no tempo t_1 e t_2	15
Figura 1-11	Variação das propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular ligado com Cu-Ni com a temperatura de austenitização.....	17
Figura 1-12	Perfil de concentração de Mn e Mo entre a região intercelular e o contorno do nódulo par duas ligas com diferente teor de Si.....	20
Figura 1-13	Efeito do teor de Si na janela de processo (tempos t_1 e t_2), para um ferro fundido nodular austemperado contendo 0,4% de Mn e 0,2% de Mo.....	20
Figura 1-14	Variação do tempo t_1 com a quantidade de Mn.....	22
Figura 2-1	Representação dos elementos de um tribossistema.....	25
Figura 2-2	Seção transversal do sulco formado por uma partícula abrasiva e definição da relação entre o volume do material arrancado e o volume do sulco formado.....	28

Figura 2-3	Relação entre a o coeficiente de atrito e a dureza Vickers da superfície do metal, deformada devido à abrasão.....	29
Figura 2-4	Relação entre a resistência ao desgaste e a dureza Vickers da superfície do metal, deformada devido à abrasão.....	30
Figura 2-5	Variação da área transversal do sulco formado com o ângulo de ataque.....	31
Figura 2-6	Influência da velocidade de impacto na energia específica com indentadores esféricos e piramidais.....	32
Figura 2-7	Variação da energia específica com o tamanho do sulco formado.....	33
Figura 2-8	Variação da dureza dinâmica de ouro recozido com a relação de largura do sulco/diâmetro da ponta do penetrador.....	33
Figura 2-9	Variação do coeficiente de atrito com a relação w/D para medidas macroscópicas e microscópicas para o cobre e ouro.....	34
Figura 2-10	Variação do coeficiente de atrito com a relação largura do sulco /raio da ponta do penetrador cônico de diferentes ângulos.....	35
Figura 2-11	Relação entre a área transversal do sulco e o quadrado da largura do sulco para diferentes relações de largura do sulco e raio da ponta.....	36
Figura 2-12	Diagrama de desgaste abrasivo.....	37
Figura 2-13	Interações entre partículas abrasivas e as superfícies dos materiais.	38
Figura 2-14	Modelo teórico para calcular a relação entre microsulcamento e microcorte através de valores f_{ab}	39
Figura 2-15	Descrição dos tipos de ensaio de resistência ao risco.....	42
Figura 2-16	Energia específica de sulcamento (e), contra perda de massa (W) para alguns materiais metálicos.....	43
Figura 2-17	Curvas esquemáticas ($\log e = \log K - (1-q) \log W$) para três materiais diferentes.....	44
Figura 2-18	Diagrama de seção transversal produzida pela ferramenta de forma piramidal com ponta truncada.....	47
Figura 2-19	Variação da dureza dinâmica normal (H_N) e microdureza (H_V) para diferentes materiais.....	48
Figura 2-20	Relação entre a energia específica e a dureza dinâmica tangencial H_T para diferentes materiais.....	48
Figura 2-21	Modelo para explicar o efeito da profundidade de corte na energia consumida durante a usinagem de metais.....	50
Figura 2-22	Modelo para calcular o esforço de cisalhamento devido a usinagem.....	51
Figura 2-23	Determinação da deformação devida a cisalhamento	52

Figura 2-24	Varição da tensão de cisalhamento com o inverso da espessura de corte durante a usinagem.....	53
Figura 2-25	Varição da energia específica de corte para vários materiais e operações de usinagem.....	53
Figura 3-1	Varição da resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos cinzentos e nodulares em função da velocidade.....	56
Figura 3-2	Taxa de desgaste de ferros fundidos cinzentos medidos no ensaio pino no anel.....	58
Figura 3-3	Varição da taxa de desgaste com a velocidade de deslizamento para ferros fundidos nodulares austemperados em diferentes temperaturas.....	60
Figura 3-4	Microdureza na região perto da superfície, para ferro fundido nodular austemperado com velocidade de deslizamento 0,5 e 2 m/s	61
Figura 3-5	Varição da microdureza e da dureza com o tempo de tratamento de austêmpera.....	62
Figura 3-6	Varição da taxa de desgaste com o tempo de austêmpera para o ferro fundido nodular austemperado.....	63
Figura 3-7	Varição da taxa de desgaste com o tempo de austêmpera para ferro fundido nodular austemperado com diferentes cargas normais.....	64
Figura 3-8	Varição da taxa de desgaste com a carga aplicada.....	65
Figura 3-9	Varição do desgaste com a carga aplicada e a temperatura de tratamento.....	65
Figura 3-10	Varição da resistência ao desgaste por deslizamento de um ferro fundido nodular austemperado a 400°C.....	66
Figura 3-11	Efeito da forma da grafita na taxa de desgaste de ferros fundidos...	67
Figura 3-12	Influência da microestrutura da matriz na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares.....	69
Figura 3-13	Varição da resistência ao desgaste abrasivo, da dureza e da fração de austenita retida de um ferro fundido nodular austemperado.....	69
Figura 3-14	Varição da resistência a abrasão a dois corpos com a fração de austenita retida.....	71
Figura 3-15	Valores da resistência ao desgaste abrasivo como uma função da temperatura de austêmpera.....	73
Figura 3-16	Varição da resistência a abrasão com a dureza para diferentes materiais.....	74
Figura 3-17	Resultados de resistência à abrasão reportados da literatura.....	75
Figura 3-18	Varição da resistência ao desgaste de ferro fundido nodular austemperado	76

Figura 4-1	Regiões nas quais foi medido o número de nódulos / mm ²	80
Figura 4-2	Microestrutura do ferro fundido nodular em estado bruto de fusão.	81
Figura 4-3	Forma de obtenção dos corpos de prova para o tratamento térmico e posterior ensaio de resistência ao risco.....	85
Figura 4-4	Equipamento utilizado para o ensaio.....	88
Figura 4-5	Detalhe do porta-amostras utilizado.....	88
Figura 4-6	Detalhe do porta-ferramentas utilizado.....	89
Figura 4-7	Formato da ferramenta utilizada como partícula abrasiva.....	92
Figura 5-1	Microestrutura obtidas após tratamento térmico dos aços carbono normalizados e ferros fundidos nodulares.....	97
Figura 5-2	Variação da energia consumida durante o riscamento com a perda de massa para os aços carbono normalizados e ferros fundidos nodulares.....	98
Figura 5-3	Curvas de energia específica em função da perda de massa para os aços normalizados e ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica.....	100
Figura 5-4	Canal de 70 µm de profundidade produzido pela ferramenta num aço 1045 normalizado.....	102
Figura 5-5	Canal de 120 µm de profundidade produzido pela ferramenta num ferro fundido nodular perlítico.....	102
Figura 5-6	Registro das forças tangencial e normal em função do tempo para um ferro fundido nodular perlítico.....	103
Figura 5-7	Ilustração do volume retirado do sulco e volume deslocado para as bordas.....	104
Figura 5-8	Distância percorrida pela ferramenta em função do tempo durante a realização do sulco num aço 1045; profundidade 70 µm.....	105
Figura 5-9	Variação do fator f_{ab} com a profundidade máxima alcançada pela partícula.....	106
Figura 5-10	Forças normal e tangencial medidas durante o ensaio num aço 1045.....	107
Figura 5-11	Variação do coeficiente de atrito com a profundidade do sulco para o aço 1045 normalizado.....	108
Figura 5-12	Energia calculada energia medida no esclerômetro para aços carbono.....	109
Figura 5-13	Microestrutura da região vizinha ao sulco formado pela partícula abrasiva. a) aço 1045, b) aço 1080.....	110
Figura 5-14	Microestrutura da região vizinha ao sulco formado pela partícula abrasiva num aço 1020.....	111

Figura 5-15	Microestrutura da região vizinha ao sulco formado pela partícula abrasiva num ferro fundido nodular. a) perlítico, b) ferrítico.....	112
Figura 5-16	Variação da dureza HV a partir da superfície do canal. Carga aplicada 100 gr.....	113
Figura 5-17	Cavacos obtidos no ensaio de resistência ao risco em aços carbono.....	114
Figura 5-18	Fotografia de MEV de um cavaco obtido no ensaio de resistência ao risco num aço carbono 1045.....	115
Figura 5-19.	Microestruturas do ferro fundido nodular obtidas após tratamento de austêmpera. a) 260°C , b) 280 °C e c) 300° C. Nital 4%. 650x.	117
Figura 5-20	Microestruturas do ferro fundido nodular obtidas após tratamento de austêmpera. a) 340° C, b) 370° C e c) 400° C. Nital 4%. 650x	118
Figura 5-21	Variação da fração de austenita retida e da dureza com a temperatura de austêmpera.....	119
Figura 5-22	Variação da energia consumida com a perda de massa para o ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C.....	121
Figura 5-23	Variação da energia específica com a perda de massa para o ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C.....	122
Figura 5-24	Variação da energia específica com a dureza HV 62,5 do ferro fundido nodular austemperado durante duas horas em temperaturas entre 260°C e 400°C.....	124
Figura 5-25.	Superfícies da região vizinha ao sulco formado em corpos de prova de ferro fundido nodular austemperado a) 260°C, 520 HV; b) 300°C, 449 HV.....	126
Figura 5-26	Superfícies da região vizinha ao sulco formado em corpos de prova de ferro fundido nodular austemperado a 400°C; dureza 314 HV.....	127
Figura 5-27.	Variação da força normal com a profundidade máxima do sulco no ferro fundido nodular austemperado a diferentes temperaturas...	128
Figura 5-28.	Variação da força tangencial com a profundidade máxima do sulco no ferro fundido nodular austemperado a diferentes temperaturas.....	129
Figura 5-29.	Variação da dureza dinâmica tangencial com o volume do sulco formado para ferro fundido nodular austemperado a cinco temperaturas diferentes.....	132
Figura 5-30	Relação entre a energia específica e a dureza dinâmica tangencial para o ferro fundido nodular austemperado a cinco temperaturas diferentes.....	133

Figura 5-31	Varição da dureza dinâmica normal com o volume de material retirado para ferro fundido nodular austemperado a cinco temperaturas diferentes.....	134
Figura 5-32	Varição da dureza dinâmica normal com a dureza estática do ferro fundido nodular austemperado.....	134
Figura 5-33.	Varição do coeficiente de atrito com a profundidade máxima do sulco no ferro fundido nodular austemperado a diferentes temperaturas.....	136
Figura 5-34.	Varição do coeficiente de atrito com dureza do ferro fundido nodular austemperado, para duas profundidades de sulco realizado	138
Figura 5-35.	Varição do coeficiente de atrito com a força normal registrada durante o ensaio para três temperaturas de austêmpera.....	139
Figura 5-36.	Aspecto da superfície do fundo do canal formado em ferro fundido nodular austemperado a 260°C.....	140
Figura 5-37	Aspecto da superfície do fundo do canal formado em ferro fundido nodular austemperado a 300°C.....	140
Figura 5-38	Aspecto da superfície do fundo do canal formado em ferro fundido nodular austemperado a 370°C.....	141
Figura 5-39	Microestrutura da região vizinha ao sulco formado num corpo de prova de ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas. (250x).....	141
Figura 5-40	Microestrutura da seção longitudinal de um cavaco obtido no ensaio de um ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas. sem ataque. 400x	142
Figura 5-41.	A) Microestrutura da seção longitudinal de um cavaco obtido no ensaio de um ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas. ataque nital 2%. 400x. B) fotografia de MEV de um cavaco obtido no ensaio de riscamento de um ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas.....	143
Figura 5-42.	Microestrutura do ferro fundido nodular austemperado a 370°C por duas horas após tratamento de austenitização: a) 875°C e, b) 975°C, durante duas horas. ataque químico Nital 4%. 1000x.....	145
Figura 5-43.	Varição da energia consumida com a perda de massa para o ferro fundido nodular austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C e, austemperado a 370°C por duas horas.....	147
Figura 5-44.	Varição da energia específica com a perda de massa para o ferro fundido nodular austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C e austemperado a 370°C por duas horas.....	148

Figura 5-45.	Curvas de variação da energia específica com a perda de massa, baseada nos parâmetros k e q para o ferro fundido nodular austemperado a 370°C por duas horas e austenitizado a diferentes temperaturas.....	149
Figura 5-46	Microestrutura do ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas após tratamento de austenitização a 875°C e 975°C durante duas horas. ataque nital 4%. 1000x.....	152
Figura 5-47.	Variação da energia consumida com a perda de massa para o ferro fundido nodular austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C e austemperado a 300°C por duas horas.....	153
Figura 5-48.	Variação da energia específica com a perda de massa para o ferro fundido nodular austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C e austemperado a 300°C por duas horas.....	154
Figura 5-49.	Curvas de variação da energia específica com a perda de massa, baseada nos parâmetros k e q para o ferro fundido nodular austemperado a 300°C e austenitizado a diferentes temperaturas.....	156
Figura 5-50	Microestrutura do ferro fundido nodular temperado em óleo e revenido a 250°C, 400 °C, 500°C e 600°C durante uma hora. ataque Nital 4%. 1000x.....	159
Figura 5-51.	Variação da dureza HV 62,5 e da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy com a temperatura de revenido para o ferro fundido nodular temperado em óleo e revenido.....	160
Figura 5-52.	Variação da energia consumida para a realização do sulco com a quantidade de massa arrancada em função da temperatura e revenido.....	162
Figura 5-53.	Variação da energia específica para a realização do sulco com a quantidade de massa arrancada em função da temperatura de revenido.....	163
Figura 5-54.	Variação da energia específica com a temperatura de revenido para diferentes perdas de massa. a variação da dureza e da energia absorvida no ensaio de impacto também são apresentadas.....	165
Figura 5-55.	Variação da energia específica consumida para diferentes perdas de massa com a dureza do ferro fundido nodular temperado e revenido.....	167
Figura 5-56.	Variação da energia específica consumida para diferentes perdas de massa com a energia de impacto do ferro fundido nodular temperado e revenido. as temperaturas de revenido estão indicadas na curva correspondente a 1 mg, para efeitos de ilustração.....	168
Figura 5-57.	Superfície vizinha ao sulco formado em corpos de prova revenidos a 250°C e 350°C por uma hora.....	171

Figura 5-58	Superfície vizinha ao sulco formado em corpos de prova revenidos a 400°C e 600°C por uma hora.....	172
Figura 5-59.	Variação da força normal com a profundidade máxima do sulco formado em ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas.....	173
Figura 5-60.	Variação da força tangencial com a profundidade máxima do sulco formado em ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas.....	174
Figura 5-61.	Variação da dureza dinâmica tangencial com o volume do sulco para ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas.....	176
Figura 5-62.	Relação entre a energia específica e a dureza dinâmica tangencial para o ferro fundido nodular temperado e revenido a sete temperaturas entre 250°C e 550°C.....	177
Figura 5-63.	Variação da dureza dinâmica normal com o volume do sulco para o ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas.....	178
Figura 5-64.	Variação da dureza dinâmica normal com a dureza Vickers HV 62,5 para ferro fundido nodular temperado e revenido a temperaturas entre 250°C e 550°C.....	179
Figura 5-65.	Variação do coeficiente de atrito com a profundidade do sulco para o ferro fundido nodular revenido a temperaturas entre 250°C e 550°C.....	180
Figura 5-66.	Variação do valor dos parâmetros determinados no ensaio de resistência ao risco com a dureza dos materiais ensaiados.....	181
Figura 5-67.	Variação dos valores do coeficiente K e do expoente q com a dureza Vickers para o ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C.....	182
Figura 5-68.	Variação do limite de escoamento (segundo norma ASTM 897m-90) e do valor do parâmetro K com a dureza do ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C por duas horas.....	183
Figura 5-69.	Variação do alongamento (segundo norma ASTM 897m-90) e do valor do parâmetro q com a dureza do ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C por duas horas.....	184
Figura 5-70.	Variação dos parâmetros K e q com a energia absorvida no ensaio de impacto para o ferro fundido nodular austemperado entre 260°C e 400°C.....	185
Figura 5-71.	Variação dos parâmetros K e q com a dureza para ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida.....	186

Figura 5-72.	Varição dos parâmetros K e q com a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy para ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida.....	187
Figura 6-1	Varição da resistência ao desgaste com a dureza para diferentes microestruturas no ferro fundido nodular	195
Figura 6-2	Varição da resistência ao desgaste abrasivo com o teor de carbono do aço e com a fração volumétrica de perlita presente na matriz.....	196
Figura 6-3	Varição da resistência ao desgaste abrasivo para ferro fundido nodular austemperado entre 260°C e 360°C.....	197
Figura 6-4	Mapa de variação da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza para diferentes microestruturas do ferro fundido nodular	200
Figura 6-5	Varição da resistência ao desgaste abrasivo para ferro fundido nodular de matriz martensítica com a energia absorvida no ensaio de impacto, para três quantidades de massa arrancada.....	201
Figura 6-6	Varição dos parâmetros K e q com a dureza para todos os aços e ferro fundido nodular estudados.....	203
Figura 6-7	Varição dos parâmetros K e q com a energia de impacto para ferro fundido nodular bainítico e martensítico.....	204
Figura 6-8	Varição separada dos parâmetros K e q com a energia de impacto do ferro fundido nodular com matrizes bainíticas e martensíticas...	205
Figura 6-9	Varição da dureza dinâmica normal com a dureza Vickers para ferro fundido nodular de matriz martensítica e bainítica.....	206
Figura 6-10	Varição do parâmetro K com o coeficiente de atrito para o ferro fundido nodular de matriz martensítica e bainítica.....	207

LISTA DE TABELAS

Tabela 1-1	Propriedades dos ferros fundidos nodulares austemperados.....	3
Tabela 1-2	Variação dos tempos t_1 e t_2 para diferentes ligas com diferentes ciclos de tratamento de austêmpera.....	9
Tabela 3.1	Análise química dos ferros fundidos nodulares austemperados.....	72
Tabela 4-1	Análise química dos ferros nodulares fabricados.....	80
Tabela 4-2	Variação do número de nódulos /mm ² no ferro fundido nodular.....	81
Tabela 4-3	Tratamentos térmicos realizados nos aços carbono.....	82
Tabela 4-4	Teor de carbono na austenita inicial.....	83
Tabela 4-5	Descrição dos tratamentos de austêmpera realizados.....	84
Tabela 4-6	Descrição dos tratamentos de têmpera e revenidos realizados.....	84
Tabela 4-7	Características do pêndulo utilizado.....	87
Tabela 5-1	Propriedades mecânicas dos aços normalizados e dos ferros fundidos nodulares austemperados de matriz ferrítica e perlítica.....	96
Tabela 5-2	Valores de K e q para os aços carbono normalizados e os ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica.....	99
Tabela 5.3	Valores de comprimento do rico medidos e calculados para o aço 1045.....	105
Tabela 5-4	Relação Volume e energia específica obtido no ensaio de resistência ao risco com aço 1045 para diferentes profundidades de sulco.....	106
Tabela 5-5	Coefficiente de atrito para os aços carbono e ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica estudados.....	109
Tabela 5-6	Variação da fração de austenita retida e da dureza HV 62,5 com a temperatura de austêmpera.....	119
Tabela 5-7	Valores de K e q para ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C.....	123
Tabela 5-8	Fração volumétrica de austenita retida e dureza para o ferro fundido nodular.....	146
Tabela 5-9	Valores de K e q obtidos no ajuste de curvas de variação de energia consumida com perda de massa para o ferro fundido nodular austemperado a 370°C por duas horas para diferentes temperaturas de austenitização.....	146
Tabela 5-10	Fração volumétrica de austenita retida e dureza para o ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas para diferentes temperaturas de austenitização.....	146

Tabela 5-11	Valores de K e q para diferentes condições de tratamento de austêmpera.....	156
Tabela 5-12	Varição da dureza HV 62,5, da energia absorvida no ensaio de impacto e da fração volumétrica de austenita retida com a temperatura de revenido do ferro fundido nodular	160
Tabela 6-1	Classificação de alguns sistemas tribológicos propostos na literatura para estudar o desgaste abrasivo.....	189

LISTA DE SÍMBOLOS

- Ms - Temperatura de início de formação de martensita
- ASTM - American Society for testing and materials
- t_1 - Fim de primeiro estágio da reação de austêmpera
- t_2 - Início do segundo estágio da reação de austêmpera
- Mn - Manganês
- Si - Silício
- Cu - Cobre
- Ni - Níquel
- C - Carbono
- S - enxofre
- Mg - Magnésio
- P - Fósforo
- Fe - Ferro
- Mo - Molibdênio
- Ref. - Referência bibliográfica
- C_γ - Teor de carbono de austenita retida
- C_γ° - Teor de carbono de austenita inicial
- X_γ - Volume de austenita retida
- $X_\gamma / X_{\gamma_{\max}}$ - Fração de austenita retida
- T_A - Temperatura de austêmpera
- T_γ - Temperatura de austenitização
- K - coeficiente de desgaste abrasivo

w - largura do sulco

D - diâmetro do penetrador

r - raio da ponta da partícula

A_g - área do sulco formado

F_{ab} - relação entre o volume do material deslocado e o volume do sulco

F_n - Força normal aplicado

E - Energia dissipada

W - perda de massa

e - energia específica

A_T - Área transversal do sulco

A_N - Área normal projetada

HV - Dureza Vickers

HRC - Dureza Rockwell C

RESUMO

Foi estudada a resistência ao desgaste abrasivo de um ferro fundido nodular com diferentes microestruturas na matriz, utilizando um esclerômetro pendular instrumentado. As condições adotadas para o ensaio correspondem àquelas a que são submetidas as peças utilizadas nos sistemas de tratamento de minério e movimentação de terra, isto é, altos esforços que produzem grande deformação plástica acompanhada de alta velocidade de deformação.

A resistência à abrasão do material dependeu da microestrutura da matriz metálica, de suas propriedades mecânicas e da profundidade de penetração da partícula abrasiva. Para sulcos de até 60 micra de profundidade, com durezas da ordem de 300 HV o melhor desempenho foi apresentado por materiais de matriz perlítica; para durezas em torno de 450 HV a maior resistência ao desgaste abrasivo foi apresentada pelo ferro fundido nodular de matriz bainítica. O aumento da dureza acima de 500 HV, conseguido com matrizes martensíticas revenidas, não resultou em melhora da resistência devido à sua baixa tenacidade. Para riscos de profundidade superior a 90 micra o melhor resultado foi obtido com o ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida.

O aumento da fração volumétrica de austenita não produziu um aumento da resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular austemperado. A melhor resistência ao desgaste abrasivo foi conseguida com microestruturas constituídas de carbonetos precipitados em matrizes ferríticas supersaturadas e/ou com alta densidade de defeitos cristalinos, obtidas em condições fora do equilíbrio, tais como perlita fina, bainita inferior e martensita revenida. A presença da grafita na microestrutura provoca uma queda da resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular. Os nódulos de grafita constituem um entalhe interno que facilita a nucleação e propagação de trincas, independente da microestrutura presente na matriz metálica.

O coeficiente de atrito entre a partícula abrasiva e a superfície aumentou com a queda da resistência ao desgaste do material, decorrente de uma maior deformação plástica na frente da partícula abrasiva.

ABSTRACT

The abrasive wear resistance of a ductile cast iron with different microstructures has been studied by using a computer-aided pendulum sclerometer. The adopted conditions in this test correspond to those situations in which parts are used in the mining industry and land handling, that is, those ones involving high loads that produce high plastic deformation accompanied by high strain rates.

The abrasion resistance of the material was found to be dependent on its metallic matrix microstructure, mechanical properties and penetration depth of the abrasive particle. Materials with pearlitic matrix with 300 Vickers hardness presented the best performance for grooves up to 60 mm depth. However, the best performance was achieved for ductile cast irons with bainitic matrix when their hardness was around 450 Vickers. Finally, ductile cast irons with or above 500 Vickers hardness - thanks to their tempered martensitic matrix - did not result in a better resistance due to its low toughness. The best result for 90 mm-depth grooves was accomplished by ductile cast irons with tempered martensitic matrix.

The increase of the volume fraction of austenite did not produce any increase in the abrasive wear resistance of the austempered ductile cast iron. The best abrasive wear resistance was achieved by microstructures constituted of carbide precipitates in a supersaturated ferritic matrix and/or high density of dislocations, obtained in non-equilibrium conditions, such as fine pearlite, lower bainite, and tempered martensite. The presence of graphite in the microstructure decreased the abrasive wear resistance of the ductile cast iron. Graphite nodules represent an internal notch that eased crack nucleation and propagation, regardless of the metallic matrix microstructure.

The morphological study of torn chips under scanning electron as well as optical microscopy showed that the mechanism of material ripping is similar to the shearing model by successive layers (deck of cards) that has been proposed to explain the ripping mechanism of material in metal cutting operations.

The friction coefficient between the abrasive particle and the surface increased as a result of the decrease in the wear resistance of the material, due to a higher plastic deformation ahead of the abrasive particle.

1. INTRODUÇÃO

1.1 COLOCAÇÃO DO PROBLEMA

Os ferros fundidos nodulares constituem uma família de ligas ferrosas que permitem obter uma ampla gama de propriedades mecânicas¹, como ilustrado na figura 1-1. Estas propriedades dependem da composição química do ferro fundido, da microestrutura da matriz metálica e da forma e distribuição dos nódulos de grafita. No material bruto de fusão, a resistência aumenta com a fração volumétrica de perlita na matriz, com a conseqüente queda na ductilidade e na energia absorvida durante o impacto no ensaio de impacto charpy. Os ferros fundidos nodulares temperados e revenidos apresentam altos valores de resistência à tração acompanhados, porém, de baixa resistência ao impacto e baixa ductilidade.

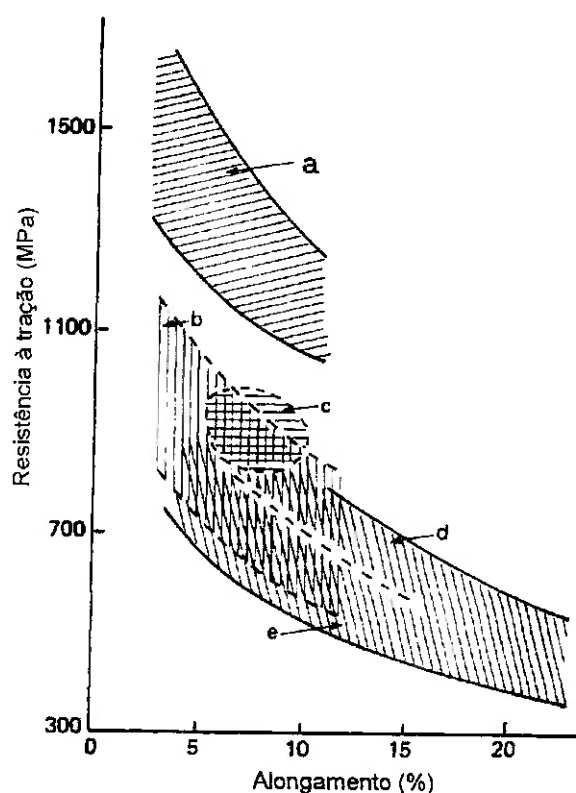


Figura 1-1 Resistência e ductilidade que pode ser alcançada em ferros fundidos nodulares: *a*, austemperados ; *b*, temperados e revenidos; *c*, normalizados; *d*, bruto de fusão olho de boi; *e*, bruto de fusão ou recozido¹.

Os ferros fundidos nodulares austemperados apresentam uma excelente combinação de propriedades mecânicas:^{2, 3, 4} resistência à tração entre 850 e 1600 MPa, limite elástico entre 550 e 1300 MPa, e alongamento entre 1% e 10%. A resistência ao impacto, medida em corpos de prova sem entalhe, varia entre 30 J e 120 J. Para o mesmo nível de tenacidade, a resistência à tração alcançada no ferro fundido nodular austemperado, pode ser até duas vezes a resistência do ferro fundido nodular na condição bruto de fusão. A resistência à fadiga e a resistência ao desgaste conseguidas com o material austemperado são excelentes.⁴

Essa ampla gama de propriedades encontradas no ferro fundido nodular austemperado é devida à presença de uma microestrutura formada por ferrita bainítica e austenita retida; esta última com teor de carbono próximo de 2% e temperatura de início de formação de martensita, M_s , de -120°C .³ Esta austenita é termodinamicamente estável, mas pode sofrer transformação para martensita na presença de esforços, fato que amplia a resistência ao desgaste do material.⁵

As propriedades acima mencionadas têm incentivado o estudo da reação de austêmpera no ferro fundido nodular, visando encontrar aplicações que permitam substituir alguns aços de alta resistência na fabricação de componentes de maquinaria. Outros aspectos relevantes, além das propriedades mecânicas, são a menor densidade e o menor custo de produção das peças fabricadas em ferro fundido nodular austemperado, quando comparado com os aços forjados ou fundidos. Peças com geometria complicada podem ser produzidas usando técnicas avançadas de fundição (molde metálico ou "lost-foam molding") permitindo diminuir os custos de usinagem para chegar às dimensões finais.

Embora as propriedades acima mencionadas foram reconhecidas há mais de uma década, o crescimento comercial destes materiais tem sofrido bastante atraso devido ao estrito controle que deve ser feito sobre a composição química, a solidificação e o tratamento térmico.

Um avanço na difusão do uso deste material é representado pela publicação da norma ASTM 897M-90,⁶ que estabelece cinco classes de ferros fundidos nodulares austemperados (tabela 1-1). Isto permite um melhor entendimento entre usuários e fornecedores.

Tabela 1-1 Propriedades dos ferros fundidos nodulares austemperados segundo a norma ASTM 897M-90

<i>Classe</i>	<i>Resistência à tração (MPa)</i>	<i>Limite escoamento (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Energia impacto (J)</i>	<i>Dureza Brinell</i>
1	850	550	10	100	269-321
2	1050	700	7	80	302-363
3	1200	850	4	60	341-444
4	1400	1100	1	35	388-477
5	1600	1300	-	-	444-555

Por outro lado, existem algumas limitações que devem ser levadas em conta para substituir o aço por ferro fundido nodular austemperado na fabricação de componentes de maquinaria ⁴: os procedimentos de soldagem não são recomendáveis neste material; o módulo de elasticidade é 20% menor do que o encontrado nos aços e, apresenta uma maior sensibilidade à concentração de esforços devida à mudanças de seção.

As aplicações dos ferros fundidos nodulares austemperados na fabricação de partes de maquinaria e elementos estruturais são diversas; elas variam segundo as propriedades mecânicas obtidas com o tratamento, isto é, segundo a classe de ferro fundido nodular austemperado. A figura 1-2 mostra as possíveis aplicações para os ferros fundidos nodulares austemperados segundo as propriedades de tenacidade e ductilidade e o tempo de tratamento. A seguir são descritas algumas das aplicações mais conhecidas dos ferros fundidos nodulares austemperados:

- Fabricação de conectores para cabos em linhas de transmissão de energia.
- Engrenagens para caixa de câmbio de carro e trator submetidos a altos esforços de contato.
- Fabricação de virabrequins para motores.
- Rodas dentadas usadas em equipamentos para construção civil.
- Ferramentas para processamento de madeira.
- Partes estruturais nas quais a tenacidade é solicitação importante.

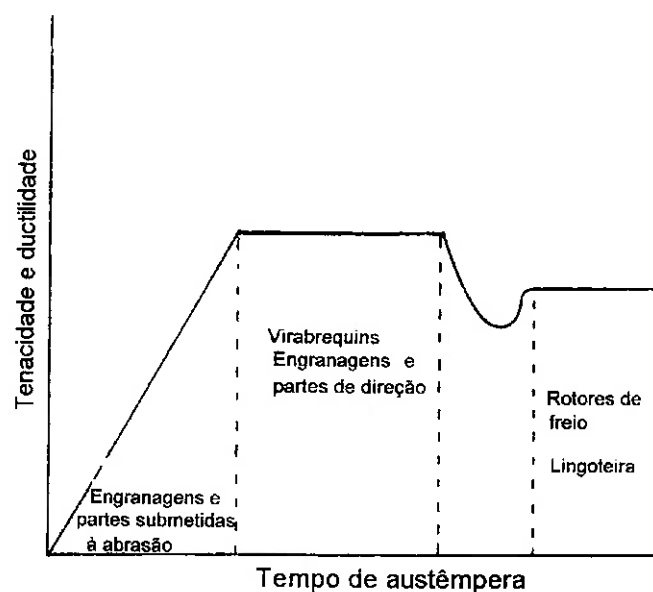


Figura 1-2 Possíveis aplicações dos ferro fundido nodular austemperado relacionadas com uma curva ideal de variação de tenacidade e ductilidade com a temperatura de austêmpera ¹.

A aplicação de ferro fundido nodular austemperado na fabricação de elementos submetidos à abrasão é de grande interesse devido ao seu baixo custo, quando comparado com o custo dos materiais tradicionalmente usados neste tipo de aplicações, tais como aços ligados e ferros fundidos brancos. Os ferros fundidos nodulares austemperados de alta dureza, austemperados em temperaturas baixas ($\sim 300^{\circ}\text{C}$), têm mostrado um desempenho que compete com os materiais martensíticos dependendo das condições do tribossistema ^{7,8}. Quando tratados em temperaturas acima de 350°C , podem apresentar resistência à abrasão relativamente elevada se ocorrer transformação martensítica induzida por deformação e/ou encruamento da austenita retida. ⁹

Os resultados das pesquisas sobre a resistência ao desgaste abrasivo dos ferros fundidos nodulares austemperados encontrados na literatura são de difícil interpretação devido principalmente a dois fatores:

- Condições de ensaio diferentes, tais como: carga aplicada, tamanho do abrasivo e velocidade relativa da partícula.
- As composições químicas utilizadas, assim como os ciclos térmicos aplicados para obter as microestruturas variam bastante entre os pesquisadores.

Este trabalho pretende estudar a resistência à abrasão de ferros fundidos nodulares de diferente microestrutura na matriz metálica (ferrita, perlita, bainita e martensita) em presença de altos esforços de contato acompanhados de altas velocidades de deformação. A técnica utilizada será a medida da resistência ao risco, utilizando um esclerômetro pendular instrumentado¹⁰. Esta técnica permite isolar o evento do desgaste abrasivo, utilizando uma única partícula de geometria conhecida, e fornece informações fundamentais sobre a interação entre a partícula e o material.

1.2 TRATAMENTO DE AUSTÊMPERA DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES

O tratamento aplicado ao material consiste de um ciclo térmico com aquecimento até a temperatura de austenitização e manutenção da temperatura por tempo suficiente para dissolver o carbono na austenita. A temperatura de austenitização pode variar de 850°C a 950°C, dependendo do teor de silício e de elementos de liga. Logo após o material é resfriado rapidamente num banho de sal ou de óleo a temperaturas que variam de 250°C a 400°C onde é mantido, sendo posteriormente resfriado até a temperatura ambiente.

A reação de austêmpera no ferro fundido nodular está bem caracterizada. A presença de altas quantidades de silício no ferro fundido nodular (2 a 3% em peso) inibe a formação de carbonetos durante a reação bainítica¹¹; o carbono liberado durante a formação da ferrita é difundido para a austenita adjacente, enriquecendo-a em carbono e estabilizando-a após o resfriamento até a temperatura ambiente. Com a permanência na temperatura de austêmpera ocorre a decomposição da austenita retida em ferrita adicional e carbonetos, fases mais estáveis termodinamicamente. Esta seqüência de reações permite dividir o processo em dois estágios,^{12, 13, 14} a saber: durante o primeiro estágio forma-se uma microestrutura composta por ferrita bainítica e austenita retida; o segundo estágio da transformação consiste na desestabilização da austenita que se transforma em ferrita adicional e carbonetos.

Se o tratamento for interrompido durante o primeiro estágio a matriz será formada por ferrita bainítica, austenita retida e martensita; este último constituinte aparece devido à transformação da austenita, que não foi estabilizada devido ao insuficiente

enriquecimento em carbono. De outro lado, com um tempo muito longo de tratamento forma-se uma microestrutura composta por ferrita e carbonetos (segundo estágio). Em qualquer um desses casos a tenacidade e ductilidade obtidas são baixas. A figura 1-3 descreve as mudanças microestruturais que ocorrem durante o processo de austêmpera para temperaturas de tratamento correspondentes à bainita superior e bainita inferior. Observa-se ainda a definição dos tempos de fim do primeiro estágio (t_1) e início do segundo estágio (t_2).

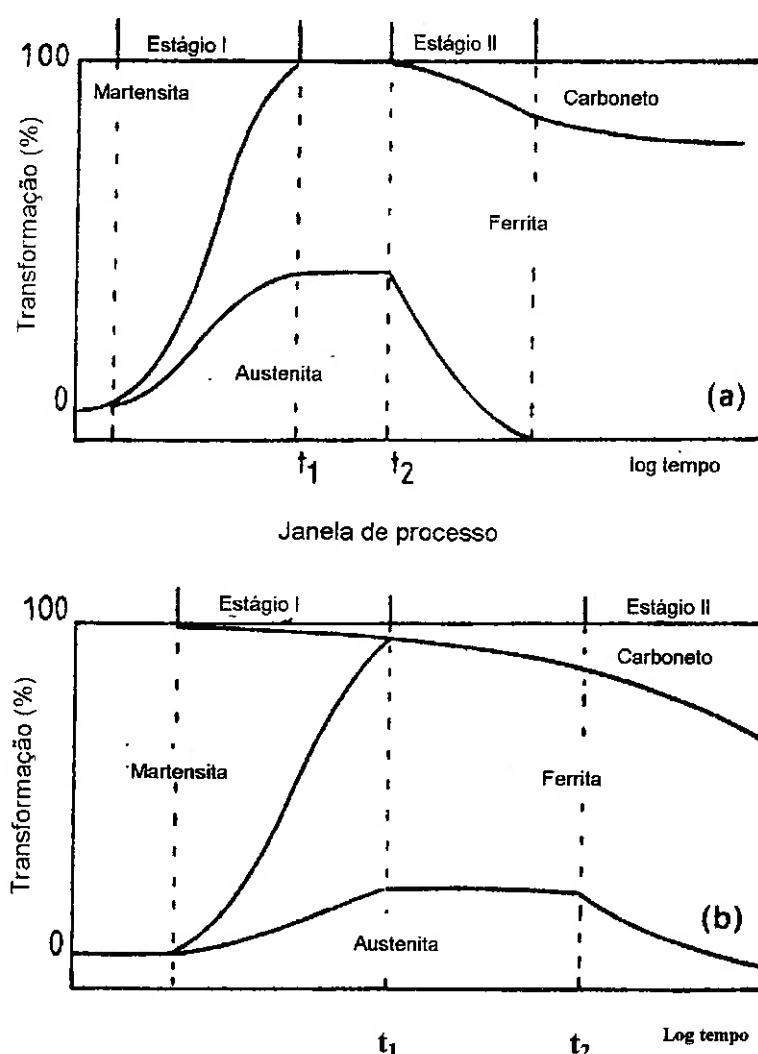


Figura 1-3 Descrição do processo de austêmpera para ferro fundido nodular: porcentagem de transformação e mudança microestrutural nos estágios I e II. *a)*, bainita superior ; *b)*, bainita inferior.¹⁵

Diferentes pesquisas^{15, 16, 17} mostram que a melhor combinação de propriedades mecânicas - tenacidade, resistência tração e ductilidade - dos ferros fundidos nodulares austemperados apresenta-se quando estes são tratados por um período de tempo maior

do que t_1 (fim do primeiro estágio) e menor do que t_2 (início do segundo estágio), no qual ocorre o início da precipitação de carbonetos. Esse período de tempo é chamado de “janela do processo”.

A *janela do processo* é um conceito tecnológico que permite estabelecer qual será o tempo necessário para obter as propriedades mecânicas ótimas, para uma condição de tratamento definida, isto é temperaturas de austenitização e de austêmpera. Para determinar os tempos que definem a janela do processo podem ser utilizados dois critérios: ^{15, 17} o primeiro baseia-se na medida das propriedades mecânicas e o segundo na cinética de transformação da austenita.

O primeiro critério consiste no levantamento de curvas das propriedades mecânicas (limite de escoamento, resistência à tração, ductilidade e tenacidade) como uma função do tempo de austêmpera. A curva apresenta um valor máximo da propriedade mecânica no tempo t_1 ; este valor permanece constante até um tempo t_2 , no qual o valor da propriedade começa a diminuir como ilustrado esquematicamente na figura 1-4.

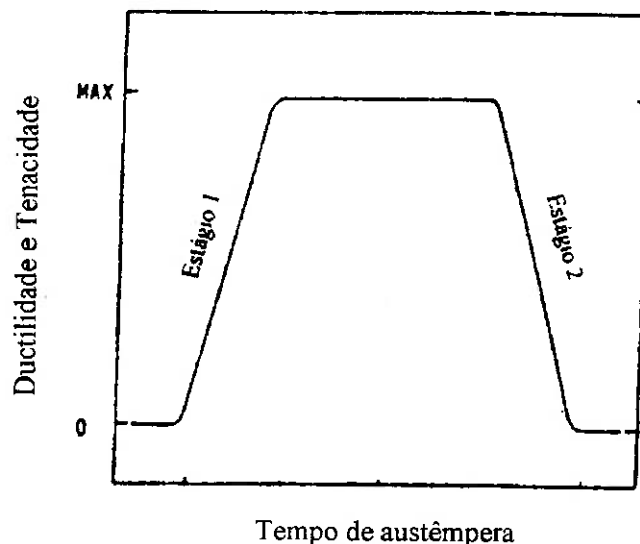


Figura 1-4 Gráfico esquemático de variação de ductilidade e tenacidade com o tempo de austêmpera, ilustrando a definição da janela do processo.¹⁷

O segundo critério utiliza a variação das frações volumétricas de martensita e de austenita retida com o tempo de tratamento de austêmpera. O tempo t_1 é calculado através da medida da fração volumétrica de martensita, que constitui a fase mais prejudicial para as propriedades mecânicas de tenacidade e ductilidade. Um gráfico da

fração volumétrica de martensita contra o tempo de austêmpera, quando colocado em escala logarítmica permite determinar o tempo para o qual a fração de martensita é zero, como ilustrado na figura 1-5.

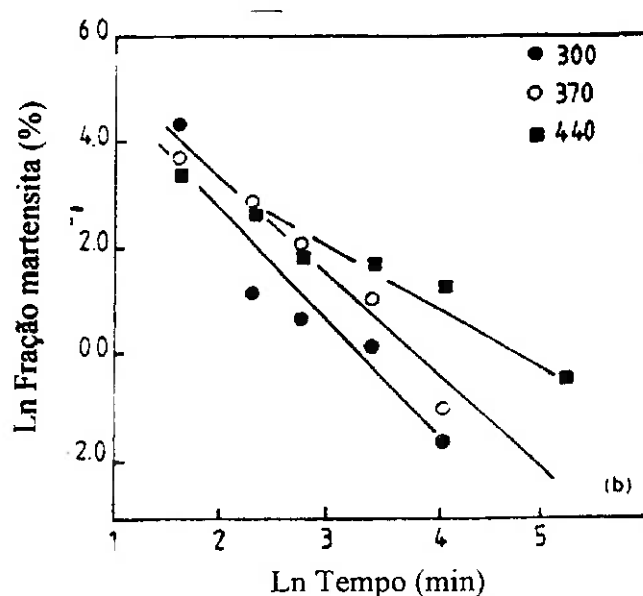


Figura 1-5 Variação da fração de martensita com o tempo de austêmpera para um ferro fundido nodular a 300°C, 370°C e 440°C ¹⁵.

MOORE et al. ¹⁶ propuseram a adoção de uma fração residual de 1% de martensita como limite para determinar o tempo t_1 , afirmando que essa fração não seria prejudicial às propriedades mecânicas. No entanto, DARWISH & ELLIOT ¹⁵ sugeriram que esse limite seja diminuído para frações menores do que 1%. Estes pesquisadores baseiam tal recomendação num estudo intensivo para determinar a janela do processo em ferros fundidos nodulares de baixo teor de Mn utilizando os dois critérios acima mencionados. As propriedades mecânicas ótimas não foram atingidas quando a fração volumétrica de martensita foi 1%, como proposto por MOORE et al ¹⁶.

A determinação do tempo t_2 (início do segundo estágio) usando o segundo critério é feita através da variação da fração volumétrica de austenita retida com o tempo de tratamento. A fração atinge um máximo que permanece constante até o tempo t_2 , quando começa a diminuir; a queda na fração de austenita é um indicador indireto da formação de carbonetos. Uma linha horizontal é traçada no valor de 90% da máxima fração de austenita atingida (figura 1-6). Tal linha intercepta a curva nos valores de t_{min} e t_{max} . O valor de t_2 é calculado pela expressão:¹⁷

$$\ln t_2 = (\ln t_{max} + \ln t_{min}) / 2$$

Equação 1-1

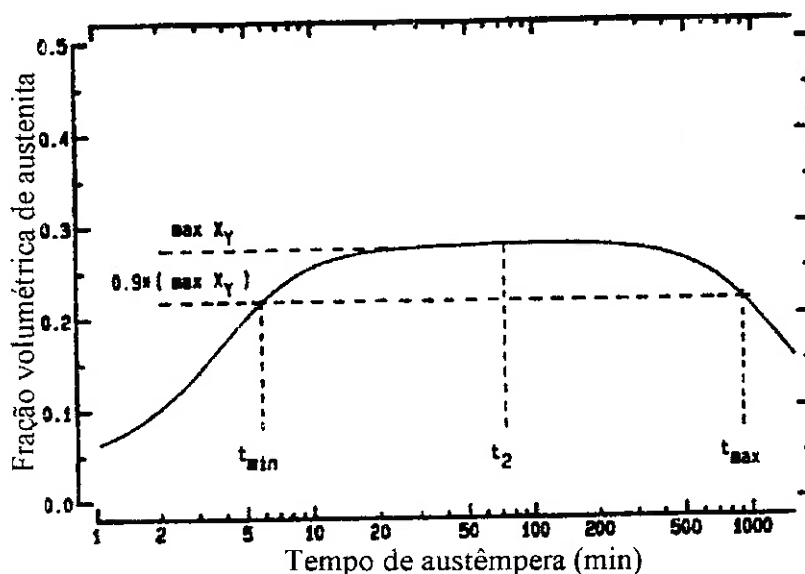


Figura 1-6 Método para determinação do tempo de início do segundo estágio (t_2).¹⁷

A tabela 1-2 apresenta alguns valores de tempos t_1 e t_2 reportados na literatura e que mostram o efeito de algumas variáveis como composição química e condições de tratamento.

Tabela 1-2 Variação dos tempos t_1 e t_2 para diferentes ligas com diferentes ciclos de tratamento de austêmpera.

LIGA	T_γ (°C)	T_A (°C)	t_1 (min)	t_2 (min)	t_2, t_1	Ref.
2,5 %Si, 0,13 %Mn	927	371	30	60	30	18
2,5 %Si, 0,13 %Mn	927	316	20	-	-	18
2,5 %Si, 0,20 %Mn	871	371	5	30	25	17
2,5 %Si, 0,20 %Mn	927	371	20	70	50	17
2,5 %Si, 0,4 %Mn	927	371	200	180	-20	17
2,5 %Si, 0,4 %Mn	871	371	20	40	20	17
2,77 %Si, 0,33 %Cu	900	370	20	100	80	15
2,8 %Si, 1,02 %Ni, 0,90 %Cu	900	370	20	150	130	15
2,77 %Si, 0,33 %Cu	900	300	15	600	585	15

1.3 CARACTERÍSTICAS DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS

As propriedades mecânicas obtidas com o tratamento térmico de austêmpera estão diretamente relacionadas à microestrutura obtida no final do processo. As principais variáveis que influenciam a microestrutura são a composição química do material e as temperaturas de austenitização e de austêmpera. Em seguida é feita uma descrição da forma como essas variáveis influenciam no processo de austêmpera em geral, incluindo a janela do processo.

A transformação da austenita durante o primeiro estágio é um processo controlado pela difusão do carbono liberado durante a formação da ferrita, para dentro da austenita. O fluxo de carbono depende do gradiente existente entre o teor de carbono na austenita metaestável (C_γ) e o teor de carbono na austenita inicial (C_{γ^0})¹⁸. Para determinada composição química do ferro fundido nodular os teores de carbono C_{γ^0} e C_γ são função das temperaturas de austenitização e de austêmpera respectivamente.

A cinética do segundo estágio é influenciada pela temperatura de austêmpera e pelo teor de elementos de liga do ferro fundido nodular.

1.3.1 Temperatura de austêmpera

A temperatura de austêmpera influi nas taxas de nucleação e crescimento da ferrita bainítica. Em temperaturas superiores a 350°C (bainita superior), a taxa de nucleação da ferrita é baixa, mas seu crescimento é favorecido pela rápida difusão do carbono para a austenita. Forma-se então, uma microestrutura grosseira composta por pacotes de lamelas grandes de ferrita bainítica, contendo austenita entre elas. A presença de blocos formados por austenita, ou austenita mais martensita, revelam uma distribuição heterogênea do carbono na matriz durante o processo de austêmpera¹⁵. Tal heterogeneidade pode ser devida a uma baixa taxa de nucleação da ferrita bainítica ou à distribuição heterogênea dos nódulos de grafita. Com o aumento do tempo de tratamento pode-se esperar uma homogeneização da microestrutura, isto é um desaparecimento desses blocos.

A precipitação de carbonetos na ferrita bainítica formada na faixa de temperaturas superior a 350°C é uma questão polemica. DUBENSKY & RUNDMAN,¹⁹ reportaram a formação de carbonetos ϵ na interface da ferrita em crescimento. BOSCHEM et al.,²⁰ por outro lado, não identificaram qualquer tipo de carboneto num ferro fundido nodular austemperado a 400°C; isto confirmaria a hipótese apresentada por alguns pesquisadores sobre a formação de ferrita isenta de carbonetos nas temperaturas superiores a 350°C. SIDJANIN & SMALLMAN²¹ detectaram a formação de carbonetos dentro da ferrita num ferro fundido nodular, sem elementos de liga, após tratamento por duas horas a 350°C. ARANZABAL et al.,²² por outro lado, não encontraram precipitação de carbonetos num ferro fundido nodular com adições de Ni e Cu austemperado a 300°C e 370°C ainda com longos tempos de tratamento.

A redução da temperatura de austêmpera produz um refinamento da microestrutura. Em temperaturas de tratamento de austêmpera correspondentes à bainita inferior ($T_a \approx 300^\circ\text{C}$), ocorre uma alta taxa de nucleação da ferrita acompanhada de uma baixa taxa de crescimento dessa fase, devido à baixa difusividade do carbono na austenita nessas temperaturas. A microestrutura resultante é um arranjo fino de lamelas de ferrita bainítica distribuídas uniformemente na matriz. A precipitação de carbonetos (ϵ ou cementita) durante o crescimento da ferrita, já durante o primeiro estágio, nesta faixa de temperaturas é um fato aceito pela maioria dos pesquisadores.^{19, 21, 23}

O efeito da temperatura de austêmpera na reação bainítica pode ser melhor entendido utilizando um balanço de massa de carbono. Assume-se que não há precipitação de carbonetos nem formação de martensita (microestrutura ideal obtida na janela do processo) e que, adicionalmente, o teor de C na ferrita é zero. Desta forma, o teor de carbono presente na austenita no final do processo de austenitização estará concentrado na austenita metaestável; pode-se, então, escrever a seguinte equação:

$$C_{\gamma^0} = (C_{\gamma} * X_{\gamma})_{max} \quad \text{Equação 1-2}$$

C_{γ^0} = teor de carbono na austenita inicial

C_{γ} = Teor de carbono na austenita retida

X_γ = Volume de austenita retida.

Na figura 1-7 é mostrada a relação entre a evolução do parâmetro $C_\gamma \cdot X_\gamma$ e o tempo de austêmpera para temperaturas de 300°C, 370°C e 440°C, reportado por DARWISH & ELLIOT¹⁵ para uma liga de baixo Mn. O teor de carbono na austenita inicial nessa liga foi aproximadamente 0,70%.

Observa-se na figura que, para as temperaturas de 370°C e 440°C o produto $C_\gamma \cdot X_\gamma$ atinge valores próximos de 0,7%; para estas duas temperaturas a equação é aproximadamente obedecida. A rápida queda do valor do produto na temperatura de 440°C constitui uma evidência da precipitação de carbonetos, ou seja, início do segundo estágio. A janela do processo é considerada como fechada, já que a precipitação de carbonetos inicia-se antes do primeiro estágio acabar. No segundo caso ($T_a = 300^\circ\text{C}$) a equação não é obedecida devido à precipitação de carbonetos que acontece durante a formação da ferrita, já no primeiro estágio.

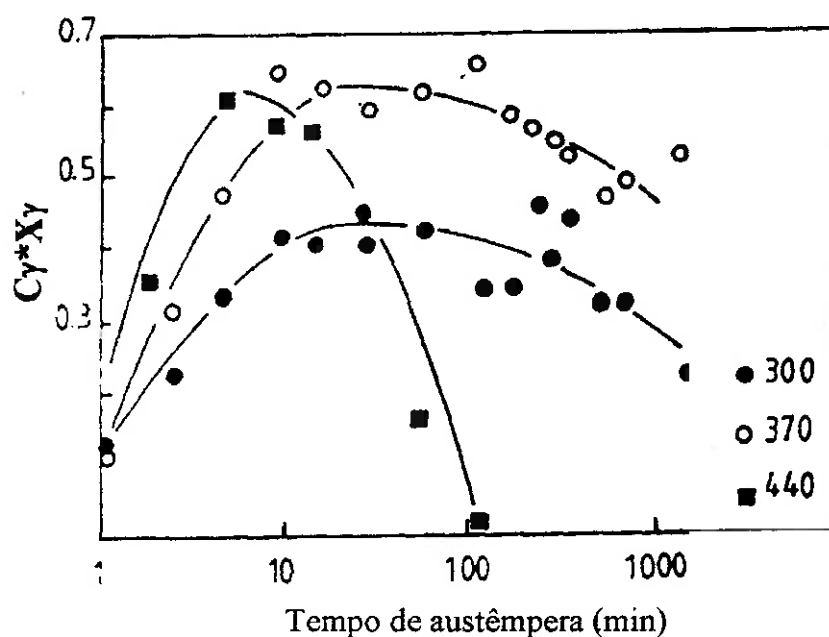
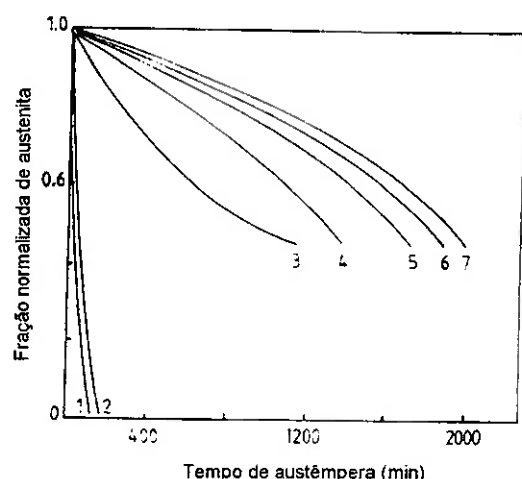


Figura 1-7 Variação do parâmetro $C_\gamma \cdot X_\gamma$ com o tempo de tratamento para um ferro fundido nodular de baixo Mn, austenitizado a 900°C por duas horas e austemperado em diferentes temperaturas.¹⁵

O volume de austenita retida (austenita metaestável) presente na microestrutura no final do primeiro estágio varia com a temperatura de austêmpera. As maiores frações são encontradas nas microestruturas obtidas com tratamentos feitos na faixa

correspondente à bainita superior; já nas temperaturas baixas de tratamento, as frações são menores devido à precipitação de carbonetos que acompanha o crescimento da ferrita bainítica.

O início do segundo estágio da transformação, ou seja, a decomposição da austenita retida em ferrita e carboneto, é fortemente afetado pela temperatura de austêmpera.^{15, 18} Em altas temperaturas, a velocidade de formação de carbonetos é maior devido ao maior coeficiente de difusão do carbono. O segundo estágio da transformação é acompanhado indiretamente, através da queda da fração de austenita de alto carbono. A cinética desta reação pode ser determinada através da normalização da fração de austenita retida ($X_{\gamma}/X_{\gamma_{\max}}$); este quociente varia de 1 a 0 durante a reação, como pode ser observado na figura 1-8¹⁵.



Curva	Ferro	T_A , °C	Ref
1	Cu	440	15
2	Ni-Cu	440	15
3	0,15%Mn	371	16
4	0,36%Mn	371	16
5	0,29Mn-0,52Ni	371	16
6	Cu	370	15
7	Ni-Cu	370	15

Figura 1-8 Variação da fração de austenita retida normalizada $X_{\gamma}/X_{\gamma_{\max}}$ com o tempo para varias temperaturas de austêmpera, a partir do tempo t_2 .¹⁵

A ampla gama de propriedades que podem ser obtidas com os ferros fundidos nodulares austemperados, mostradas anteriormente na tabela 1, são determinadas principalmente pela temperatura de austêmpera. A alta resistência encontrada em ferros fundidos nodulares tratados em baixa temperatura de austêmpera, é devida à presença de bainita inferior na microestrutura. Lamelas finas de ferrita bainítica associadas à formação de carbonetos finos e uma alta densidade de discordâncias são responsáveis por esta alta resistência²⁴. A ductilidade e tenacidade obtidas com esta microestrutura são baixas. O aumento de temperatura de austêmpera produz aumento da ductilidade e tenacidade, acompanhado de diminuição da resistência à tração.

1.3.2 Temperatura de austenitização (T_γ)

teor de carbono dissolvido na austenita, no final do processo de austenitização, depende da temperatura (T_γ) e do tempo estabelecido para este processo. A figura 1-9 mostra um diagrama esquemático Fe-C-Si acompanhado das curvas de energia livre para as fases ferrita, austenita e cementita: observa-se que a diminuição da temperatura de austenitização de T_1 para T_2 produz um aumento da energia livre disponível para o primeiro estágio da reação, como mostrado pelas curvas de energia livre; isto gera uma microestrutura mais fina resultante da maior taxa de nucleação de lamelas de ferrita bainítica ²⁵.

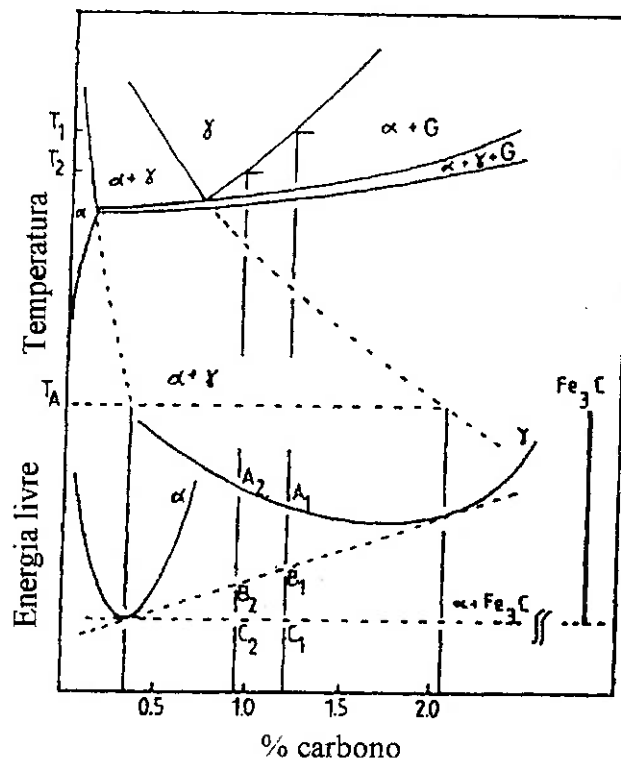


Figura 1-9. Diagrama de fases esquemático Fe-C-Si e curvas de energia livre para a ferrita α , austenita γ e cementita Fe_3C . ²⁵

A solubilidade do carbono na austenita aumenta com a temperatura de austenitização: o maior teor de carbono na austenita inicial (C_γ°) traz como vantagens o aumento da temperabilidade e a obtenção de maiores frações de austenita retida, para uma determinada composição química do ferro fundido nodular. Esse aumento da austenita retida, porém, pode estar associado à formação de uma microestrutura

grosseira, com presença de austenita em blocos, que pode gerar uma queda nas propriedades mecânicas devido à presença de martensita dentro dos blocos ou à transformação dessa austenita quando submetida a esforços mecânicos²⁵.

Uma redução da temperatura de austenitização, por outro lado, produz mudanças importantes: ocorre refinamento da microestrutura, com lamelas de ferrita bainítica menores e mais homogêneas distribuídas; são obtidas menores frações de austenita retida e há uma redução da presença de austenita em blocos.

Existe um efeito importante da temperatura de austenitização na janela do processo. A figura 1-10, mostra a variação dos tempos t_1 e t_2 com a temperatura de austenitização reportada por DARWISH & ELLIOT²⁵. Observa-se um forte aumento do tempo t_1 com aumento de T_γ ; isto indica que altas temperaturas de austenitização podem fechar a janela de processo para uma determinada temperatura de austêmpera.

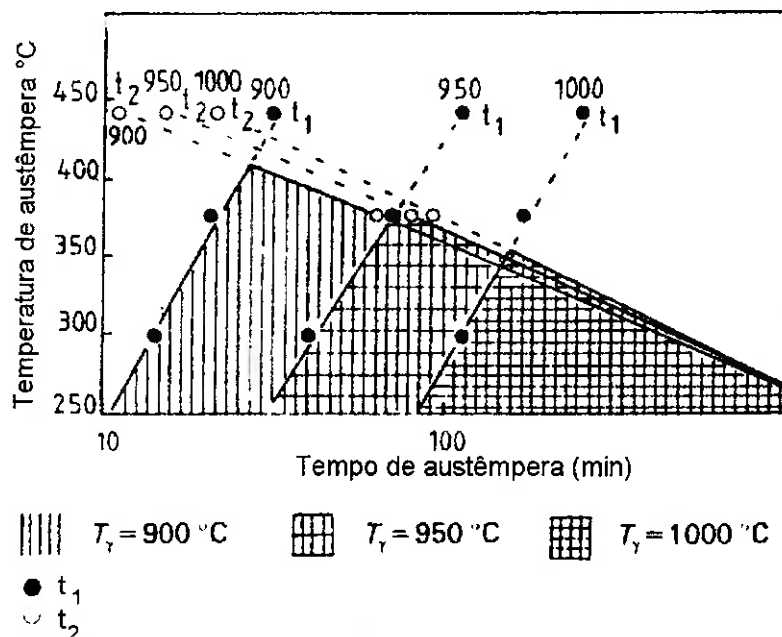


Figura 1-10 Efeito da temperatura de austenitização nos tempos t_1 e t_2 .²⁵

O efeito da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares austemperados está relacionado com a temperatura de austêmpera, o tempo de austêmpera e a composição química do material.

DARWISH & ELLIOT²⁴ reportaram pouca variação da resistência à tração e do limite de escoamento com a temperatura de austenitização de ferro fundido nodular tratado em temperaturas de austêmpera correspondentes à bainita superior. A ductilidade e a energia absorvida no ensaio de impacto, porém, apresentaram um comportamento que dependeu do tempo de tratamento e da composição química do material. Para um ferro fundido nodular contendo 0,33% Cu os valores de ductilidade e de energia absorvida no ensaio de impacto foram maiores quando a temperatura de austenitização aumentou de 900°C para 950°C para um tempo de tratamento de 2 horas; com tempos longos de tratamento esse efeito diminuiu. Quando o ferro fundido nodular foi ligado com 1,02% de Ni e 0,90% de Cu o tratamento de austenitização em baixa temperatura produziu o melhor resultado de alongamento, para tempos de austêmpera entre 1 e 8 horas; a energia absorvida no ensaio de impacto apresentou um resultado semelhante para tempos entre 1 e 5 horas, ou seja menor valor de essa propriedade é encontrado no material austenitizado a maior temperatura.

Para temperaturas baixas (~300°C), não há um efeito pronunciado da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular sem elementos de liga, tratado por tempos entre 2 e 6 horas. Já o material contendo elementos de liga mostrou um aumento da energia absorvida no ensaio de impacto quando a temperatura de austenitização foi aumentada de 900°C para 950°C.

A figura 1-11 mostra a variação das propriedades mecânicas com a temperatura de austenitização apresentada por DARWISH & ELLIOT²⁴ para o ferro fundido nodular ligado com Cu e Ni austemperado por 4 horas em temperaturas de 300°C e 370°C. Observa-se uma queda das propriedades de ductilidade e energia absorvida no ensaio de impacto com o aumento da temperatura de austenitização no material tratado a 370°C; essa queda é atribuída por esses autores ao maior tamanho de grão da austenita e ao maior teor de carbono na austenita inicial (C_{γ}°) obtidos em temperatura de austenitização altas. Um maior tamanho de grão austenítico favorece a formação de uma microestrutura grosseira, com lamelas de ferrita grandes e afastadas, o que dificulta o enriquecimento em carbono da austenita. Isto dá origem a maiores frações de austenita em forma de blocos e maior formação de martensita na região intercelular, responsáveis pela queda na tenacidade e na ductilidade. O material tratado a 300°C

mostrou um ligeiro aumento da energia absorvida no ensaio de impacto e uma pequena redução do alongamento; resultados semelhantes foram reportados por GRECH & YOUNG²⁶.

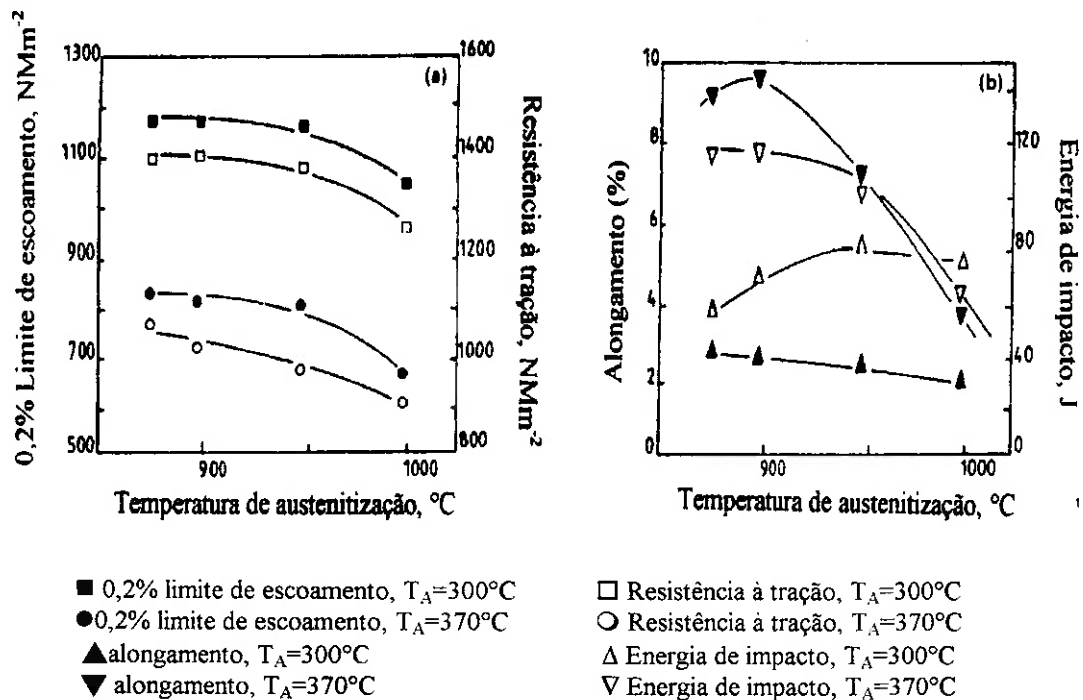


Figura 1-11 Variação das propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular ligado com Cu-Ni com a temperatura de austenitização. Austenitização por 2 horas seguida de austêmpera por 4 horas a temperaturas de 300°C e 370°C.²⁴

Estes resultados mostram que o efeito da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares austemperados está fortemente relacionada à composição química e o ciclo térmico aplicado ao material. O efeito desta variável é mais pronunciado no material austemperado a altas temperaturas devido à maior tendência à formação de austenita em blocos e à maior intensidade do efeito dos fenômenos relacionados com a segregação de elementos de liga para a região intercelular, que promovem a presença de martensita nessas regiões. Por outro lado, a composição química e o tempo de austêmpera selecionado deve ser levado em conta na análise da influência dessa variável.

1.3.3 Efeito da composição química

A composição química típica de um ferro fundido nodular base, sem elementos de liga, é 3,7% C, 2,5% Si, 0,3% Mn, 0,01% S, 0,01% P e 0,04% Mg.¹ A variação das quantidades de elementos como Si, C e Mn, assim como a adição de outros elementos de liga tem efeitos importantes nas características do ferro fundido nodular base.

A microestrutura obtida no material bruto de fusão deve satisfazer como requerimentos básicos estar livre de carbonetos tanto primários como eutéticos intercelulares e apresentar boa nodularidade da grafita. Isto é conseguido com relações corretas entre os teores de Si e C. A seleção de elementos de liga adicionados para promover a temperabilidade da austenita deve levar em conta seus efeitos na microestrutura do material bruto de fusão; alguns elementos apresentam forte segregação durante a solidificação e/ou forte tendência a formar carbonetos intercelulares.

A composição química tem também efeitos importantes na cinética do processo de austêmpera e na microestrutura obtida no final do tratamento. Em seguida é apresentada uma descrição do efeito de cada um dos elementos presentes na liga base assim como dos elementos de liga normalmente utilizados nestes materiais.

1.3.3.1 Efeito do teor de carbono

O teor de carbono recomendado para produzir uma solidificação adequada do ferro fundido nodular está em torno de 3.5%. O aumento da quantidade de C na liga pode gerar uma diminuição da resistência do material austemperado, decorrente do aumento da fração volumétrica de grafita.

1.3.3.2 Efeito do teor de silício

A presença de silício no sistema Fe-C produz uma diminuição da solubilidade do carbono na austenita.²⁷ O teor de carbono na austenita, como função da temperatura de austenitização e do teor de silício, pode ser determinado pela seguinte equação:²⁸

$$C_{\gamma}^{\circ} = \frac{T_{\gamma}}{420} - 0,17(\%Si) - 0,95$$

Equação 1-3

Onde, $C\gamma^\circ$ é o teor de carbono e $T\gamma$ é a temperatura de austenitização.

O aumento do teor de Si, para uma determinada temperatura de austenitização gera uma maior velocidade da reação durante o primeiro estágio, decorrente da diminuição do teor de carbono na austenita inicial, isto é, um aumento do parâmetro $(C\gamma - C\gamma^\circ)$.

O efeito do silício na austenita metaestável (austenita retida), também deve ser considerado. RUNS & RUDMAN¹⁸ encontraram uma diminuição do teor de carbono $C\gamma$ quando o teor de Si foi variado de 1,34% para 2,51% em ferros fundidos nodulares austemperados a 371°C durante 120 minutos. Este resultado sugere um efeito similar do Si nos dois termos do parâmetro $(C\gamma - C\gamma^\circ)$, que governa a cinética do primeiro estágio do processo, mas sua quantificação não está clara.

O Si tem um efeito duplo no processo de austêmpera:^{15, 18, 29} acelera o desenvolvimento do primeiro estágio, já que favorece a formação da ferrita e, por outro lado, atrasa o início do segundo estágio, devido à inibição na formação de carbonetos, o que significa um aumento da janela do processo.

A interação do silício com os elementos de liga presentes deve ser considerada. Na presença de elementos como Mn e Mo, o aumento do teor Si pode gerar atraso no fim do primeiro estágio decorrente de seu efeito na segregação desses elementos durante a solidificação.

O aumento do teor de Si intensifica a segregação desses elementos para a região intercelular, como ilustrado na figura 1-12³⁰. O resultado é um forte aumento do tempo t_1 , fim do primeiro estágio, que pode chegar a ser superior ao tempo t_2 fechando a janela de processo, como demonstrado experimentalmente por VELEZ et al.³⁰, figura 1-13.

A influencia do Si nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado deve ser considerada. A resistência da ferrita é aumentada com o acréscimo do teor de Si ao mesmo tempo que há uma redução da energia impacto.^{1,31}

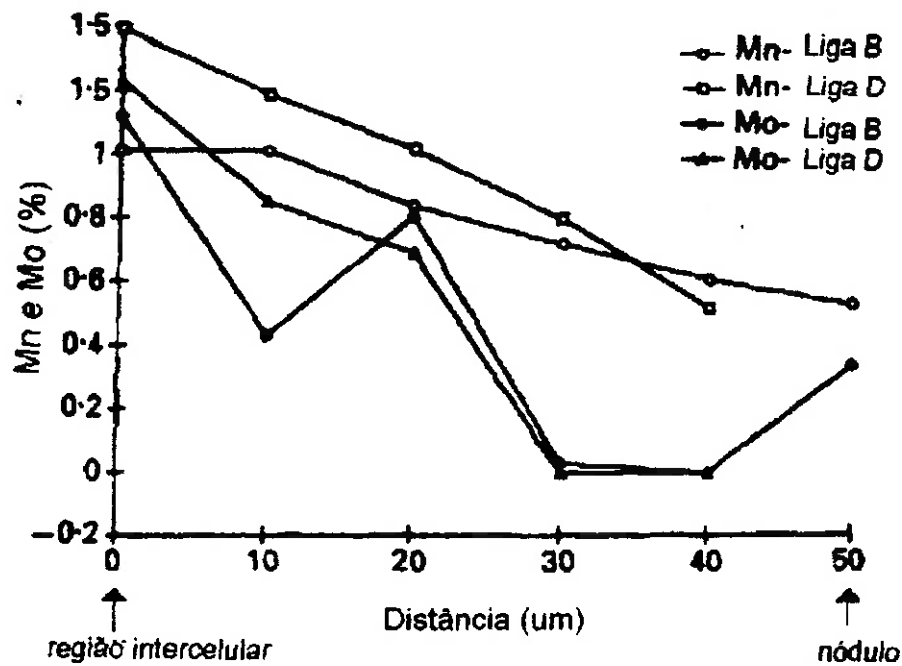


Figura 1-12 Perfil de concentração de Mn e Mo entre a região intercelular e o contorno do nódulo para duas ligas com diferente teor de Si (liga B: 2,55% Si; liga D: 3,48% Si).³⁰

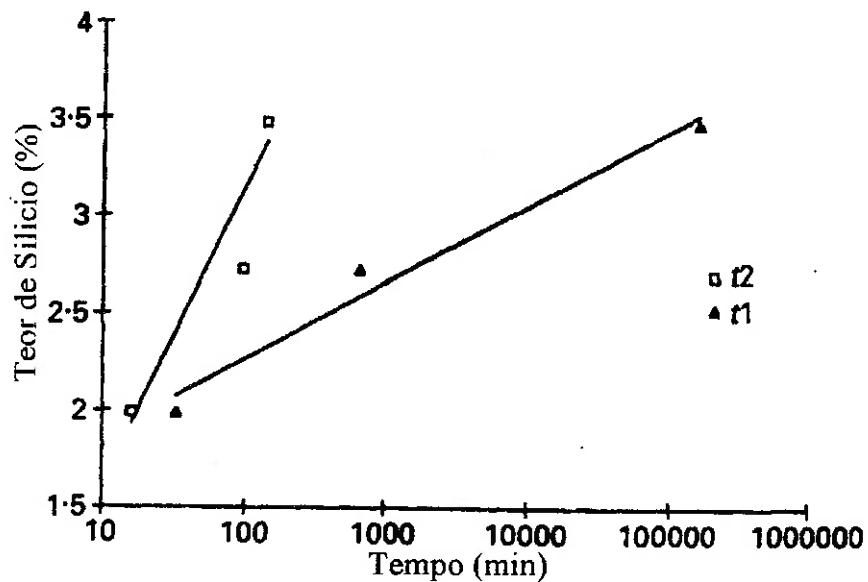


Figura 1-13 Efeito do teor de Si na janela do processo (tempos t1 e t2), para ferro fundido nodular austemperado contendo 0,4% de Mn e 0,2% de Mo.³⁰

1.3.3.3 Efeito do manganês

Este elemento é um forte promotor de temperabilidade da austenita.³² A presença do manganês produz aumento do teor de carbono na austenita inicial, C_{γ^0} , e redução do teor de carbono na austenita metaestável, C_{γ} , na temperatura de austêmpera.^{16, 18} Isto resulta numa diminuição do parâmetro $(C_{\gamma} - C_{\gamma^0})$ e, portanto, uma redução da velocidade de transformação.

Este elemento apresenta uma forte segregação para a região intercelular durante a solidificação do ferro fundido nodular.³³ Essas regiões ricas em Mn apresentam uma alta temperabilidade da austenita, favorecendo a formação de uma rede contínua de austenita não decomposta (não enriquecida em carbono) que compromete as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade e a ductilidade, devido a sua baixa estabilidade térmica e mecânica.³⁴

A figura 1.14 mostra a variação do tempo necessário para terminar o primeiro estágio da transformação com o teor de Mn^{30, 35}; esse aumento do tempo é devido ao atraso da transformação da austenita na região intercelular. A variação de Mn entre o contorno dos nódulos de grafita e a região intercelular para uma liga com teor nominal de 0,4% de Mn pode atingir teores da ordem de 1,5% Mn.³⁰

Na presença de teores de Mn acima de 0,4%, o desenvolvimento do primeiro estágio pode ser considerado como acontecendo em duas etapas:^{15,18} a primeira, com alta velocidade, ocorre nos tempos iniciais da transformação, onde não existe o efeito da segregação do elemento; a segunda etapa, que ocorre muito lentamente, está relacionada com a transformação na região intercelular, na qual a austenita é rica em Mn. A consequência deste fenômeno é um grande aumento do tempo t_1 , que pode fechar a janela do processo. Os fenômenos acima descritos, relacionados com a presença de Mn, levam a recomendar teores deste elemento abaixo de 0,25%.

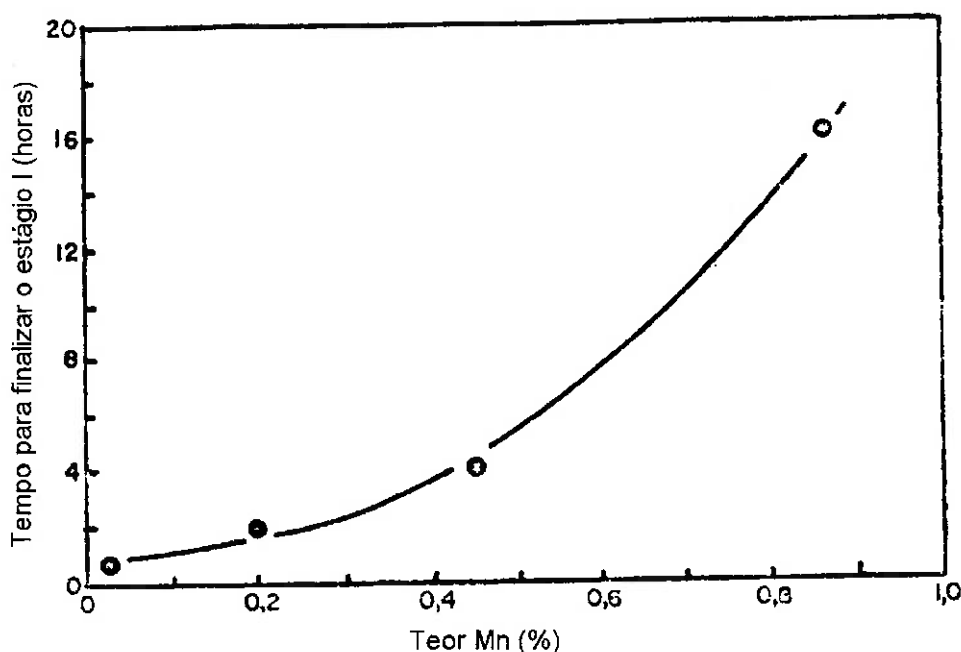


Figura 1-14 Variação do tempo t_1 com a quantidade de Mn presente no ferro fundido nodular .³⁵

1.3.3.4 Efeito do Cobre

A influência do cobre na temperabilidade do ferro fundido nodular está relacionada à temperatura de austenitização: o efeito é mais acentuado para temperaturas altas, mostrando interação Cu-C³². A resistência à tração do material austemperado em temperaturas entre 300°C e 400°C é pouco afetada pela adição de Cu. O alongamento, porém, aumenta em temperaturas de tratamento abaixo de 350°C. LEE & LEE³⁶ atribuem este fato ao aumento da fração de austenita retida na matriz austemperada produzido por este elemento. ELLIOT¹, por outro lado, sugere que este efeito esteja relacionado com a inibição da formação de carbonetos ocasionada pela presença do Cu.

1.3.3.5 Efeito do Molibdênio

Este elemento aumenta fortemente a temperabilidade da austenita, particularmente em combinação com o Cu. Gera atraso no fim do primeiro estágio, mas em menor intensidade do que o Mn¹. A quantidade adicionada deve ser mantida abaixo de 0,3% devido à forte tendência de segregação para a região intercelular e de formação de carbonetos. Para temperaturas de tratamento superiores a 350°C ocorre uma queda

progressiva na resistência a tração e na ductilidade com o aumento do teor de Mo na liga.

1.3.3.6 Efeito do Níquel

Este elemento tem um efeito semelhante ao Cu na resistência e na ductilidade. Teores crescentes até 2% geram um forte aumento da ductilidade em temperaturas de tratamento abaixo de 350°C. Seu efeito parece estar relacionado com a inibição da formação de carbonetos na estrutura bainítica inferior. Teores acima de 2% resultam em forte segregação que geram formação de martensita durante o resfriamento até temperatura ambiente após o tratamento de austêmpera ¹.

2. DESGASTE ABRASIVO

Este capítulo apresenta uma revisão bibliográfica dos mecanismos presentes durante o processo do desgaste abrasivo e dos modelos propostos por alguns pesquisadores para avaliar as perdas geradas durante a abrasão e, prever a influência das principais variáveis na taxa de desgaste.

2.1 INTRODUÇÃO

O *desgaste* pode ser definido, em geral, como o dano causado numa superfície sólida, pela remoção ou deslocamento de material devido à ação mecânica de um sólido, um líquido ou um gás que interage com a superfície^{37, 38}.

A norma DIN. 50320 classifica o desgaste segundo os mecanismos primários presentes durante o processo em desgaste adesivo, abrasivo, triboquímico (corrosivo) e por fadiga superficial. A estas quatro categorias, pode-se adicionar o desgaste por fenômenos de impacto, que inclui erosão por sólidos ou líquidos³⁹.

Outras classificações usam termos descritivos do processo macroscópico de interação das superfícies como deslizamento, rolamento, desgaste lubrificado, desgaste não lubrificado, etc. Tais termos são baseados na simples observação dos sistemas, e são úteis quando os micromecanismos de desgaste não são caracterizados.

O desgaste tem, na atualidade, grande importância econômica. Nos países industrializados as perdas ocasionadas pelo atrito e o desgaste representam aproximadamente 10% da energia gerada na indústria. Esta cifra deve ser ainda maior nos países em via de desenvolvimento. Além disso, o desgaste gera perdas de materiais e diminui a eficiência na produção⁴⁰.

Apesar da importância do desgaste, seu estudo não tem sido fácil, devido à dificuldade em se desenvolver abordagens sistemáticas para seu estudo. A normalização dos ensaios de desgaste, diferentemente de outros ensaios mecânicos, tem sido dificultada pela ampla variedade de sistemas tribológicos encontrados na prática. Existem alguns ensaios de desgaste com aceitação ampla pelos pesquisadores e técnicos da área da tribologia; poucos, porém, têm sido normalizados.

Existe grande dependência entre o desgaste, o atrito e a lubrificação. Estes tópicos de estudo estão reunidos numa parte integral da ciência e tecnologia de interação de superfícies, denominada tribologia ⁴¹.

A tribologia abrange diferentes fenômenos como: a mecânica de contato das superfícies em presença de cargas; a reação das superfícies com o ambiente (lubrificação e contaminação) e a remoção do material por causa de interação da superfície com asperezas, partículas duras (fixas ou em movimento) ou partículas contidas em meios líquidos ou gasosos. ^{42, 43}

Como ilustra a figura 2-1, a estrutura do tribossistema consiste de duas superfícies, corpo e contra - corpo, um elemento interfacial entre as mesmas e o meio ambiente. As superfícies encontram-se em contato com movimento relativo entre elas. O meio ou elemento interfacial pode ser um lubrificante ou um elemento abrasivo.

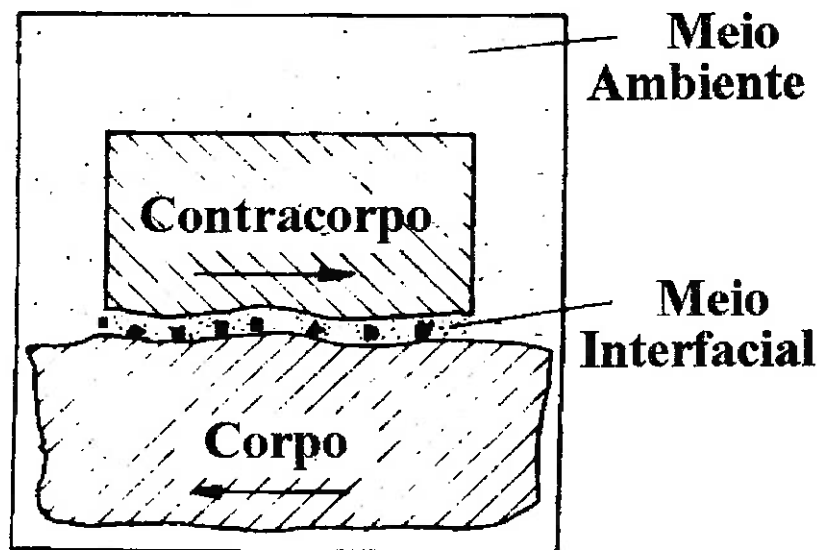


Figura 2-1 Representação dos elementos de um tribossistema ³⁷

O desgaste abrasivo tem grande impacto na economia; seus efeitos são evidentes nos equipamentos utilizados na agricultura, na indústria de mineração e da construção civil ⁴⁴.

O desgaste abrasivo é definido como a perda de material devida ao movimento relativo de duas superfícies; este desgaste é decorrente da ação de asperezas duras em uma das superfícies, partículas abrasivas engastadas em uma das superfícies ou

partículas livres entre as duas superfícies.^{45, 46, 47} Como consequência produzem-se deslocamentos do material mais mole, formando sulcos e, as vezes, gerando novas partículas abrasivas.

A complexidade do desgaste abrasivo tem gerado a necessidade de estabelecer classificações que permitam uma compreensão mais precisa do fenômeno.

As classificações mais usadas na literatura levam em conta a interação entre o material e o abrasivo, sob um ponto de vista macroscópico, ou seja, considerando os esforços e a geometria da interação. Se os esforços presentes no sistema não forem suficientes para quebrar as partículas do abrasivo, a abrasão é considerada de baixo esforço. De outro lado, se as partículas foram quebradas durante o processo, a abrasão é chamada de alto esforço. A abrasão por sulcamento ocorre quando há deformação plástica acentuada e estão presentes esforços de impacto⁴⁷.

Uma outra classificação é baseada na configuração mecânica do sistema. Nesta, os processos abrasivos podem-se dividir em: abrasão com dois corpos, na qual as partículas abrasivas viajam livres sobre uma das superfícies, e, abrasão com três corpos, onde as partículas encontram-se presas entre as duas superfícies³⁷.

2.2 MECANISMOS DE DESGASTE ABRASIVO

A abrasão de um metal ocorre quando uma partícula dura ou uma aspereza dura corta ou forma sulcos na superfície que se encontra em movimento relativo. Quando a abrasão é utilizada em processos industriais como meio de preparação e acabamento de superfícies, uma taxa apreciável de remoção de material é a condição mais conveniente. Estes processos, porém, são altamente ineficientes, produzem deformações indesejáveis e absorvem altas quantidades de energia. Isto pode ser atribuído à geometria das partículas abrasivas ou à sua orientação em relação à superfície de deslizamento. AVIENT et al.⁴⁸ encontraram que somente 10% do volume dos sulcos produzidos no metal é removido na forma de detritos quando o metal desliza sobre lixas.

Em outras operações, como a mineração e a movimentação de terra, a taxa de remoção do material deveria ser a mais baixa possível. Neste caso, uma grande

absorção de energia, através da deformação plástica que ocorre durante o contato, é conveniente para uma maior duração dos elementos comprometidos.

A taxa de arrancamento de material durante a abrasão depende da relação entre as durezas do abrasivo e da superfície, assim como da geometria das partículas abrasivas e sua orientação com respeito a direção de deslizamento. Uma alta taxa de desgaste é encontrada quando a dureza do abrasivo é superior a 1,25 vezes a dureza da superfície⁴⁹.

RABINOWICZ⁵⁰ desenvolveu uma expressão para calcular a perda de massa devida ao desgaste abrasivo. O volume do sulco produzido por uma partícula dura de forma cônica, que se desloca sobre uma superfície, é determinado pela seguinte equação:

$$\frac{dV}{dl} = \frac{2 \tan \alpha}{\pi} * \frac{F_n}{H}$$

Equação 2-1

na qual: V = volume de material removido; l = distância percorrida; α = ângulo entre a superfície e a face de ataque do cone; F_n = força normal e H = dureza do metal.

O termo $2 \tan \alpha / \pi$ é definido como o coeficiente de desgaste abrasivo, K . Este coeficiente subestima a resistência à abrasão do material, sendo que os valores de K encontrados na prática, são menores que os obtidos através da equação 2-1. A explicação para esta diferença reside na condição assumida por este mecanismo, que pressupõe que somente ocorre microcorte; isto é todo o material retirado do sulco é convertido em detritos. Deve ser observado que este modelo não leva em consideração o coeficiente de atrito entre a partícula abrasiva e o material.

GODDARD et al.⁵¹ e STROUD & WILMAN⁵² observaram que durante a abrasão de metais dúcteis, com lixas, ocorrem microcorte e microsulcamento. Durante o processo de microsulcamento a partícula abrasiva deforma o material, empurrando-o para os lados. Este processo implica em um intenso encruamento do material com elevada absorção de energia. Embora a superfície do material seja danificada através da formação de um sulco, em princípio, se houver microsulcamento puro, não ocorre arrancamento de material e portanto não há perda de peso. No processo de microcorte,

o material, após sofrer deformação plástica intensa e localizada, por cisalhamento, é arrancado, sem que haja acúmulo de material na borda do sulco.

Segundo estes pesquisadores,^{52, 53, 53} os dois mecanismos são encontrados durante a abrasão dos metais dúcteis; sendo que o volume do material removido é menor do que o volume do sulco formado. A relação entre o volume de material arrancado e o volume do sulco formado pode se quantificada pela seguinte fração:

$$r = \left\{ \frac{A_v - A_0}{A_v} \right\} = \left\{ 1 - \frac{A_0}{A_v} \right\}$$

Equação 2-2

na qual A_v é o volume do sulco formado e A_0 é o volume do material deslocado para as bordas do sulco, como ilustrado na figura 2-2. O valor deste quociente depende da forma e orientação da partícula abrasiva, assim como das propriedades mecânicas do material.

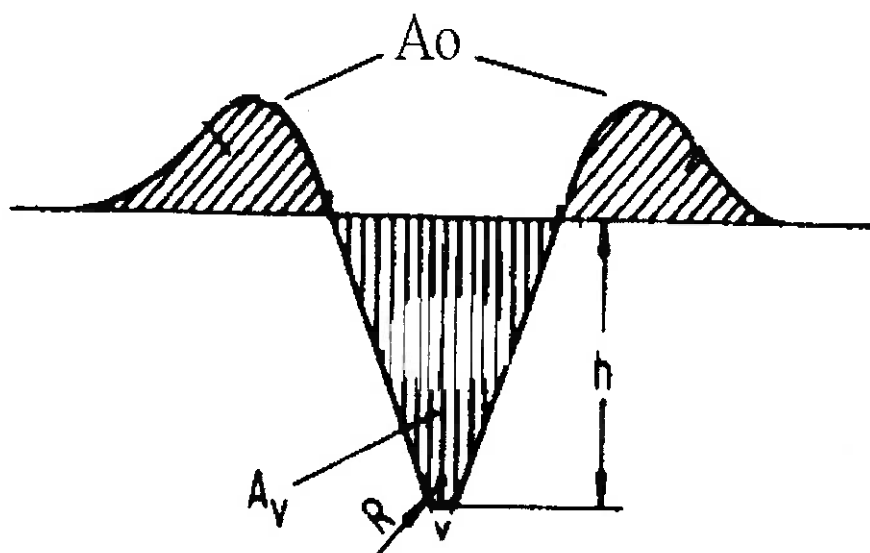


Figura 2-2. Seção transversal do sulco formado por uma partícula abrasiva e definição da relação entre o volume de material arrancado e volume do sulco formado.

O modelo apresentado por esses autores considera que todas as partículas abrasivas atuam com seu eixo central coincidindo com o eixo de aplicação da carga, isto é, perpendicular à superfície de contato. Baseados nesta hipótese, GODDARD & WILMAN⁵³ deduziram uma equação para expressar a perda de massa em função das propriedades do metal e da geometria da partícula abrasiva e o coeficiente de atrito:

$$V = \frac{W}{P_m} \alpha * r * \mu_p$$

Equação 2-3

na qual: V = volume; W = carga aplicada; μ_p = coeficiente de atrito devido ao sulcamento, que varia com a geometria da partícula abrasiva; α = fração de partículas abrasivas com forma e orientação favorável para gerar partículas abrasivas; P_m = dureza; r = quociente que relaciona corte e sulcamento (equação 2-2).

Os resultados experimentais desses autores mostraram que o coeficiente de atrito diminui com o aumento da dureza do metal na superfície desgastada, ou seja do material deformado, como ilustrado na figura 2-3. Observaram, ainda, uma variação aproximadamente proporcional entre a dureza do metal deformado e a resistência ao desgaste abrasivo, como ilustrado na figura 2-4.

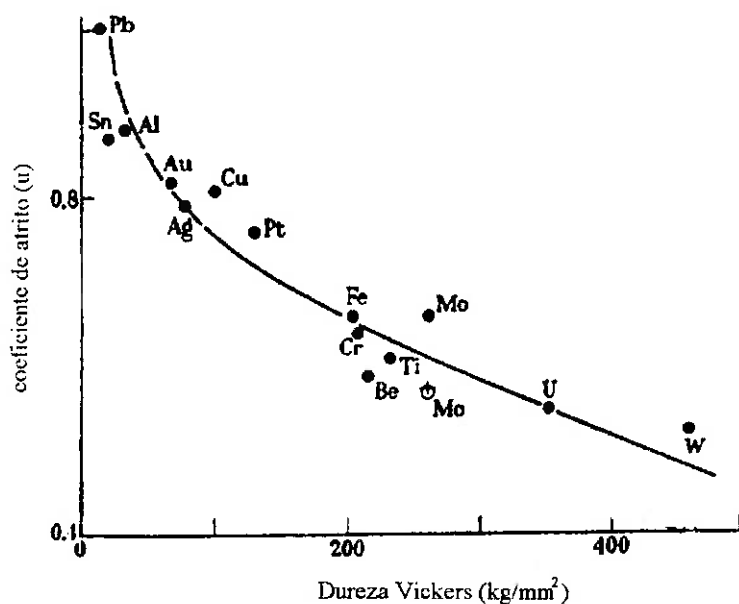


Figura 2-3. Relação entre o coeficiente de atrito e a dureza Vickers da superfície do metal, deformada devido à abrasão.⁵³

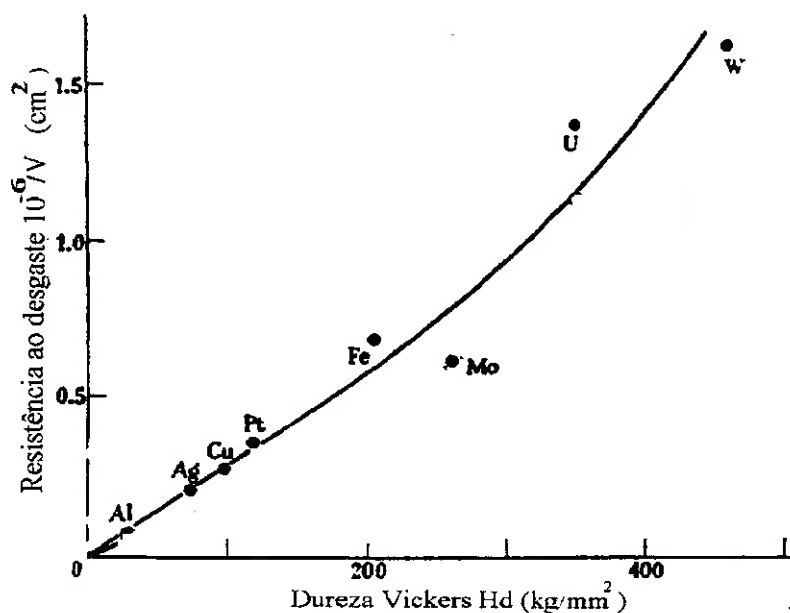


Figura 2-4. Relação entre a resistência ao desgaste e a dureza Vickers da superfície do metal deformada devido à abrasão.⁵³

MULHEARN & SAMUELS⁵⁴ afirmaram que a inclinação da partícula abrasiva com relação ao plano de deslizamento deveria ser considerada. Estes autores introduziram o conceito de ângulo de ataque, definido como o ângulo entre a face de ataque da partícula abrasiva e o plano da superfície sobre a qual desliza. Estes propuseram a existência de um ângulo crítico a partir do qual formam-se cavacos durante a passagem da partícula abrasiva; para ângulos menores ao crítico somente ocorre sulcamento. Na prática, porém, essa mudança ocorre gradualmente, numa faixa de ângulos na qual existe uma combinação dos dois fenômenos⁵⁵. O valor do ângulo crítico é definido, principalmente, pelo tipo de metal em contato com a partícula abrasiva e pelo coeficiente de atrito. A figura 2-5 mostra a variação da área transversal do sulco formado com o ângulo de ataque, encontrado por esses autores. Nessa figura, a curva A corresponde a valores de área calculados considerando o mecanismo de corte puro; a curva C, no entanto, é calculada assumindo o mecanismo de sulcamento. Os pontos correspondem aos resultados experimentais.

As partículas presentes nas lixas são orientadas numa ampla gama de ângulos; um número pequeno de partículas são alinhadas na direção de corte, mas são as responsáveis pela remoção da maior parte do material; isto explica a baixa eficiência do processo abrasivo.

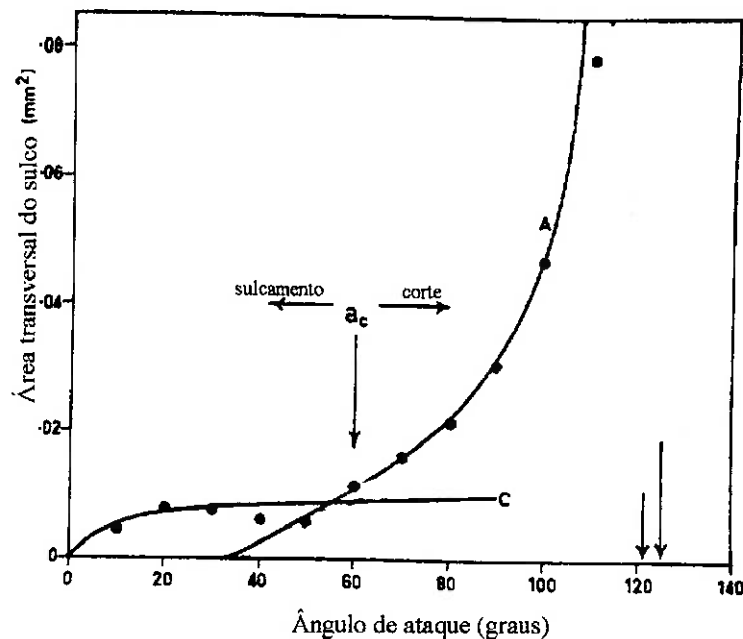


Figura 2-5 Variação da área transversal do sulco formado com o ângulo de ataque. Curva A: corte; curva C: sulcamento; os pontos correspondem a resultados experimentais.⁵⁵

A simulação da abrasão através de experimentos que utilizam um único penetrador como partícula abrasiva, tem permitido uma melhor compreensão dos fenômenos que estão presentes durante o desgaste abrasivo. A dispersão dos resultados obtidos com estes métodos é baixa, devido ao fácil controle das variáveis que intervêm no processo, como carga aplicada, velocidade de deslizamento e a geometria da partícula.

GRAHAM & BAUL⁵⁶ estudaram a interação de metais dúcteis com ferramentas de carboneto de tungstênio, com ponta esférica e piramidal, durante um ensaio de riscamento utilizando uma retífica modificada. Os autores mudaram o diâmetro da esfera e o ângulo de ataque da ferramenta piramidal mantendo constante a profundidade do risco. Para ângulos de ataque altamente negativos na ferramenta piramidal, bem como com esferas de diâmetros grandes, o mecanismo predominante foi o sulcamento; para pontas mais agudas, por outro lado, o mecanismo principal foi o corte. Isto mostra a existência de uma relação entre a profundidade de penetração e a largura do sulco, que é considerado pelos autores um parâmetro importante nos processos de usinagem e esmerilhamento de metais.

Os mesmos autores determinaram a variação da energia específica, definida como o trabalho feito para remover 1 mm^3 de material, em função da velocidade de entrada da partícula, da profundidade e do ângulo da ataque da ferramenta, e do diâmetro da esfera. A energia específica diminuiu com o aumento da velocidade de entrada da partícula, como mostrado na figura 2-6, fato atribuído à redução do atrito na interface entre ferramenta e metal; o amolecimento do material devido ao aumento da temperatura também deve ser considerado.

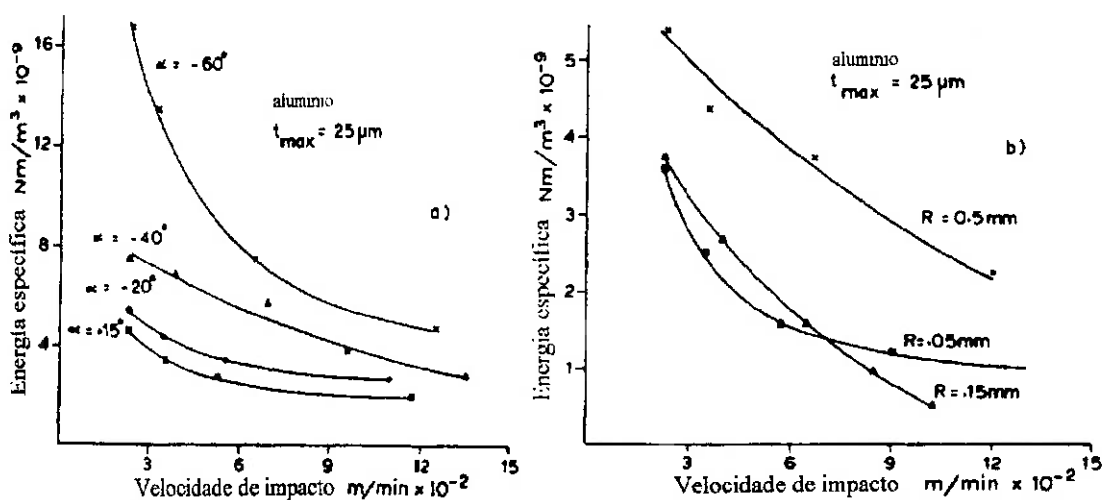


Figura 2-6 Influencia da velocidade de impacto na energia específica com indentadores esféricos e piramidais reportada por GRAHAM e BAUL⁵⁶. a) ferramenta piramidal; b) esfera.

A energia específica aumentou com a diminuição da profundidade do risco formado, colocando em evidência o efeito do tamanho do abrasivo, bem conhecido em usinagem de metais;⁵⁷ tal variação é ilustrada na figura 2-7. Para uma profundidade de risco constante, o aumento do semi-ângulo interior da pirâmide ou do diâmetros da esfera, resultaram em aumentos da energia específica explicados pelo maior atrito e maior deformação plástica presentes.

GANE & SKINER⁵⁸ estudaram o atrito e a deformação de ouro e cobre durante experimentos de riscamento em pequena escala, realizados dentro de um microscópio eletrônico de varredura, utilizando um penetrador de tungstênio com ponta de forma parabólica. A relação entre a largura do sulco (w) e o diâmetro do penetrador (D), constitui um fator importante na determinação da dureza dinâmica, definida como a carga aplicada dividida pela área transversal do sulco que a suporta.

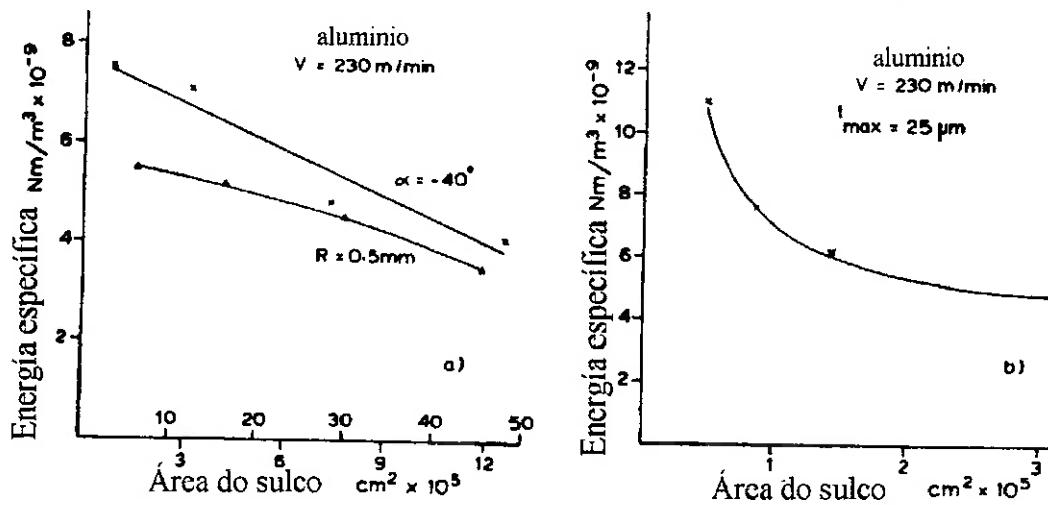


Figura 2-7 Variação da energia específica com o tamanho do sulco formado, reportado por GRAHAM e BAUL⁵⁶ a) Profundidade variável; b) profundidade constante, variando o ângulo de face da pirâmide.

A figura 2-8 mostra a variação da dureza dinâmica com a relação w/D . Os valores de dureza estática medidos com penetrador de diferente diâmetro são também apresentados na figura. Observa-se que para relações baixas de w/D os valores de dureza dinâmica são, da ordem de 5 vezes o valor da dureza estática.

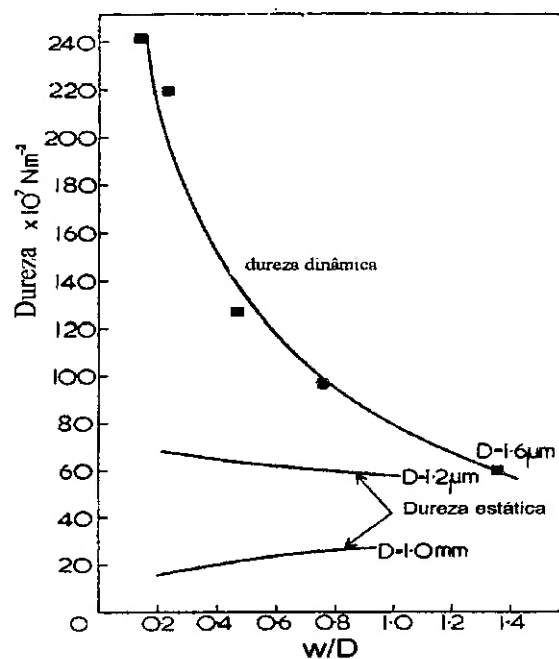


Figura 2-8. Variação da dureza dinâmica de ouro recozido com a relação de largura do sulco/diâmetro da ponta do penetrador encontrada por GANE & SKINER⁵⁸.

Outro resultado interessante reportado por estes autores é a variação do coeficiente de atrito com a variação da relação w/D , como ilustrado na figura 2-9. Tanto para experimentos macroscópicos quanto microscópicos, se observa um aumento do coeficiente de atrito com a relação w/D . Os resultados destes pesquisadores mostram claramente o efeito da escala do experimento na resposta do material frente a esforços e deformações, que pode ser associado aos fenômenos encontrados durante a abrasão de metais por partículas duras de diferente tamanho.

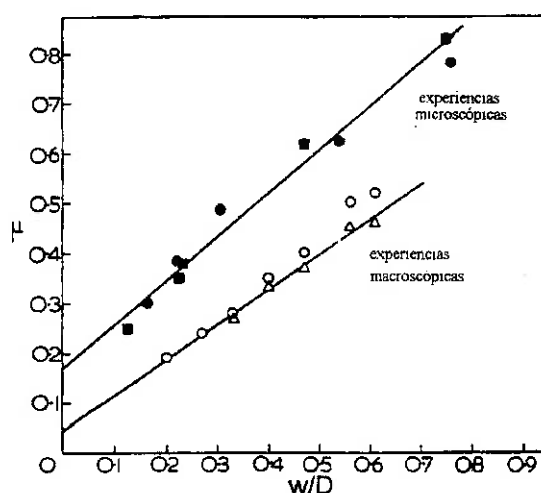


Figura 2-9 Variação do coeficiente de atrito com a relação w/D para medidas macroscópicas e microscópicas para cobre e ouro encontrados por GANE & SKINER.⁵⁸

SUH et al.⁵⁹ afirmaram que as diferenças encontradas entre os valores experimentais e teóricos dos coeficientes de atrito e de desgaste, descritos na literatura, são devidas a limitações dos modelos que utilizam formas geométricas simples para descrever as partículas abrasivas. Estes autores sugeriram que a forma das partículas abrasivas pode ser considerada como tendo um formato cônico com ponta esférica; as variações do coeficiente de atrito, o efeito do tamanho do abrasivo assim como os diferentes mecanismos presentes na abrasão podem ser explicados com base na relação largura do sulco com o raio da ponta da partícula (w/r). A figura 2-10 mostra a variação do coeficiente de atrito total, assim como o devido à adesão e a sulcamento, com a relação w/r . Observa-se que para valores pequenos de w/r a forma do penetrador aproxima-se da esfera e o coeficiente de atrito é baixo; o coeficiente de atrito devido ao sulcamento é menor do que o devido à adesão. O aumento do tamanho do sulco, para

determinado raio da ponta, produz um forte aumento do coeficiente de atrito o qual fica constante a partir de certo valor w/r . A geometria do penetrador para essas profundidades é considerada pelos autores como sendo um cone; existe ainda uma região de transição que considera a forma da partícula como um cone com ponta esférica. Da figura pode-se concluir também que o aumento do ângulo do cone, produz um aumento do coeficiente de atrito.

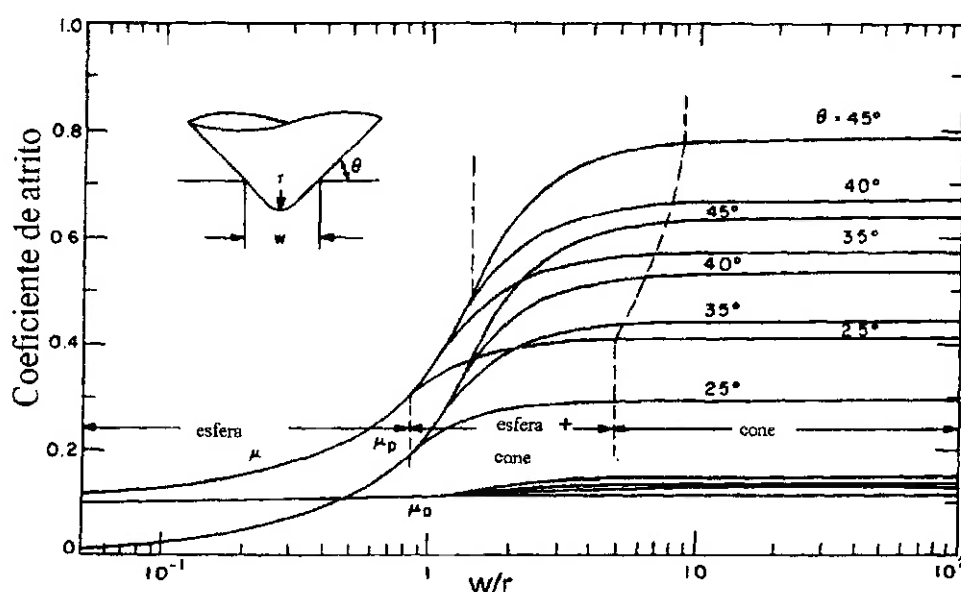


Figura 2-10 Variação do coeficiente de atrito com a relação largura do sulco / raio da ponta do penetrador cônico de diferentes ângulos.⁵⁹

Os mesmos autores⁶⁰ mostraram que os mecanismos de desgaste podem ser explicados com base na relação w/r ; neste caso, um gráfico de variação do quociente entre a área do sulco formado e a largura do mesmo (A_g/w^2) com a relação w/r pode mostrar as mudanças de mecanismos de desgaste, como ilustrado na figura 2-11. Para partículas pouco agudas ou de tamanho pequeno ocorrerá deslizamento, com pouca perda de material; aumentando a relação (w/r) apresenta-se a transição para abrasão. A abrasão está relacionada com partículas cônicas que exercem uma ação de corte. Observa-se que esses tipos de desgaste estão diretamente relacionados com a forma da partícula e com os dois principais mecanismos de desgaste (sulcamento ou corte).

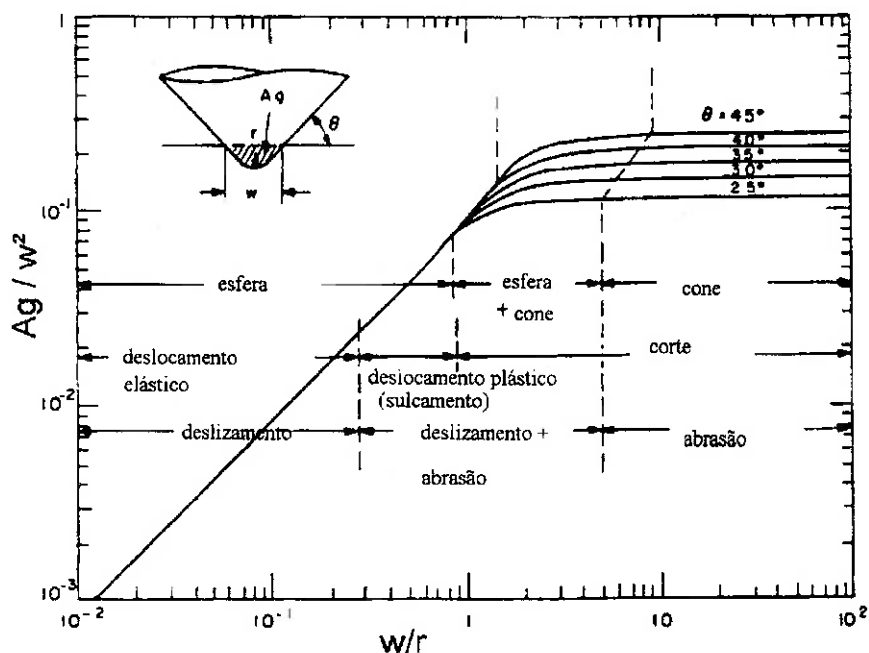


Figura 2-11 Relação entre a área transversal do sulco e o quadrado da largura do sulco para diferentes relações entre largura do sulco e raio da ponta. Observa-se também a associação entre os mecanismos e a forma geométrica do penetrador ⁶⁰.

KAYABA et al.⁶¹ estudaram os micromecanismos de abrasão num ensaio de riscamento utilizando um pino de ponta semi-esférica. Os mecanismos estabelecidos foram: corte, formação de proa e sulcamento. A transição entre os modos de desgaste foi uma função da relação entre a profundidade de penetração e a largura do sulco, denominada grau de penetração. Existe um grau de penetração crítico no qual ocorre a mudança para cada um dos modos de desgaste acima mencionados. A relação entre a área transversal do sulco formado e as áreas transversais dos volumes acumulados na borda do sulco constitui o grau de desgaste, semelhante ao fator proposto por GODDARD & WILMAN ⁵³.

KATO ⁶² e KATO et al ⁶³ propuseram um diagrama de desgaste abrasivo que permite associar os mecanismos de desgaste presentes com diferentes combinações de graus de penetração e resistência ao cisalhamento da interface de contato, como ilustrado na figura 2-12.

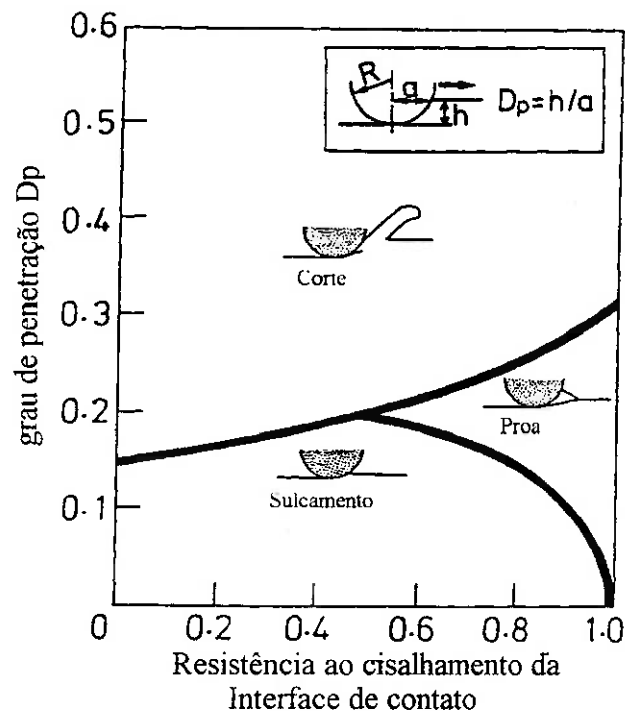


Figura 2-12 Diagrama de desgaste abrasivo proposto por KATO et al. ^{62, 63}
 $f = \text{esforço de cisalhamento do contato} / \text{resistência ao cisalhamento da matriz.}$

Além dos mecanismos básicos acima descritos - sulcamento, corte e formação de proa - outros mecanismos, tais como microtrincamento e microfadiga, foram propostos para explicar a remoção do material durante a interação da partícula abrasiva com a superfície ^{37, 44}, como observado na figura 2-13.

Os processos de microtrincamento e microfadiga são processos que promovem remoção de material pois dão origem a pequenas trincas nas bordas dos sulcos. O microtrincamento ocorre em materiais de alta fragilidade ou que contenham uma fase frágil. Esta, quando em contato com o abrasivo sob altos esforços, rompe fragilmente formando uma microtrinca próxima ao sulco. A microtrinca pode-se propagar até que uma partícula seja destacada da superfície do material ou pode ficar parada, até que uma outra partícula abrasiva que passe sobre aquela região acabe de arrancá-la.

A microfadiga ocorre quando várias partículas abrasivas passam sobre a mesma região da superfície desgastada de forma que o material deformado acumulado no borda do sulco sofra sucessivas deformações e seja nucleada uma trinca por fadiga de baixo ciclo.

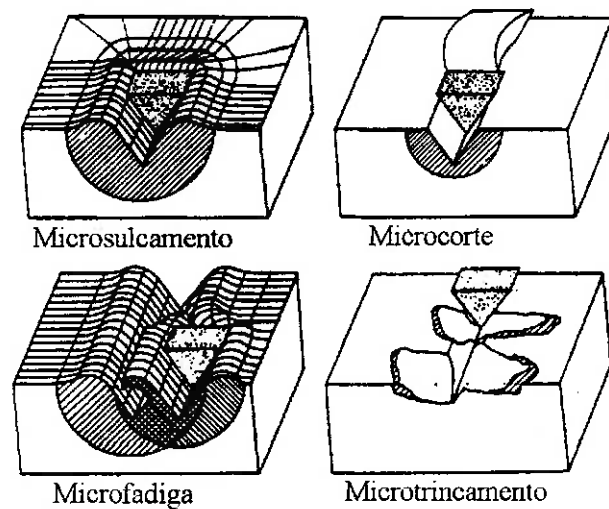


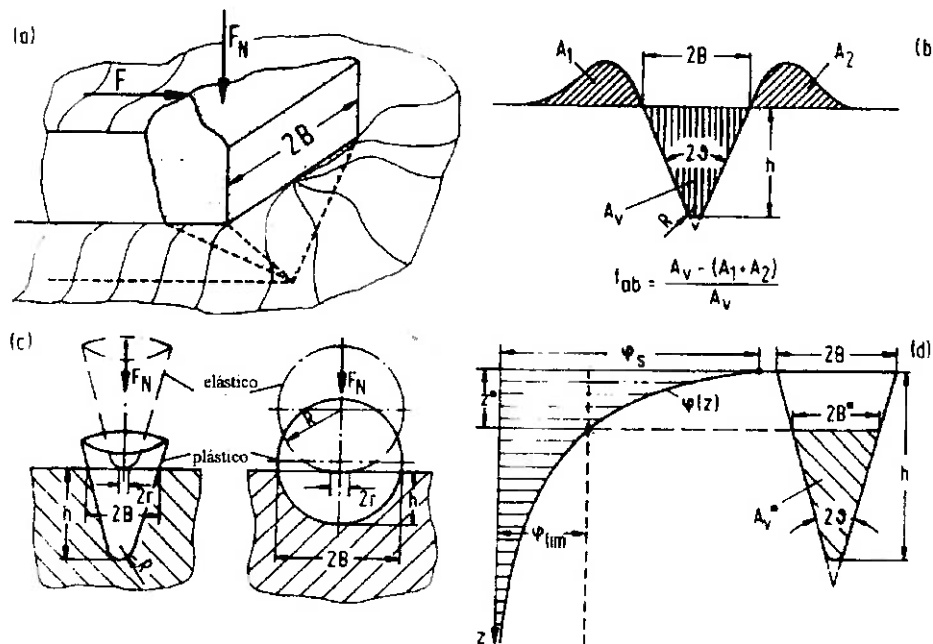
Figura 2-13 Interações entre partículas abrasivas e as superfícies dos materiais. ³⁷

ZUM-GHAR ³⁷ e KATO et al. ⁶² adotaram o critério proposto por GODDARD & WILMAN ⁵³ para analisar quantitativamente os mecanismos de desgaste abrasivo. ZUM-GHAR define o fator f_{ab} como a relação entre o volume de material deslocado para as bordas do sulco e o volume do sulco (figura 2-14); este fator tem um valor igual à unidade (1) para um processo de microcorte ideal; igual a zero (0) para um processo de microsulcamento ideal e, maior do que a unidade (1) para o processo de microtrincamento. Valores de f_{ab} entre 0,15 e 1,0 têm sido medidos experimentalmente por ZUM-GHAR ³⁷ e colaboradores para diferentes tipos de materiais.

ZUM-GHAR ³⁷ propôs uma equação que expressa o fator f_{ab} como uma função das propriedades do material, o que constitui uma importante contribuição deste modelo:

$$f_{ab} = 1 - \exp\left\{-\frac{2}{\beta} \ln\left(\frac{\varphi}{\varphi_{lim}}\right)\right\} \quad \text{Equação 2-4}$$

na qual: φ = deformação efetiva da superfície sendo desgastada; φ_{lim} = capacidade de deformação do material num tribosistema determinado; β = fator que descreve como varia a deformação com a profundidade embaixo da superfície desgastada, isto é capacidade de encruamento do material.



- a) deformação plástica no entorno da partícula abrasiva que penetra no material e durante o deslizamento. b) Seção transversal no sulco e definição do fator f_{ab} .
 c) Contato elástico e plástico durante a indentação de partículas cônicas e esféricas na superfície desgastada. d) Deformação devida à penetração de uma partícula abrasiva, em função da profundidade z abaixo da superfície desgastada.

Figura 2-14 Modelo teórico para calcular a relação entre microsulcamento e microcorte através de valores f_{ab} ³⁷.

ZUM-GHAR ⁶⁴ propôs uma equação para calcular as perdas devidas ao desgaste abrasivo, que leva em conta, além do fator f_{ab} , a dureza do material deformado, a pressão aplicada na superfície e um fator que representa a forma do abrasivo:

$$W_{i/s} = \Phi_1 * f_{ab} * \frac{p}{H_{def}}$$

Equação 2-5

na qual: Φ = fator de forma do abrasivo; H_{def} = dureza do material altamente deformado e p = pressão aplicada.

Este modelo permite calcular o coeficiente de abrasão durante o desgaste abrasivo em função do fator f_{ab} , da área transversal do sulco formado A_v , da força normal aplicada, F_n , na superfície e da dureza do material, H , assim:

$$K_{ab} = \frac{A_v * H}{F_n} * f_{ab}$$

Equação 2-6

Considerando a área transversal do sulco como formada pela soma de uma área trapezoidal mais uma área semicircular na ponta, tem-se:

$$A_v = \frac{B^2 - R^2}{\tan \varphi} + \frac{\pi R^2}{2} \quad \text{Equação 2-7}$$

e a perda de material pode ser calculada a partir da seguinte equação:

$$W_v / s = fab \left[\frac{Fn}{5Hdef} * \sqrt{1 + 10 \mu^2} + \frac{R^2}{\tan \varphi} \left(\frac{\pi \tan \varphi}{2} - 1 \right) \right] \quad \text{Equação 2-8}$$

Esta equação considera os parâmetros mais importantes durante o desgaste abrasivo, permitindo calcular as perdas levando em consideração o coeficiente de atrito, a dureza do material encruado e a geometria da partícula abrasiva, através do ângulo φ . O fator $\sqrt{1 + 10 \mu^2}$ relaciona a área de contato durante o deslizamento com a área de contato estática.

A presente revisão da literatura sobre mecanismos e modelos de desgaste abrasivo permite fazer algumas observações importantes:

- A descrição do desgaste abrasivo e sua quantificação estão ligados à geometria da partícula assumida em cada modelo proposto. Essa geometria define a área de contato real e aparente entre partícula e superfície, o que pode explicar as diferenças observadas entre os diferentes autores.

- Vários pesquisadores concordam em que existe forte dependência entre os mecanismos de desgaste observados e a relação entre a profundidade do sulco formado com a largura do mesmo. Qualquer que seja a geometria assumida, esfera, cone, cone com ponta esférica, pirâmide, observa-se uma mudança do mecanismo de desgaste a partir de uma profundidade crítica ou melhor, de uma relação crítica entre a profundidade e largura do sulco.

- Os experimentos para medir a resistência à abrasão, descritos na literatura, têm como característica comum as baixas velocidades de deslizamento relativa entre partícula abrasiva e superfície, assim como, baixas cargas aplicadas. Esses parâmetros não correspondem às condições presentes em alguns processos nos quais o material é

submetido à altas cargas, com alta velocidade, isto é, condições de impacto. Os ensaios que simulam condições mais reais de operação entre abrasivo e material constituem alternativa para essas limitações.

2.3 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA AO RISCO

Os ensaios de resistência ao risco são utilizados para produzir sulcos na superfície de um material, servindo para o estudo dos mecanismos de deformação e/ou remoção do material; avalia-se também a resistência à abrasão dos materiais, a dureza dinâmica e a adesão de camadas num substrato.

As características do equipamento a ser usado num ensaio de resistência ao risco dependem dos parâmetros selecionados, como velocidade, carga aplicada, tipo de movimento, etc.¹⁰

Nos equipamentos que simulam abrasão em condições de baixa velocidade, o movimento do penetrador pode ser linear numa única direção, linear alternado ou circular, como ilustrado nas figura 2-15 *a -c*. Nestes equipamentos a carga é fixada através de pesos ou molas; a profundidade de penetração, portanto, depende da resposta do material frente aos esforços.

A simulação do desgaste abrasivo no qual a partícula se desloca com alta velocidade sobre o material pode ser feita num pêndulo para ensaio de impacto Charpy modificado (figura 2-15*d*), denominado esclerômetro pendular, ou numa retifica modificada (figura 2-15*e*). A carga normal não pode ser escolhida; ela é o resultado da profundidade de risco selecionada e das propriedades do material.

Os ensaios de resistência ao risco permitem conhecer diferentes características da interação do penetrador com o material. As mais importantes são: a eficiência de remoção de material, a energia específica de riscamento, considerada uma medida da resistência à abrasão, e os mecanismos de riscamento presentes.

A energia específica de riscamento, energia requerida para remover uma unidade de massa ou volume do material, varia com o tipo de material e com o tamanho do sulco realizado.

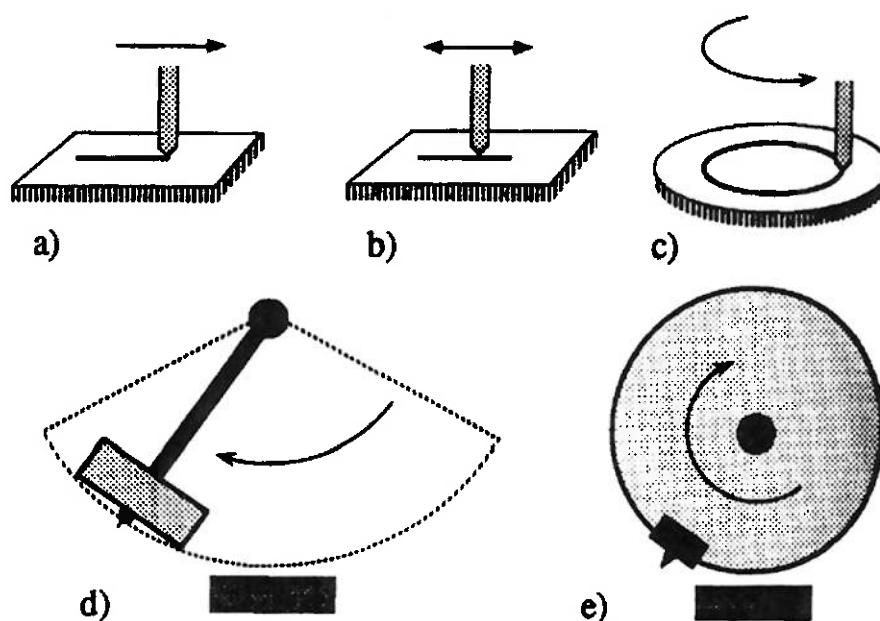


Figura 2-15 Descrição dos tipos de ensaios de resistência ao risco: *a)* Linear de uma só passada; *b)* Linear alternado; *c)* Multipasse (circular); *d)* Máquina Charpy modificada (esclerômetro pendular); *e)* Máquina retífica modificada.¹⁰

2.3.1 Ensaio de resistência ao risco usando um pêndulo de impacto charpy modificado.

Este ensaio permite reproduzir os esforços tipo impacto a que os materiais são submetidos em regimes de desgaste onde a formação de sulcos devidos ao microcorte é o principal mecanismo presente.^{65, 66} Este tipo de desgaste é encontrado nas partes de maquinaria utilizadas equipamentos para indústria de mineração, movimentação de terra e na agricultura.

O ensaio consiste no riscamento do material a ser ensaiado com uma partícula abrasiva em movimento. Para isso o abrasivo ou a ferramenta é presa num pêndulo para ensaio de impacto e quando solta, incide sobre o material que está preso em baixo através de um suporte. A partícula abrasiva efetua um risco sobre o material previamente polido metalograficamente. Este ensaio se distingue dos demais pois os esforços são aplicados unidirecionalmente o que permite um melhor controle do tribossistema.

A energia dissipada (E) para produzir um sulco acompanhada da perda de massa (W) para cada risco, permite relacionar a energia consumida com o tamanho do risco.

A energia dissipada é determinada pela variação da energia potencial do pêndulo. Para cada material investigado pode ser feita uma série de sulcos de diferente tamanho e suas medidas representadas graficamente. Tem sido observado que a forma geral da curva obtida sugere uma função de potência, dada pela seguinte equação:

$$E(W) = K W^q \quad \text{Equação 2-9}$$

na qual: $K > 0$ e $0 < q < 1$

Uma medida mais significativa da resistência do material ao sulcamento é a energia específica, $e = E / W$, definida como a energia consumida por unidade de massa arrancada. A equação 2-9 fica:

$$e(W) = K W^{q-1} \quad \text{Equação 2-10}$$

Dessa forma podem ser obtidas “famílias” de curvas para diferentes ligas, como ilustrado na figura 2-16, ou para diferentes condições metalúrgicas numa determinada liga. Nessa figura pode-se observar que a energia específica - e - aumenta com a diminuição do tamanho do sulco. Este fenômeno denominado *efeito de escala ou efeito do tamanho do abrasivo*, é bem conhecido na usinagem de metais e será tratado no item 2.3.2 deste capítulo.

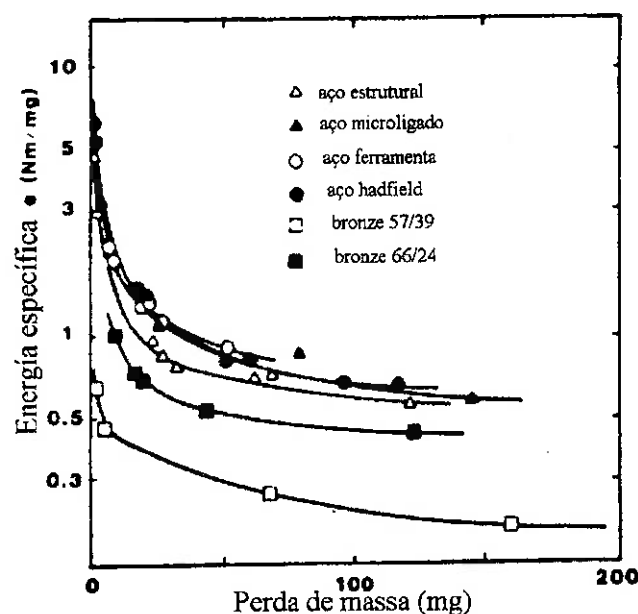


Figura 2-16. Energia específica de sulcamento, e , contra perda de massa, W , para alguns materiais metálicos⁶⁵.

Quando os resultados são apresentados em coordenadas log-log, observa-se que as retas podem ser divididas em dois ou até três segmentos, correspondentes a intervalos de perda de massa (figura 2-16). Cada segmento segue a equação:

$$\log e = \log K - (1 - q) \log W$$

Equação 2-11

As constantes de linha, q e K , para cada segmento ao igual que os pontos de mudança de inclinação são obtidos dos gráficos, segundo a mesma equação 2-10. Por exemplo, na figura 2-17, para a curva I obtêm-se K_1 e q_1 ; para a curva II K_1 , q_1 , K_2 , q_2 , W_{12} ; para a curva do material III, K_1 , q_1 , W_{12} , K_2 , q_2 , W_{23} , K_3 , q_3 .

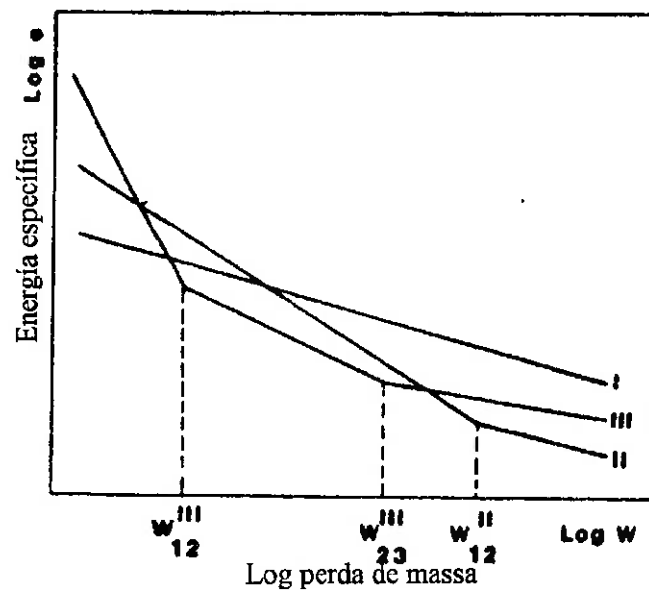


Figura 2-17 Curvas esquemáticas ($\log e = \log K - (1-q)\log W$) para três materiais diferentes. I, II, e III, incluindo os parâmetros K_i e q_i e os pontos de mudança W_{ij} ⁶⁵

As curvas de energia específica contra perda de massa ou volume removido permitem estabelecer uma classificação de materiais segundo sua resistência ao desgaste, e para diferentes tamanhos de partícula abrasiva⁶⁷.

Adicionalmente, a instrumentação do ensaio permite registrar as forças tangencial (T) e normal (N) presentes durante a realização do risco; tais registros contém informações importantes sobre a interação entre abrasivo e material.

As forças são registradas em função do tempo, mas podem ser convertidas em funções do comprimento do risco (deslocamento instantâneo da ferramenta) através da seguinte equação proposta por VINGSBO & HOGMARK ⁶⁵.

$$x(t) = v \cdot t - \frac{1}{m} \int_0^t \int_0^t T(t) dt dt \quad \text{Equação 2-12}$$

na qual m é a massa do pêndulo, v é a velocidade de entrada do pêndulo, x o deslocamento e t o tempo.

A energia absorvida durante o riscamento pode ser obtida a partir da força T utilizando a equação 2-13 que, teoricamente, deve estar próximo da leitura do pêndulo:

$$E(x) = \int_0^L T(x) dx \quad \text{Equação 2-13}$$

Uma parte da energia, entretanto, é dissipada na forma de calor com conseqüente aquecimento dos corpos em atrito.

O coeficiente de atrito entre a ferramenta e o material ensaiado pode ser determinado através das forças T e N :

$$\mu = T / N \quad \text{Equação 2-14}$$

VINGSBO & HOGMARK ⁶⁵ propuseram a definição de dureza dinâmica como a integral da força normal com a distância percorrida, equação 2-15.

$$Hd = \frac{1}{V} \int N(x) dx \quad \text{Equação 2-15}$$

Nessa equação V representa o volume de material removido.

O sulco ideal corresponde à um arco de raio igual ao braço do pêndulo. O sulco real, porém, apresenta uma forma menos circular devido à resposta elástica do material e a deformações no braço do pêndulo. VINGSBO & HOGMARK ⁶⁵ propuseram o uso da relação entre volume ideal e volume real como medida da dureza dinâmica de sulcamento, descrita pela equação 2-16.

$$Hg = \frac{V_{ideal}}{V_{real}}$$

Equação 2-16

O volume real removido pode ser obtido através da medida da diferença de peso da amostra após o ensaio; já o volume teórico pode ser calculado com base no comprimento do sulco e no raio do braço do pêndulo, de acordo à seguinte equação:

$$V = R^2 \left[\frac{b}{2} \{2\theta - \text{sen}(2\theta)\} + \frac{L}{3} (1 - \cos\theta)^2 \right]$$

Equação 2-17

na qual: R é o comprimento do braço do pêndulo; b é o comprimento do lado da ponta truncada da pirâmide e o ângulo θ é definido pela equação 2-18.

$$\theta = \text{sen}^{-1} \left(\frac{L}{2R} \right)$$

Equação 2-18

LIANG et al ⁶⁸ derivaram uma equação para determinar o volume de material removido a partir da geometria do sulco. Para uma ponta cônica o volume é dado pela seguinte equação:

$$V = 0,53LA_T$$

Equação 2-19

na qual L é o comprimento do risco e A_T é a área transversal máxima do sulco formado.

Para uma pirâmide de base quadrada com a ponta truncada o volume é dado pela seguinte equação:

$$V \approx 0,67L(A_T - 0,21A_{T2})$$

Equação 2-20

na qual A_T é a área transversal máxima do sulco formado e A_{T2} é a soma das áreas triangulares da seção transversal da ferramenta, como ilustrado na figura 2-18, que pode ser expressa em termos da profundidade do sulco formado.

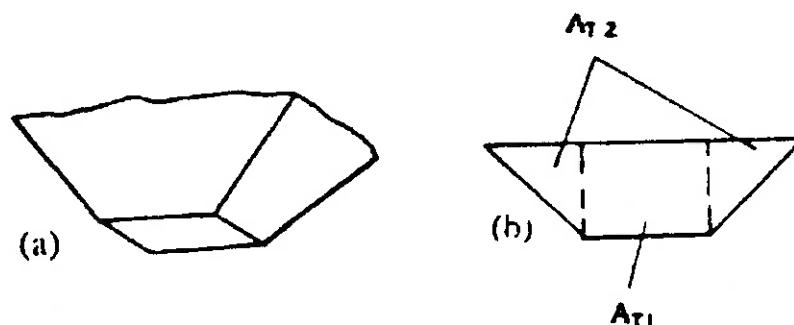


Figura 2-18 Diagrama da seção transversal produzida pela ferramenta de forma piramidal com ponta truncada. *a)* ponta da ferramenta, *b)* seção transversal ⁶⁹.

LIANG et al ⁶⁹ estudaram diferentes aspectos da aplicação do método de riscamento pendular para o estudo do desgaste abrasivo. Estes autores propuseram a dureza dinâmica normal (H_n) e a dureza dinâmica tangencial (H_t) como medidas da resistência do material ao riscamento por partículas duras. Esses valores seriam obtidos dividindo as máximas forças normal e tangencial medidas no experimento entre as projeções da máxima área de contato da ferramenta no plano normal a cada sentido de ação dessas forças, dessa forma:

$$H_n = \frac{F_n}{A_n} \quad \text{Equação 2-21}$$

onde H_n é a dureza dinâmica normal, F_n é a força normal máxima e A_n é a área normal máxima.

$$H_t = \frac{F_t}{A_t} \quad \text{Equação 2-22}$$

onde H_t é a dureza dinâmica tangencial, F_t é a força tangencial máxima e A_t é a área transversal do sulco na posição de máxima profundidade.

A dureza dinâmica normal representa, segundo esses autores, um parâmetro importante na avaliação da comportamento dos materiais frente ao desgaste abrasivo. Esse parâmetro está relacionado diretamente com a microdureza do material, como mostrado na figura 2-19. Observa-se que o cobre e o ferro fundido ficam fora da linha de correlação; isto pode ser atribuído, segundo esses autores, à alta ductilidade do cobre e à pouca tenacidade do ferro fundido.

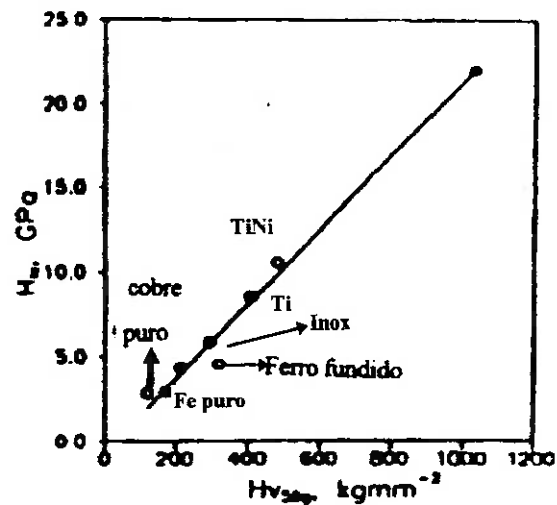


Figura 2-19 Variação da dureza dinâmica normal (H_N) com a microdureza (H_V) para diferentes materiais, segundo LIANG et al.⁶⁹

Tanto a dureza dinâmica tangencial quanto a energia específica dependem diretamente da força tangencial; isto sugere que as curvas de variação dessas duas quantidades com a massa ou volume arrancado, apresentem uma forma semelhante, e que exista uma boa correlação entre elas. A figura 2-20 mostra a variação da energia específica com a dureza dinâmica tangencial para diferentes materiais reportada por LIANG et al.⁶⁸; observa-se uma relação linear entre essas duas medidas.

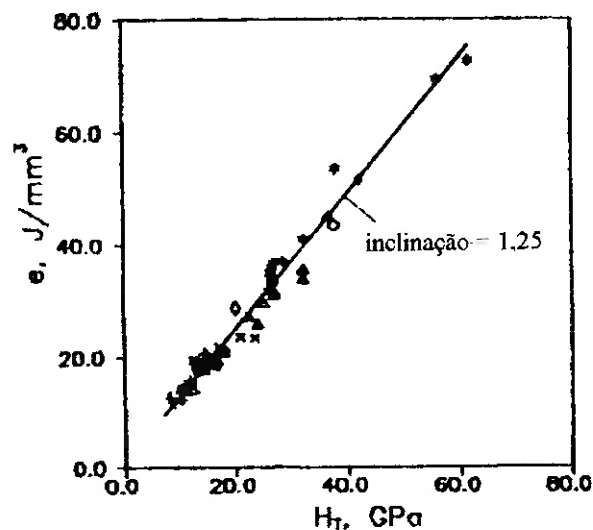


Figura 2-20 Relação entre a energia específica e a dureza dinâmica tangencial H_T para diferentes materiais. Δ , Cobre puro; +, Ferro puro; X, aço carbono; \diamond , aço inoxidável; \square , ferro fundido; O, Titânio puro; \bullet , liga de alumínio; \blacktriangle , TiNi; *, aço rápido.⁶⁸

2.3.2 Efeito do tamanho da partícula (*efeito de escala*)

Um aspecto intrigante observado no processos de desgaste abrasivo e erosivo de superfícies, por partículas duras, é o fato de que para tamanhos de partícula menores de 100 μm a taxa de desgaste cai fortemente ^{70, 71, 72, 73}. Embora isto constitua um fato vantajoso desde o ponto de vista do projeto mecânico, o fenômeno permanece sem uma explicação física clara. Este fenômeno tem sido denominado como *efeito do tamanho ou efeito de escala*.

O fenômeno tem sido observado em diferentes processos de interação de partículas duras com o material, tais como: abrasão a dois corpos, abrasão a três corpos, erosão, esmerilhamento e corte de metais. Varias explicações têm sido sugeridas para o fenômeno; as mais aceitas são aquelas que levam em conta às diferenças entre as propriedades mecânicas do metal na superfície e no volume. Quando o volume de material deformado é relativamente grande há uma densidade uniforme de defeitos cristalinos e a deformação pode ser considerada uniforme; para volumes muito pequenos, por outro lado, a deformação é localizada na superfície e a heterogeneidade da deformação aparece. O resultado da diminuição de escala é o aumento da tensão necessária para o fluxo plástico; isto é chamado de efeito de tamanho.

DRUCKER ⁷⁴ baseado no estudo sobre a mecânica da usinagem de metais desenvolvido por MERCHANT ⁷⁵, propôs um modelo qualitativo para explicar este comportamento. Segundo o autor, o material que interage com a ferramenta contém um grande número de pontos fracos -que posteriormente foram identificados como fontes de discordâncias por SHAW ⁷⁶ - distribuídos ao acaso, como ilustrado na figura 2-21.

Essas imperfeições são responsáveis pela heterogeneidade de deformação do metal, que facilita sua remoção. Para determinada direção de corte e de ângulo de cisalhamento ϕ , o número de planos cristalinos que contém imperfeições aumenta com a profundidade de corte. Dessa forma, o esforço médio para cortar o material é menor para profundidades de corte grandes. O autor afirma, ainda, que o mesmo efeito deveria aparecer quando fossem usadas ferramentas com ponta arredondada.

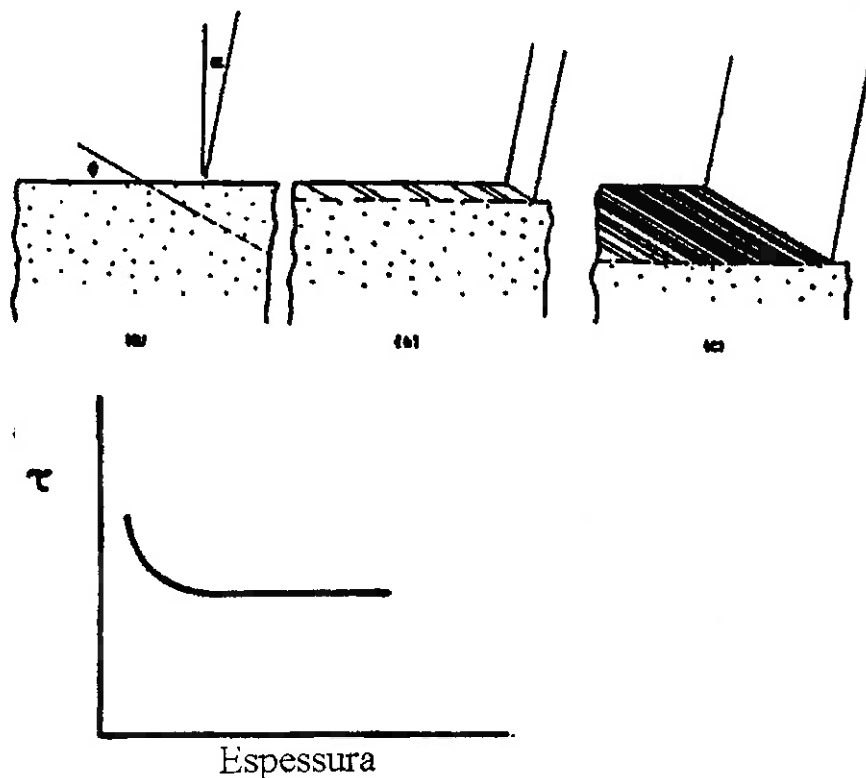


Figura 2-21 Modelo proposto por DRUCKER ⁷⁴ para explicar o efeito da profundidade de corte na energia consumida durante a usinagem de metais. *a)* material contendo defeitos ; *b)* profundidade de corte pequena; *c)* profundidade de corte grande; *d)* curva de variação de energia com a profundidade de corte (t).

SHAW ⁷⁶, baseado no modelo proposto por DRUCKER ⁷⁴, desenvolveu um modelo quantitativo que permite determinar o esforço na zona de cisalhamento, região onde ocorre a formação do cavaco. O autor baseou-se no mecanismo de deformação plástica dos metais, que ocorre por deslizamento de blocos do cristal em planos de orientação cristalográfica definida.

A figura 2-22 mostra um bloco de metal, contendo um arranjo ordenado de defeitos cristalinos (concentradores de esforços) separados de uma distância a em cada direção. O processo de usinagem do material produz um esforço de cisalhamento orientado com um ângulo ϕ em relação à direção de avanço da ferramenta, denominado ângulo de cisalhamento.

Considere-se dois planos (P_1 e P_2) paralelos ao plano de cisalhamento e que passem através de pontos fracos (defeitos) adjacentes colocados na primeira fila abaixo da superfície do metal. Se a profundidade de corte é t , então t/a planos podem ser

colocados entre aqueles (P_1 e P_2) tal que um único plano passe através de cada defeito na superfície durante o processo de corte.

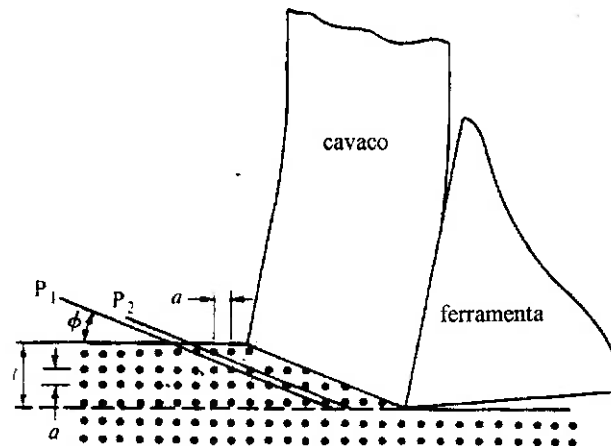


Figura 2-22 Modelo proposto por SHAW ⁷⁶ para calcular o esforço de cisalhamento devido à usinagem. Observa-se o material com uma distribuição uniforme de pontos de concentração de esforços.

O número de planos por unidade de distância na direção perpendicular ao plano de cisalhamento é dado pela seguinte equação:

$$n = \frac{t}{a(a \operatorname{sen} \phi)} \quad \text{Equação 2-23}$$

O espaçamento entre planos sucessivos é dado por:

$$\Delta y = \frac{a^2 \operatorname{sen} \phi}{t} \quad \text{Equação 2-24}$$

O deslizamento total num determinado plano de cisalhamento pode ser calculado pela seguinte equação:

$$x = \frac{a^2 \operatorname{sen} \phi}{t} \gamma \quad \text{Equação 2-25}$$

na qual γ é a deformação unitária uniforme, que pode ser calculada pela seguinte equação (ver figura 2-23):

$$\gamma = \tan(\phi - \alpha) + \cot \phi \quad \text{Equação 2-26}$$

Assumindo que a tensão normal ao plano de cisalhamento é suficiente para evitar a formação de microtrincas e que o encruamento aumenta linearmente com a distância de deformação num determinado plano (x , dado pela equação 2-23) a tensão média de cisalhamento pode ser expressa pela seguinte equação:

$$\tau = \tau_0 + Bx \quad \text{Equação 2-27}$$

na qual τ_0 é a tensão crítica para causar deslizamento em ausência de tensão normal; B é uma constante que representa a taxa de encruamento em x .

Substituindo o valor de x e γ na equação, obtém-se:

$$\tau = \tau_0 + \frac{Ba^2 \sin \phi}{2t} [\cot \phi + \tan(\phi - \alpha)] \quad \text{Equação 2-28}$$

Esta equação sugere que a tensão de cisalhamento não é constante no plano de cisalhamento; ela varia com a taxa de encruamento do metal, com a quantidade de deformação no cavaco, com a densidade de imperfeições cristalinas presentes no metal (medida por a) e com a relação entre a espessura do cavaco relativa e o espaçamento entre imperfeições (t/a).

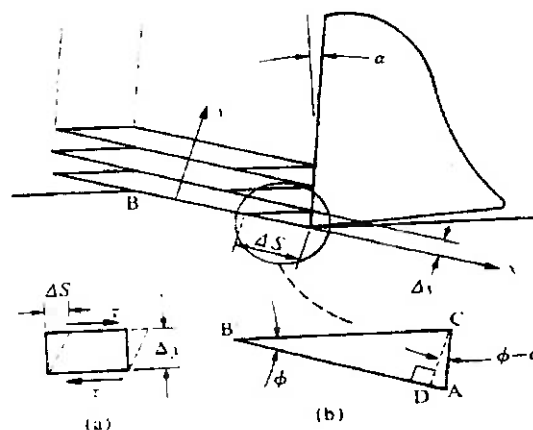


Figura 2-23 Determinação da deformação devida ao cisalhamento. a) caso geral; b) usinagem de metais ⁵⁷

SHAW ⁵⁷ avaliou as constantes τ_0 e B através de operações de usinagem de metais. A figura 2-24 mostra a variação da tensão de cisalhamento com o inverso da profundidade de corte; observa-se uma redução da tensão para profundidades maiores de corte. O autor afirma que este resultado constitui uma clara demonstração do *efeito de escala*. ⁵⁷

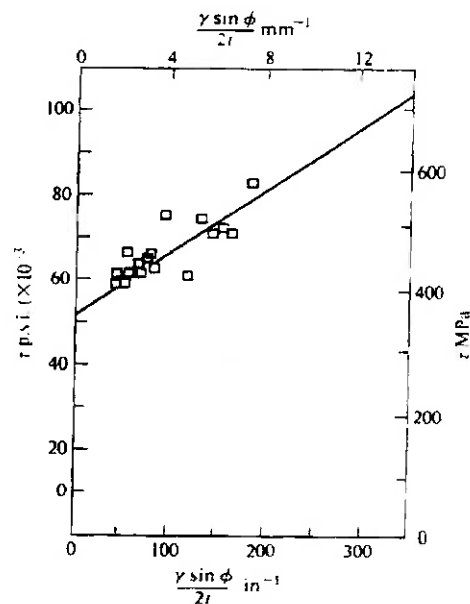


Figura 2-24 Variação da tensão de cisalhamento τ com o inverso da espessura de corte durante a usinagem ($\gamma \sin \phi / 2t$).⁵⁷

A figura 2-25 mostra a variação dos valores de energia específica de usinagem, definida como a energia consumida para retirar a unidade de massa ou volume, com a espessura do cavaco retirado para vários materiais e processos de usinagem. Observa-se uma diminuição dessa energia com o aumento da profundidade de corte independente do material e do processo de usinagem.

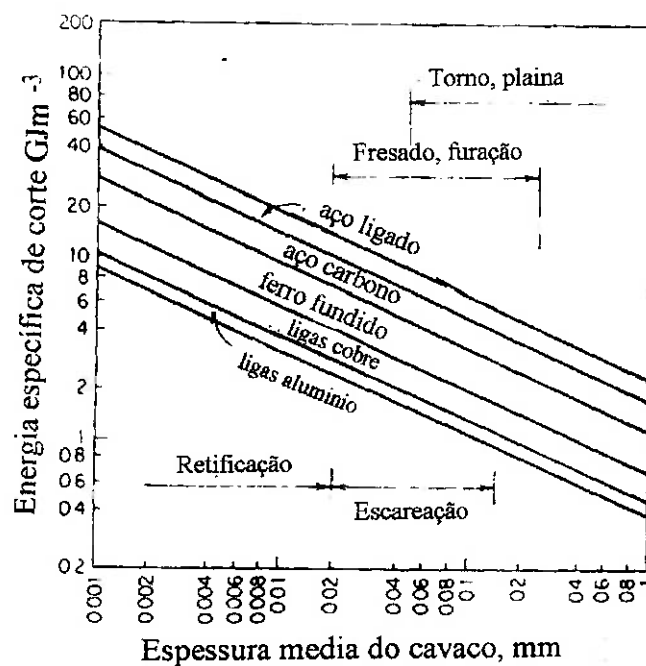


Figura 2-25. Variação da energia específica de corte para vários materiais e operações de usinagem.⁷⁷

3. RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE FERROS FUNDIDOS CINZENTOS E NODULARES

3.1 INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos cinzentos e nodulares podem oferecer vantagens importantes na fabricação de componentes submetidos a diferentes tipos de desgaste. Esta família de ligas ferrosas permite obter uma ampla gama de propriedades mecânicas somada a um baixo custo de fabricação e às facilidades na produção de peças grandes e de forma complexa, podendo ser utilizados tanto em aplicações nas quais o contato acontece na presença de lubrificação, como nas que há contato metal/metal.

Em sistemas nos quais a lubrificação está presente, a grafita constitui um lubrificante sólido muito importante no período inicial, quando as condições de lubrificação são precárias. Durante a operação normal os veios ou os nódulos de grafita formam um reservatório de óleo e atuam como sumidouros para possíveis detritos gerados no processo.

Os ferros fundidos nodulares austemperados têm encontrado diversas aplicações na fabricação de peças submetidas a desgaste por deslizamento, com lubrificação, em presença de altos esforços de contato. A alta resistência e dureza dos materiais austemperados em baixas temperaturas ($T < 350^{\circ}\text{C}$) tem favorecido seu uso na fabricação de engrenagens. O material tratado em altas temperaturas ($T > 350^{\circ}\text{C}$) tem encontrado aplicação na fabricação de virabrequins, nos quais a tenacidade e a resistência à fadiga são propriedades importantes.

Os componentes de máquinas que operam em condições nas quais a lubrificação não é permanente, ou a lubrificação não é desejada, podem ser fabricados em ferros fundidos cinzentos ou nodulares. Estes materiais têm sido classificados como materiais autolubrificantes, já que durante o contato metal/metal pode-se formar uma camada de grafita que se interpõe entre as superfícies em contato, reduzindo o atrito e o desgaste por deslizamento. Em tais condições a resistência ao desgaste depende da microestrutura e da distribuição da grafita na matriz.

A realização de tratamentos térmicos permite melhorar a resistência ao desgaste por deslizamento destes ferros fundidos. As matrizes com estruturas bainíticas e martensíticas têm mostrado bom desempenho, mas sua utilização deve levar em conta outras propriedades como tenacidade e resistência à fadiga.

A utilização de ferros fundidos nodulares em aplicações nas quais a resistência à abrasão é uma solicitação importante tem sido limitada pela presença da grafita na matriz; esta fase constitui sítios de falha que permitem a propagação de trincas, acelerando o processo de arrancamento de material. Os ferros fundidos nodulares com matriz martensítica têm mostrado um comportamento aceitável, dependendo da grandeza dos esforços presentes; na presença de grandes esforços ou de cargas de impacto sua utilização é limitada pela baixa tenacidade.

A excelente combinação de propriedades mecânicas encontradas nos ferros fundidos nodulares austemperados tem levado à realização de estudos que visam descobrir aplicações na indústria da mineração, onde o desgaste abrasivo é uma solicitação importante. Alguns pesquisadores⁷⁸ mostraram as vantagens econômicas da utilização de ferros fundidos nodulares, contendo altos teores de Mn e com adição de boro, com matriz bainítica. O consumo de material por tonelada de mineiro foi muito inferior ao encontrado em bolas de aço forjado e semelhante ao de um ferro fundido branco de alto cromo.

Na literatura recente aparecem poucos trabalhos sobre a resistência à abrasão dos ferros fundidos nodulares. Os métodos utilizados nesses estudos são diversos: pino - na lixa, roda de borracha, abrasão em leito de areia, abrasão - erosão. Esta diversidade de métodos para estudar o comportamento do material quando submetido a desgaste abrasivo gera dificuldades para estabelecer comparações entre os resultados reportados pelos pesquisadores.

A presente revisão bibliográfica tem como objetivo mostrar o estado da arte da resistência ao desgaste abrasivo dos ferros fundidos nodulares bainíticos e martensíticos. A abordagem do trabalho começa, porém, com uma apresentação resumida dos principais trabalhos apresentados na literatura sobre a resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos cinzentos e nodulares com diferentes tipos de matriz metálica. Esta apresentação permitirá mostrar a influência das variáveis mais

importantes na resistência ao desgaste como, por exemplo, a forma e distribuição da grafita e a microestrutura da matriz. O entendimento dos fenômenos presentes neste tipo de desgaste facilitarão o entendimento do comportamento destes materiais quando submetido a desgaste abrasivo, que será o tema central e o motivo do estudo experimental.

3.2 RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR DESLIZAMENTO SECO DE FERROS FUNDIDOS CINZENTOS E NODULARES

A resistência ao desgaste por deslizamento seco destes materiais é fortemente influenciada pelo tipo de grafita presente e pelas variáveis como carga aplicada e velocidade relativa entre as superfícies. RAC et al.⁷⁹ mediram a resistência ao desgaste de ferros cinzentos e nodulares de matriz perlítica submetidos a diferentes cargas e velocidades, utilizando um sistema pino no disco. Alguns resultados são mostrados na figura 3-1.

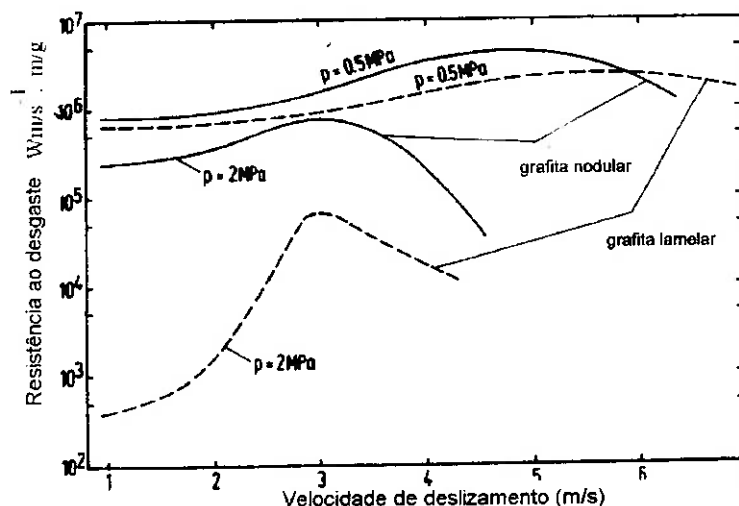


Figura 3-1. Variação da resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos cinzentos e nodulares em função da velocidade, medidas com sistema pino no disco.⁷⁹

Estes pesquisadores encontraram que para baixas pressões aplicadas (0,5 MPa), a variação da resistência ao desgaste com a velocidade é semelhante nos dois ferros fundidos. No entanto, quando a pressão foi aumentada para 2,0 MPa a resistência do ferro fundido nodular foi superior em até três ordens de grandeza à do ferro fundido

cinzento. O ferro fundido cinzento mostrou uma maior resistência ao desgaste com cargas baixas e velocidades altas de deslizamento, superiores a 6 m/s. O material com grafita esferoidal teve um comportamento melhor em condições de cargas altas e velocidades baixas de deslizamento. Este resultado põe em evidência o efeito da morfologia da grafita na resistência ao desgaste dos ferros fundidos.

3.2.1 Resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos cinzentos

Estes materiais têm encontrado aplicação na fabricação de elementos submetidos ao desgaste por deslizamento, tanto em presença de lubrificante como a seco. Aplicações típicas do primeiro caso são encontradas na fabricação de pistões e anéis para pistão. Exemplos de utilização de ferros fundidos cinzentos para elementos submetidos ao desgaste por deslizamento sem lubrificação são os sistemas de freio e embreagem para carro, nos quais a resistência ao desgaste a seco combinado com uma boa resistência à fadiga térmica estão presentes.

SUGISHITA & FUJIYOSHI ⁸⁰ estudaram o comportamento de ferros fundidos cinzentos contra um pino de metal duro, submetidos a deslizamento alternado a seco. A formação de filmes de grafita na superfície, devida à deformação não elástica das lamelas de grafita, evita o contato metal/metal, provocando uma diminuição do atrito e do desgaste em condições de desgaste moderado.

LEACH AND BORLAND ⁸¹ estudaram o comportamento de ferros fundidos cinzentos, de matriz perlítica, utilizando o ensaio pino no anel, variando o tamanho das lamelas de grafita e o teor de carbono entre 2,9% e 3,4%. O gráfico da taxa de desgaste X carga aplicada, mostrado na figura 3-2, permite determinar a existência de uma carga de transição de desgaste moderado para severo. Em regime de desgaste moderado, a taxa de desgaste não foi afetada pelo aumento do tamanho da grafita ou pelo teor de carbono. O efeito lubrificante da grafita foi verificado em regime de desgaste moderado por comparação com uma matriz perlítica de um aço alto silício.

Com teores de carbono acima de 3% no ferro fundido ocorreu uma diminuição da resistência ao desgaste em regime severo, assim como da carga de transição de moderado para severo; isto é atribuído à maior fração volumétrica de lamelas de grafita, que fornece sítios próprios para a propagação de trincas. O aumento de

tamanho das lamelas de grafita, para um teor de carbono constante, gerou uma diminuição da taxa de desgaste severo, devido à menor densidade de partículas fragilizantes.

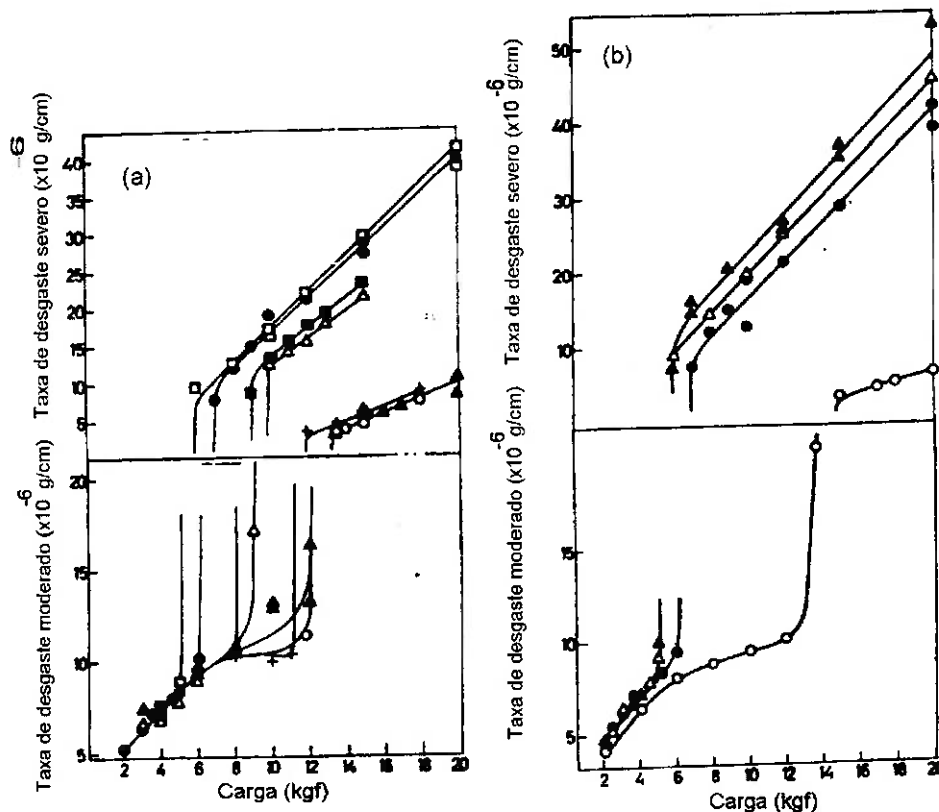


Figura 3-2 Taxa de desgaste de ferros fundidos cinzentos medidos no ensaio pino no anel com: a) diferentes teores de C (□, 3,4%C; ●, 3,35%C; Δ, 3,2%C; ▲, 3,17%C; +, 3,08%C; ○, 3,0%C; ■, 2,9%C) e b) diferentes tamanhos da grafita (▲, 0,20 - 0,26 mm; Δ, 0,36 - 0,36 mm; ○, 0,48 - 0,60 mm; ●, 0,72 - 1,00 mm).⁸¹

3.2.2 Resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos nodulares

A resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos nodulares depende da microestrutura da matriz metálica e da forma e distribuição da grafita. A seguir será feita uma apresentação dos principais resultados encontrados pelos pesquisadores que diz respeito à resistência ao desgaste por deslizamento a seco de ferros fundidos nodulares com diferentes microestruturas na matriz.

SUGISHITA & FUJIYOSHI^{80, 82} estudaram o efeito da grafita no atrito e na resistência ao desgaste por deslizamento a seco de ferros fundidos nodulares. Houve uma diminuição do coeficiente de atrito e da taxa de desgaste decorrentes da formação de filmes de grafita na superfície. O coeficiente de atrito aumentou com a dureza da matriz, fato atribuído à pouca deformação plástica do substrato, já que os filmes se formam por deformação plástica da matriz adjacente aos nódulos de grafita. Um comportamento similar foi encontrado em ferro fundidos nodulares submetidos a rolamento puro. Ferros fundidos nodulares de matriz ferrítico - perlítica submetidos ao desgaste por deslizamento e rolamento, mostraram um desempenho melhor quando houve a formação de filmes de grafita⁸³.

TAKEUCHI⁸⁴ estudou os mecanismos de desgaste de ferros fundidos nodulares submetidos a deslizamento seco, com matriz ferrítica e ferrítico - perlítica. A taxa de desgaste aumenta rapidamente com a velocidade de deslizamento, alcançando um máximo a partir do qual começa a diminuir. Para velocidades de deslizamento da ordem de 3 m/s foi observada a formação de uma camada branca, supostamente martensítica, com dureza de 800 Hv, que minimizou o desgaste. A taxa de desgaste do ferro fundido nodular ferrítico foi da ordem de 1,5 a 2,0 vezes maior do que a detectada no material com matriz ferrítico - perlítica.

ISLAM et al.⁸⁵ estudaram o desgaste de ferros fundidos nodulares de matriz perlítico - ferrítica (bruto de fusão) e martensítica utilizando um equipamento tipo pino no disco. A grafita manteve sua forma esferoidal no material martensítico; já no ferro fundido bruto de fusão a grafita é deformada no sentido da direção do movimento. No material em estado bruto de fusão, os autores observaram a transferência de material para o disco, evidenciando a presença de fenômenos de adesão. Também apresentou-se delaminação e/ou fadiga superficial. No caso do material tratado termicamente o mecanismo de desgaste principal foi a *abrasão*; partículas finas geradas no processo causam microcorte e microsulcamento na superfície.

FORDYCE & ALLEN⁸⁶ estudaram o comportamento de um ferro fundido nodular austemperado em diferentes temperaturas, durante ensaios numa máquina tipo pino - disco. A resistência ao desgaste dependeu da velocidade utilizada no ensaio e da microestrutura do material.

Houve uma diminuição da perda de massa em função da distância percorrida, com a diminuição da temperatura de austêmpera de 350°C para 250°C, independente da velocidade de deslizamento. Isto é atribuído à uma maior dureza do material tratado em temperaturas inferiores, o qual opõe maior resistência à deformação e reduz a formação de detritos e a taxa de desgaste.

O aumento da velocidade de deslizamento de 0,5 m/s até 2 m/s gerou uma diminuição na taxa de desgaste dos ferros fundidos nodulares austemperados em todas as temperaturas. Para velocidades próximas de 2 m/s a taxa de desgaste converge para um valor constante, independente da microestrutura inicial do material, como ilustrado na figura 3-3. Isto é atribuído à estrutura superficial e sub-superficial desenvolvida durante o deslizamento; a alta temperatura alcançada no contato permitiria a austenitização da superfície seguida da formação de martensita.

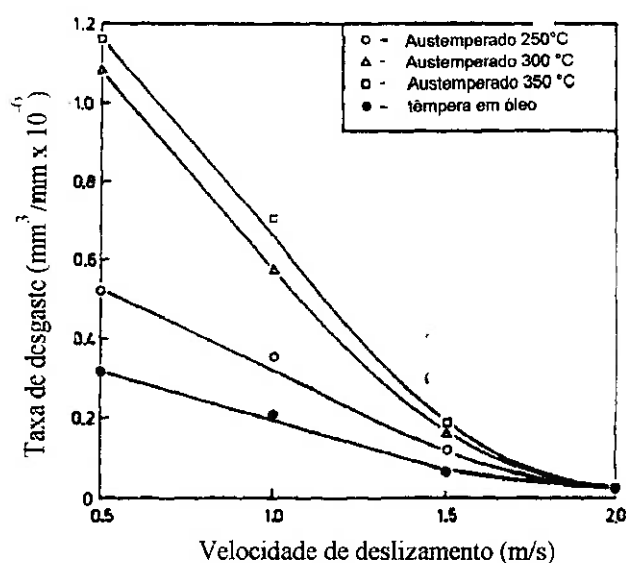


Figura 3-3 Variação da taxa de desgaste com a velocidade de deslizamento para ferros fundidos nodulares austemperados em diferentes temperaturas.⁸⁶

A figura 3-4 mostra a variação da microdureza a partir da superfície desgastada para o material austemperado a 250°C, para duas velocidades de deslizamento diferentes, 0,5 m/s e 2 m/s; observa-se uma alta dureza superficial no material ensaiado a alta velocidade. Os autores consideram o encruamento da austenita retida e sua transformação para martensita como fatores que melhoram a resistência ao desgaste do

ferro fundido nodular austemperado. Quando a velocidade de deslizamento é baixa, esta transformação é confinada a camadas superficiais muito pequenas; a resistência ao desgaste fica mais influenciada pela microestrutura da matriz.

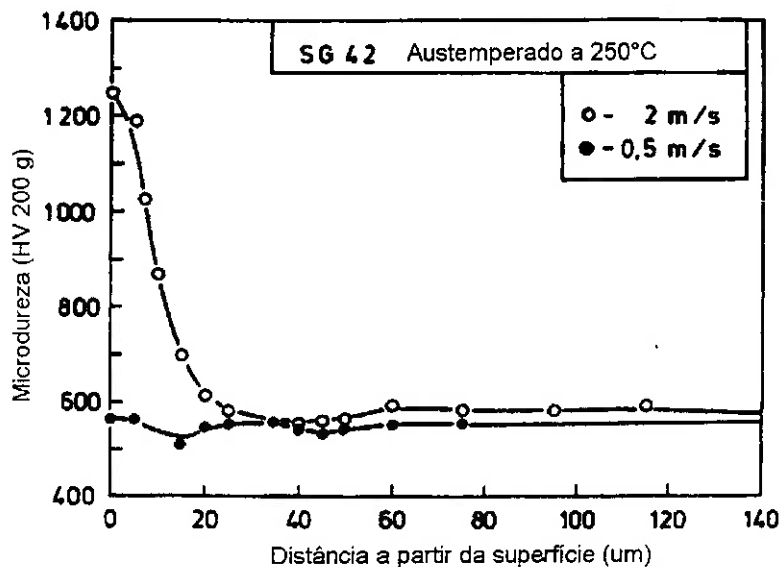


Figura 3-4 Microdureza na região perto da superfície, para corpos de prova de ferro fundido nodular austemperado com velocidades de deslizamento de 0,5 m/s e 2 m/s.⁸⁶

A matriz embaixo da superfície desgastada das amostras testadas com velocidades de 1,5 m/s e 2 m/s mostraram estar dividida em três regiões:

- uma região exterior branca, não atacada.
- uma região intermediária de alta dureza.
- a própria matriz do material austemperado.

A máxima resistência foi conseguida com o material temperado. O material em estado bruto de fusão apresentou uma resistência ao desgaste em deslizamento não lubrificado menor em várias ordens de grandezas a encontrada no material austemperado.

Com velocidade baixa (0,5 m/s) a superfície do material apresentou oxidação e um desgaste uniforme; algumas áreas mostraram trilhas semelhantes as encontradas em desgaste *abrasivo*, acompanhadas de detritos. Houve também evidência de cavacos de material com acentuada deformação plástica. Os corpos de prova submetidos a

velocidades altas (2 m/s) apresentaram uma superfície lisa com regiões isoladas onde houve arrancamento de material. Foi comum encontrar, na área lisa, pequenas trincas associadas aos esferóides de grafita na região próxima à superfície que permitiram a formação de pequenos detritos.

Em altas velocidades de deslizamento estes materiais mostraram um desempenho semelhante ao de muitos aços endurecidos, quando testados contra um ferro fundido nodular temperado em óleo. Este bom desempenho do ferro fundido nodular austemperado é devido à presença de uma microestrutura duplex na matriz metálica: austenita retida e ferrita bainítica.

PING et al.⁸⁷ estudaram o atrito e o desgaste de um ferro fundido nodular (3,7%C; 2,54% Si; 0,45% Mn; 0,16% Cu; 0,06% Cr; 0,05% Ni) austemperado a 370°C, utilizando o ensaio pino no disco. Um aço de alto Si (0,69% C; 2,5% Si; 1,0% Ni) austemperado a 420°C foi também ensaiado para determinar o efeito da grafita. A figura 3-5 mostra a variação da microestrutura e da dureza com o tempo de austêmpera; a região apresentada como zona II corresponde à janela do processo do material.

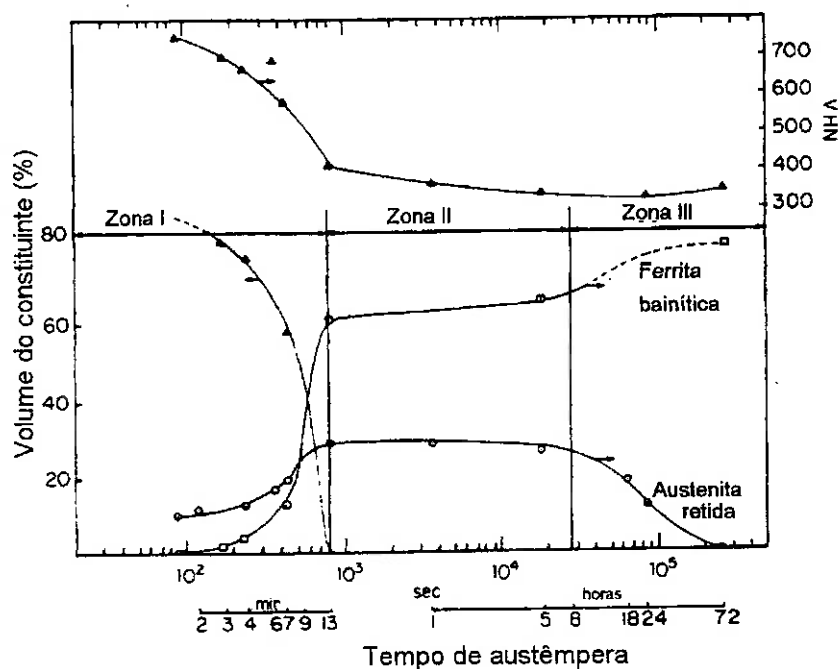


Figura 3-5 Variação da microestrutura e da dureza com o tempo de tratamento de austêmpera.⁸⁷

A resistência ao desgaste por deslizamento foi influenciada fortemente pela microestrutura obtida. A menor perda de massa foi conseguida nos ferros fundidos nodulares com microestrutura martensítica.

A figura 3-6 mostra a variação da taxa de desgaste com o tempo de austêmpera. Observa-se um aumento dessa taxa que atinge um máximo para 13 minutos de tratamento, quando a fração volumétrica de martensita foi zero. Na mesma figura pode-se notar que há variação da taxa de desgaste em tempos de tratamento dentro da janela do processo (zona II), na qual a microestrutura, formada por ferrita bainítica e austenita retida, permanece constante.

Os resultados de taxa de desgaste medida em corpos de prova tratados por tempos de tratamento muito longos, correspondentes à zona III (segundo estágio da transformação) podem ser melhor entendidos como um aumento da resistência ao desgaste, devida à precipitação de carbonetos e não como uma queda como apresentado pelos autores.

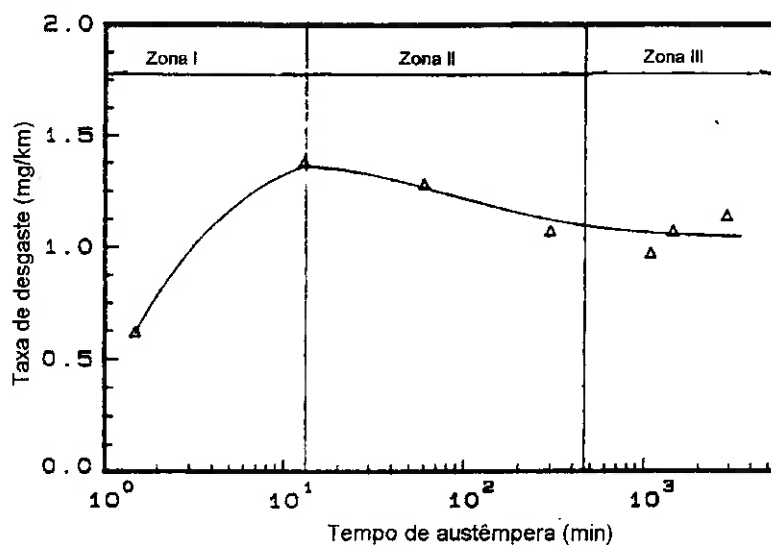


Figura 3-6 Variação da taxa de desgaste com o tempo de austêmpera para o ferro fundido nodular austemperado. Velocidade 1.15 m/s, carga 10.5 N.⁸⁷

O desempenho do aço de alto teor de Si em qualquer tempo de tratamento foi superior à do ferro fundido nodular austemperado, em todas suas combinações de microestrutura. Os nódulos de grafita parecem exercer um efeito de redução da área efetiva para suportar a carga combinada com um efeito de entalhe que permite a fratura

da superfície. A análise das superfícies no MEV mostrou uma deformação plástica acentuada em redor do nódulo de grafita e início de trincamento do material.

O aumento da carga aplicada, de 10,5 N para 19,6 N, mostrou um efeito interessante, como se observa na figura 3-7. A taxa de desgaste aumentou para tempos longos de tratamento quando a fração volumétrica de austenita retida é baixa; com tempos curtos, quando a fração de austenita é ainda alta, a taxa de desgaste diminuiu. Um ensaio realizado com carga de 39,2 N mostrou uma redução da fração volumétrica de austenita de 28% para 12 % na fração volumétrica de austenita. O autor discute a possibilidade de ser a transformação martensítica a responsável pela diferença no comportamento.

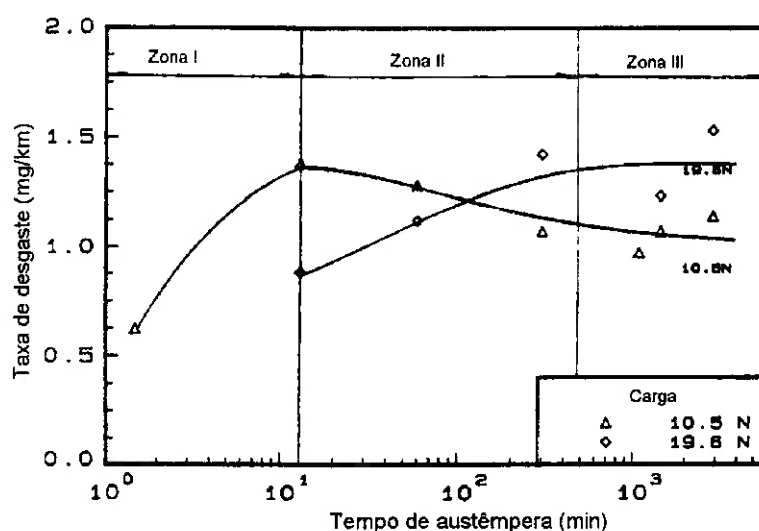


Figura 3-7 Variação da taxa de desgaste com o tempo de austêmpera para ferro fundido nodular austemperado com diferentes cargas normais.⁸⁶

PRADO et al.⁸⁸ estudaram a resistência ao desgaste por rolamento a seco de um ferro fundido nodular (3,52 %C; 2,6% Si; 0,20% Mn; 0,03% Cr; 0,20% Mo; 0,41% Ni; 0,73% Cu) austemperado a diferentes temperaturas. A figura 3-8 mostra a variação da taxa de desgaste com a carga aplicada, para diferentes temperaturas de austêmpera. Observa-se que para cargas entre 100 N e 300 N não há variações no comportamento do material; com posteriores aumentos de carga a taxa de desgaste aumenta rapidamente.

A figura 3-9 mostra o efeito da temperatura de austêmpera na resistência ao desgaste. Para baixas cargas aplicadas, entre 110 N e 300 N, não há uma variação

importante da taxa de desgaste com a temperatura de tratamento; para altas cargas, 500 N e 800 N, observou-se uma forte dependência da temperatura, com a máxima resistência na faixa de temperaturas entre 320°C e 340°C. É importante notar que para temperaturas inferiores a 300°C ocorre a maior perda de massa, apesar da maior dureza da matriz.

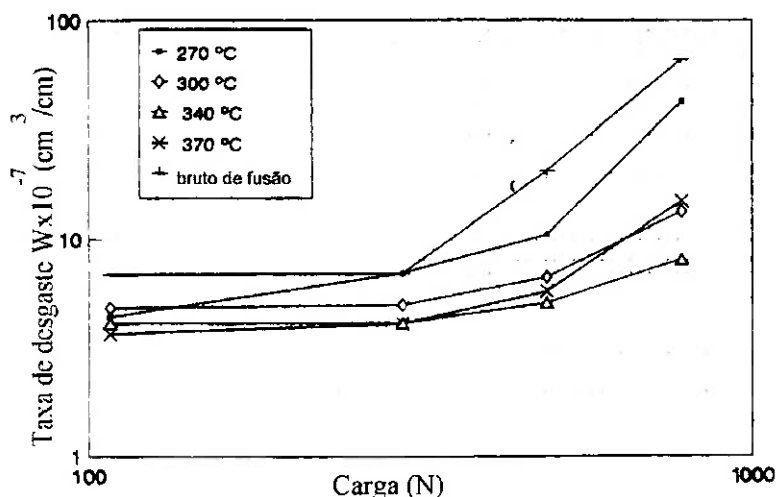


Figura 3-8 Variação da taxa de desgaste com a carga aplicada obtida por PRADO et al.⁸⁸

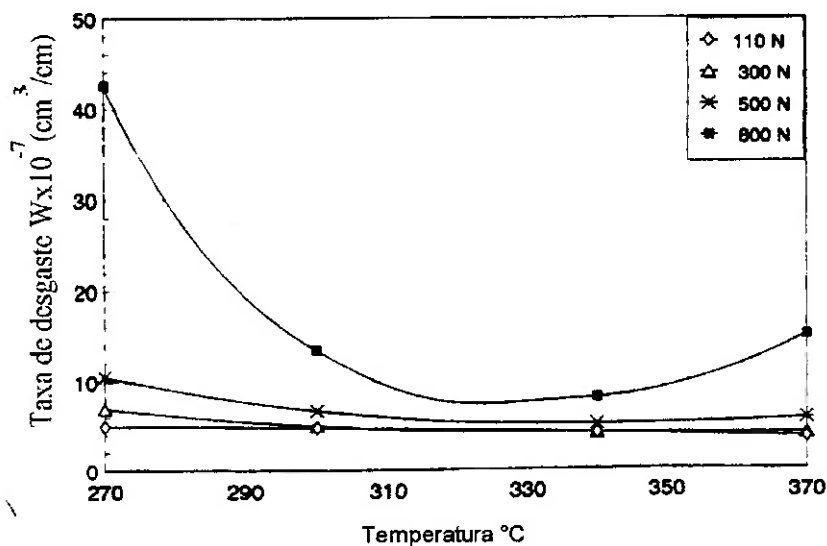


Figura 3-9. Variação do desgaste com a carga aplicada e a temperatura de tratamento. Resultados de PRADO et al.⁸⁸

Os autores não encontraram transformação martensítica induzida na superfície desgastada, mas sim uma intensa deformação plástica da austenita retida. Os nódulos de grafita ficaram com forma elipsoidal, o que favorece a formação de trincas. Devido à deformação plástica da matriz, a grafita fica também menos exposta dificultando a lubrificação.

SCHMIDT & SEHUBERT⁵ realizaram experimentos para determinar a estabilidade da austenita retida presente num ferro fundido nodular austemperado, contendo Cu, Ni e Mo como elementos de liga. O equipamento utilizado foi do tipo pino no disco.

A figura 3-10 mostra a variação da resistência ao desgaste do material tratado na temperatura de 400°C com o tempo de tratamento; a fração máxima de austenita retida foi encontrada para 10 minutos de tratamento. Observa-se que o comportamento do material foi dependente da carga aplicada; a variação deste parâmetro de 119 N para 213 N produziu transformação martensítica da austenita retida. Com a carga menor só houve um pequeno endurecimento da superfície devido à deformação; quando a carga foi aumentada para 213 N formou-se martensita na superfície do material. Esta fase protege a grafita melhorando a resistência ao desgaste, a qual fica no mesmo nível do ferro fundido nodular de matriz martensítica.

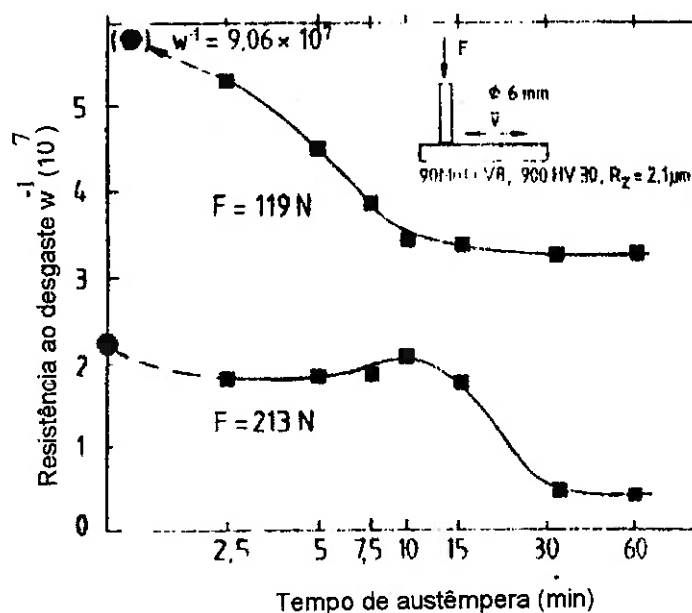


Figura 3-10. Variação da resistência ao desgaste por deslizamento de um ferro fundido nodular austemperado a 400°C, para duas cargas aplicadas.⁵

Os resultados apresentados sobre a resistência ao desgaste por deslizamento de ferros fundidos nodulares austemperados mostram que não há acordo sobre os efeitos benéficos da presença da austenita retida. Dependendo das condições de carga e velocidade, com que ocorre o contato, pode ocorrer transformação da austenita em martensita formando uma camada de alta dureza e resistência ao desgaste. O tamanho da camada e a sua aderência ao substrato também devem ser considerados.

3.3 RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES

A resistência a abrasão dos ferros fundidos contendo grafita depende da microestrutura da matriz metálica e da forma da grafita. Nestes materiais, a grafita constitui um entalhe interno que afeta a resposta do material frente aos esforços e deformações presentes durante o desgaste abrasivo.

A figura 3-11⁸ mostra o efeito de forma da grafita, ou seja da forma de entalhes internos, na resistência ao desgaste abrasivo. A figura mostra a comparação da taxa de desgaste de ferros fundidos cinzentos e nodulares com matriz martensítica, de durezas aproximadamente iguais.

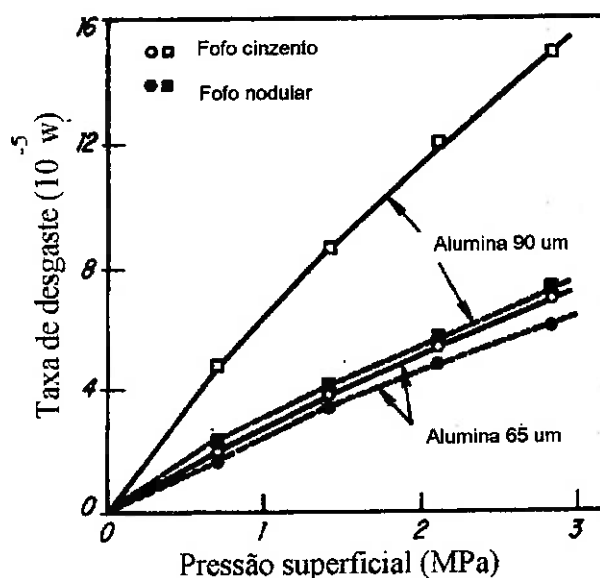


Figura 3-11 Efeito da forma da grafita na taxa de desgaste de ferros fundidos⁸.

Observa-se que existe uma relação diferente entre a perda de material com a carga aplicada para distintos tamanhos do abrasivo utilizado. Com abrasivos finos (65 μm) a taxa de desgaste é semelhante para todas as pressões aplicadas; o aumento do tamanho do abrasivo (90 μm) gera uma alta taxa de desgaste no ferro fundido de grafita lamelar, enquanto essa taxa é pouco alterada no ferro fundido nodular. Isto é atribuído à menor tenacidade do ferro fundido cinzento; a intensidade de entalhe associada às lamelas de grafita é de uma a duas ordens de grandeza maior do que à devida as esferas de grafita.⁸ A propagação de trincas ao longo das lamelas de grafita facilita a remoção de material, aumentando a taxa de desgaste.

O efeito do tamanho do abrasivo na resistência à abrasão de ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica foi estudado por SAMUELS & CRAIG.⁸⁹ Durante a abrasão com partículas grossas, a cavidade que contem a grafita se fecha gerando modificação da superfície; as lamelas de grafita não ficam mais expostas. Com abrasivos médios a grafita é removida parcialmente, sem fechar a cavidade. Já no caso de abrasão com partículas de granulometria fina o processo predominante é uma intensa deformação plástica da superfície.

Diferentes pesquisas mostram que a resistência ao desgaste abrasivo dos aços aumenta quando a microestrutura muda progressivamente de ferrita para perlita, bainita e martensita.³⁷ Em ferro fundido nodular, porém, maiores valores de resistência ao desgaste abrasivo têm sido encontrados em matrizes formadas por bainita inferior, quando comparados com ferros fundidos nodulares martensíticos da mesma ordem de dureza, quando ensaiados utilizando o método do pino na lixa, como mostrado na figura 3-12.⁹⁰ Nas estruturas bainíticas existe uma fração volumétrica de austenita retida maior do que a encontrada na matriz temperada; a maior ductilidade e capacidade de encruamento dessa austenita ou sua transformação martensítica, induzida pela deformação, produz um aumento considerável da dureza na superfície desgastada.

A influência da temperatura de austêmpera na resistência ao desgaste abrasivo foi estudada por ZUM GHAR³⁷ utilizando o método do pino na lixa. Para temperaturas baixas, menores que 350°C, foi encontrada uma resistência menor, apesar de sua maior dureza como ilustrado na figura 3-13; as maiores frações volumétricas de austenita retida foram responsáveis por este comportamento.

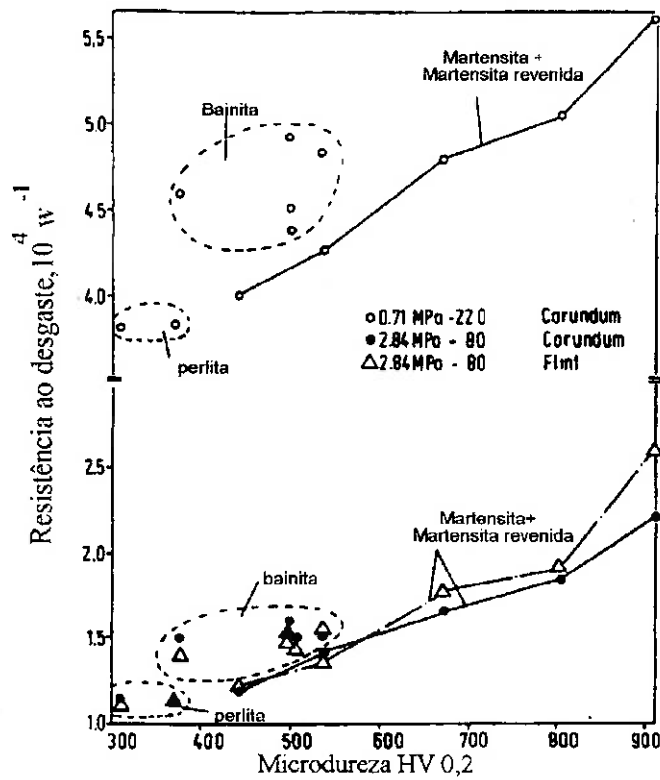


Figura 3-12 Influência da microestrutura da matriz na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares, com diferentes abrasivos e diferentes cargas. Ensaio de pino na lixa.⁹⁰

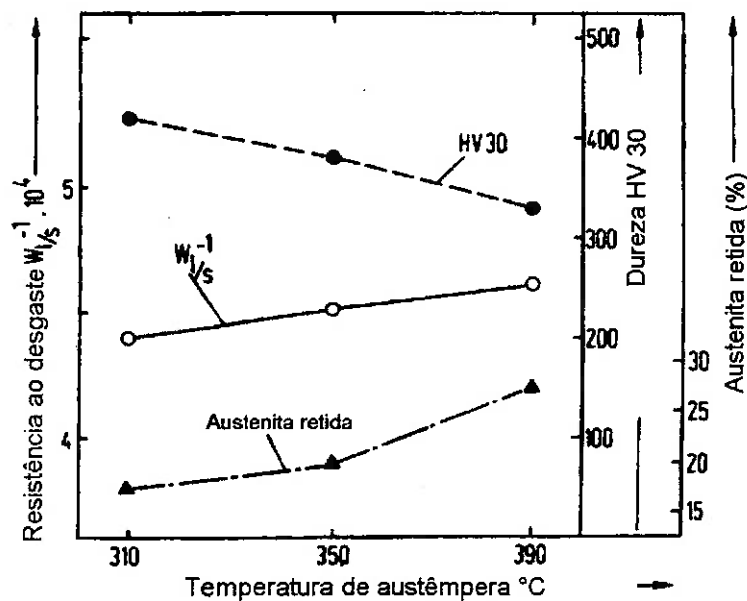


Figura 3-13 Variação da resistência ao desgaste abrasivo, da dureza e da fração de austenita retida de um ferro fundido nodular austemperado em diferentes temperaturas. Método utilizado: pino na lixa.^{37.}

O efeito do teor de carbono na martensita e da fração de austenita retida na resistência à abrasão de ferros fundidos nodulares martensíticos foi investigada por LI & ZHOU ⁹¹. A resistência do material no teste de abrasão a dois corpos aumentou com o teor de carbono da martensita, tanto para abrasivos duros quanto moles. O abrasivo mole, dureza 550 Hv, não consegue cortar a matriz, mas gera esforços que resultam na formação de trincas na superfície ou a partir dos nódulos de grafita que atuam como concentradores de esforços. No caso do abrasivo duro, 1600 Hv, ocorre corte e sulcamento da matriz; a matriz com maior dureza oferece uma resistência maior ao corte.

O efeito da fração volumétrica de austenita retida na resistência ao desgaste está relacionado com o tipo de abrasivo utilizado. A figura 3-14 (a) mostra o resultado da resistência à abrasão para diferentes frações de austenita retida. Quando ensaiado com abrasivos moles, observa-se que a resistência é baixa para frações volumétricas de austenita da ordem de 10%. A alta dureza de matriz com frações de austenita menores é responsável pela maior resistência à abrasão; a transformação da austenita retida em martensita, por outro lado, gera o aumento da resistência obtido com frações de austenita altas. Quando a dureza do abrasivo foi alta, figura 3-14 (b), o mecanismo de desgaste foi de microcorte e não houve variação da taxa de desgaste com a fração de austenita retida.

LUO et al. ⁹² investigaram o comportamento de um ferro fundido nodular, contendo 1,19% de Mn, com matriz martensítica e bainítica em condições de abrasão a dois corpos e a três corpos com impacto. O efeito da grafita na resistência ao desgaste foi estudado submetendo um aço alto carbono aos mesmos processos abrasivos. No ensaio de abrasão a dois corpos foi encontrada a maior resistência quando a microestrutura foi formada por martensita ou martensita mais austenita retida. A presença da grafita gerou um aumento do desgaste devido à indução de trincas na região vizinha a superfície. Quando esforços de impacto acompanharam o processo abrasivo, as microestruturas bainíticas mostraram um melhor desempenho do que as estruturas martensíticas.

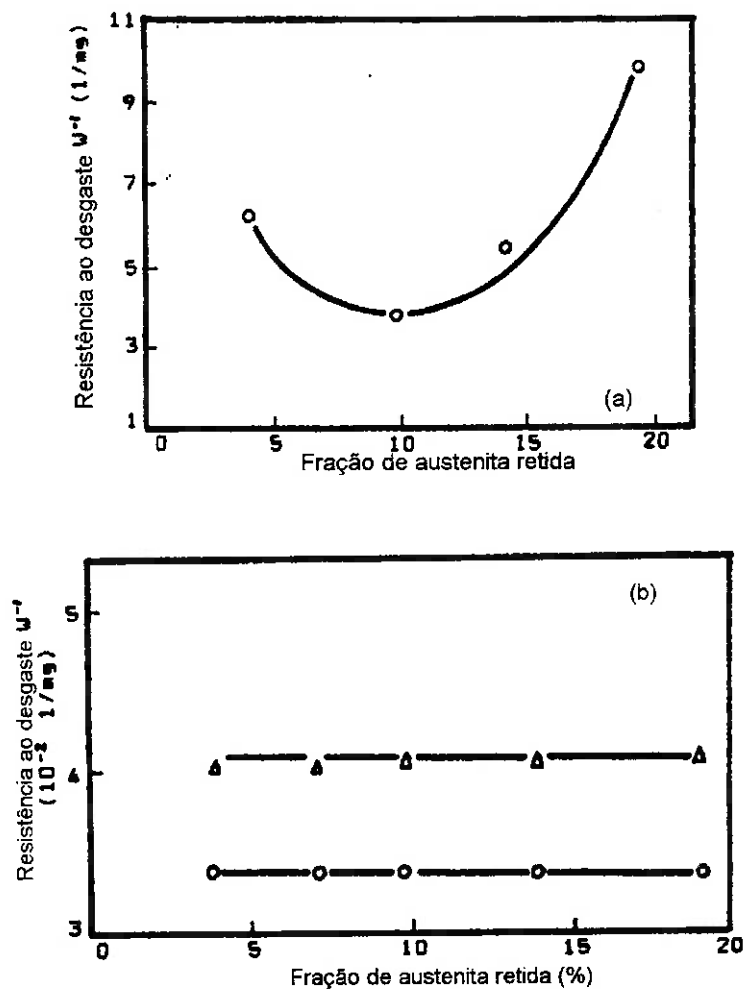


Figura 3-14 Variação da resistência a abrasão a dois corpos com a fração de austenita retida. a) para abrasivo mole ; b) para abrasivo duro Δ : 14,2 N; O: 28,9 N.⁹¹

RAO & ZHOU⁹³ estudaram a resistência ao impacto repetido de bolas de moinho fabricadas em diferentes ferros fundidos. O melhor comportamento foi encontrado nas bolas fabricadas com ferros fundidos de alto cromo; o desempenho das bolas fabricadas em ferro fundido nodular de matriz martensítica foi muito inferior ao obtido no ferro de alto cromo, mas sua resistência ao impacto foi semelhante à obtida com um ferro fundido de baixo teor de cromo com a mesma microestrutura.

Outros pesquisadores⁷⁸ mostraram as vantagens econômicas da utilização de ferros fundidos nodulares, contendo altos teores de Mn e com adição de boro, com matriz bainítica. O consumo de material por tonelada de mineiro foi muito inferior ao

encontrado em bolas de aço forjado e semelhante ao de um ferro fundido branco de alto cromo

SHEPPERSON & ALLEN⁹⁴ estudaram a resistência ao desgaste abrasivo de dois ferros fundidos nodulares tratados em temperaturas de austêmpera entre 250°C e 420°C. A composição química dos ferros é mostrada na tabela 3-1. O ensaio utilizado foi do tipo pino na lixa (abrasivo Al₂O₃ 300 µm, carga 3,2 Kgf, percurso 14,64 m, velocidade 0,28 m/s). Os resultados mostraram uma redução da fração de austenita da ordem de 40 a 50% na camada superficial submetida à abrasão. As medidas de microdureza na superfície desgastada confirmaram essa mudança na microestrutura.

Tabela 3-1 Análise química dos ferros fundidos nodulares austemperados estudados por SHEPPERSON & ALLEN⁹⁴

Composição em peso (%)							
LIGA	C	Si	Mn	S	P	Cu	Mg
1	3,7	2,2	0,1	0,02	0,05	-	0,037
2	3,6	2,1	0,25	0,02	0,05	0,8	0,03

Os valores de resistência à abrasão relativa dos ferros fundidos estudados, tomando como referência um aço baixo carbono, variaram entre de 2,5 e 1,5, quando a temperatura de austêmpera variou de 250°C a 450°C, como ilustrado na figura 3-15. Com o aumento da temperatura de austêmpera, em geral há uma queda na resistência à abrasão; observa-se, porém, que esse resultado permanece constante entre 300°C e 400°C na liga com 0,8% de Cu e entre 300 a 350 °C na liga sem Cu, apesar da dureza estar diminuindo. Este fato é explicado pelo aumento da fração de austenita retida conseguida com o aumento da temperatura de tratamento. Portanto, há um maior volume de austenita transformado para martensita quando o material é submetido à abrasão. Ou seja, a liga com 0,8% Cu tratada a 400°C tem a mesma resistência à abrasão quando tratada a 300°C, mas com muita maior tenacidade.

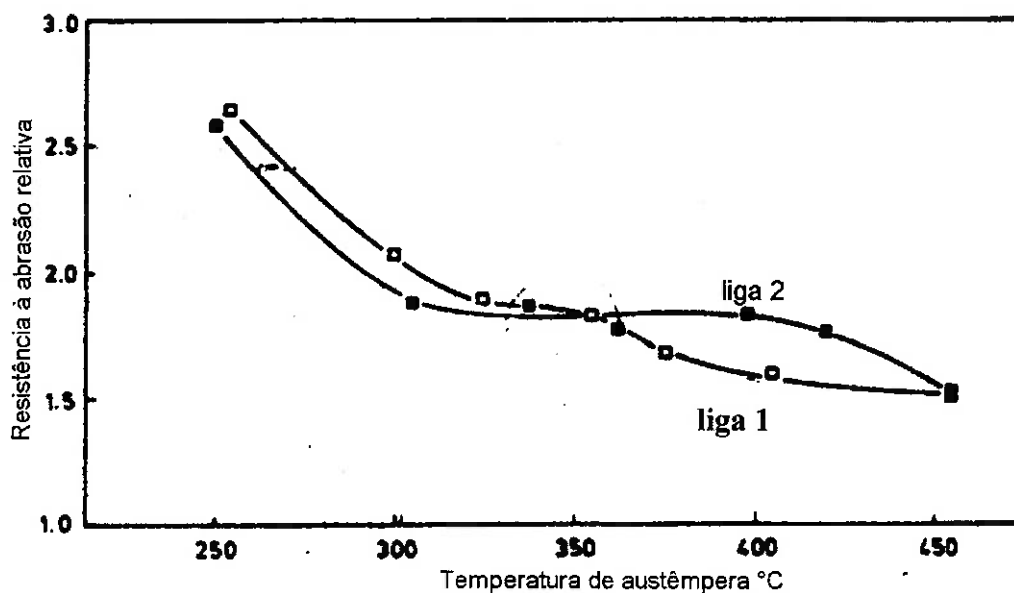


Figura 3-15. Valores de resistência ao desgaste abrasivo como função da temperatura de austêmpera para as ligas com adição de 0.8% de Cu (liga 2) e sem adição de Cu (liga 1).⁹⁴

A resistência à abrasão aumentou com a queda da temperatura de austêmpera, como mostrado por outros autores. Este aumento é atribuído a vários fatores:

- uma microestrutura ferrita - austenita mais fina;
- a transformação martensítica induzida pelo esforço durante o processo abrasivo;
- a precipitação de carbonetos épsilon na bainita inferior.

Além disso, os autores mostram que os ferros fundidos nodulares austemperados apresentaram maior resistência ao desgaste que alguns materiais ferrosos normalmente usados para resistência a abrasão, incluindo o aço Hadfield. A influência da fase grafita na resistência à abrasão foi determinada por comparação com um aço de microestrutura perlítica, semelhante a do ferro fundido nodular com cobre; a resistência à abrasão deste último material foi menor, mostrando que a presença da grafita é prejudicial para a resistência à abrasão e não exerce efeito de lubrificação.

A variação da resistência ao desgaste com a dureza para os diferentes materiais é mostrada na figura 3-16. Observa-se que os ferros fundidos nodulares austemperados têm maior resistência à abrasão para o mesmo nível de dureza. Isto mostra que a

simples medida de dureza não pode ser tomada como parâmetro para prever a resistência à abrasão.

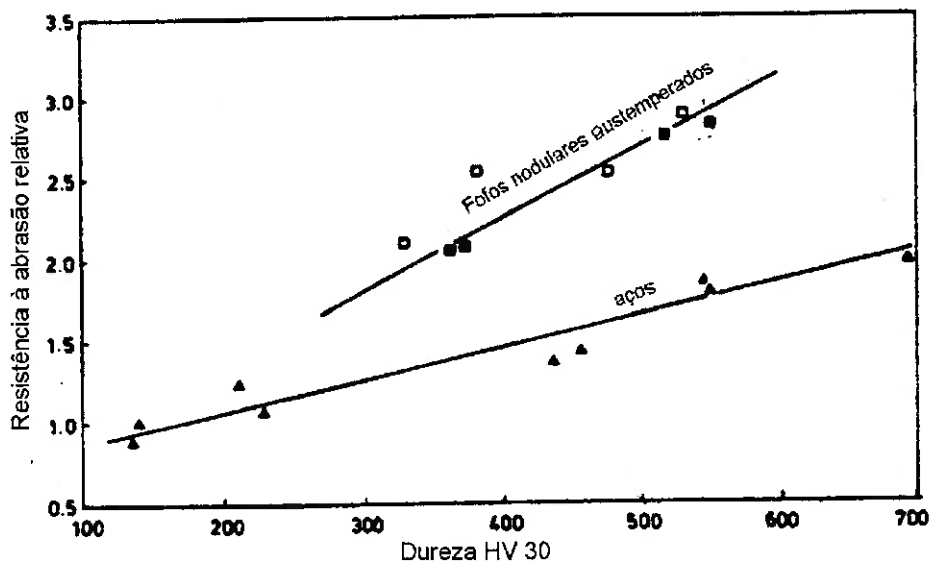


Figura 3-16 Variação da resistência à abrasão com a dureza para diferentes materiais reportada por SHEPPERSON & ALLEN.⁹⁴

Segundo estes autores, a boa resistência à abrasão dos ferros fundidos nodulares austemperados pode ser atribuída a dois fatores, a saber:

- A morfologia da microestrutura: para temperaturas de tratamento menores de 300°C forma-se uma estrutura muito fina, com carbonetos precipitados, que parece ser responsável pela resistência à abrasão do material. Para temperaturas altas de tratamento esta contribuição deve ser menor, devido à menor resistência do material à deformação.

- A transformação induzida da austenita para martensita: esta contribuição depende diretamente da fração de austenita retida presente e da temperatura M_d na qual a transformação da austenita pode ser induzida mecanicamente.

Um estudo sobre resistência à abrasão e erosão de ferros fundidos nodulares austemperados obtidos em molde permanente e em molde de areia foi realizado por SEETHARAMU et al.⁹⁵. A influência do teor silício foi estudada por variação do teor deste elemento entre 2.4% e 3.4%. O ensaio utilizado para avaliar a resistência à abrasão foi a roda de borracha. O ciclo térmico realizado consistiu de austenitização a 950°C seguido de austêmpera a 300°C durante 30 minutos.

O aumento do teor de silício gerou um aumento do teor do número de nódulos por mm^2 e diminuiu a fração volumétrica de austenita retida obtida após o tratamento de austêmpera.

Os ensaios de abrasão mostraram um aumento da perda de massa com o aumento do teor de silício. A maior resistência à abrasão encontrada na liga de baixo Si é atribuída tanto à menor quantidade de grafita quanto à maior fração de austenita retida alcançada, já que todos os ferros fundidos foram austenitizados na mesma temperatura.

A resistência ao desgaste do ferro nodular vazado em molde de areia, tanto em estado bruto de fusão como austemperado, foi menor do que a obtida no ferros fundidos nodulares produzidos em molde metálico.

SCHISLER et al.⁹⁶ estudaram a resistência ao desgaste abrasivo em presença esforços de impacto de um ferro fundido nodular sem elementos de liga, austemperado a 380°C . A maior resistência correspondeu à maior fração volumétrica de austenita retida e à menor dureza do material, como ilustrado na figura 3-17. Observa-se que a maior resistência foi obtida com tempos de tratamento de 10 a 15 minutos. A maior resistência ao desgaste não correspondeu ao fim da reação bainítica; com 20 minutos de tratamento a reação chegou a 90%. Houve formação de martensita na superfície desgastada e nas regiões vizinhas. Uma conclusão importante foi que a heterogeneidade do desgaste da matriz é devida à presença de diferentes zonas dentro da matriz metálica formadas durante a solidificação do material.

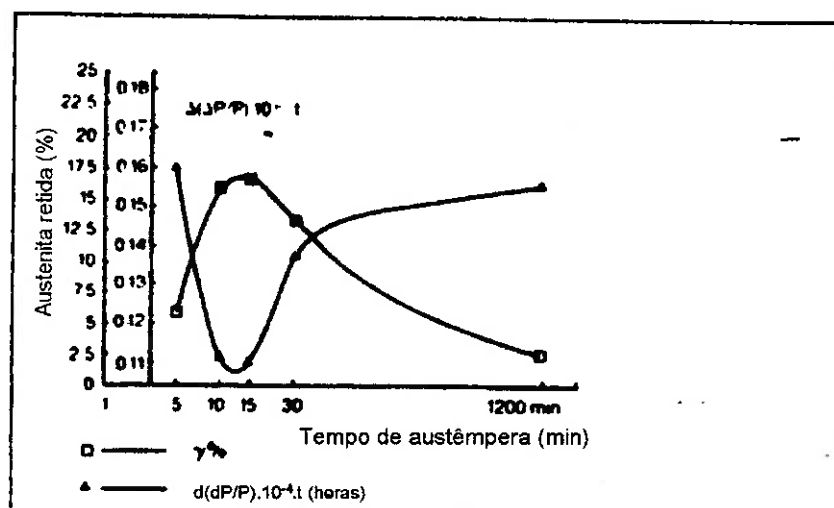


Figura 3-17 Resultados de resistência à abrasão obtidos por Shisler et al.⁹⁶

Um resultado semelhante foi encontrado por DALL'O et al.⁹⁷ usando a roda de borracha para determinar a resistência ao desgaste de ferros fundidos nodulares com adição de Cu, Ni e Mo. A resistência ao desgaste relativa ao aço 1045, usado como material de referência, mostrou um máximo em tempos de tratamento para os quais a dureza é mínima, figura 3-18. Os autores não fizeram medidas de fração de austenita retida.

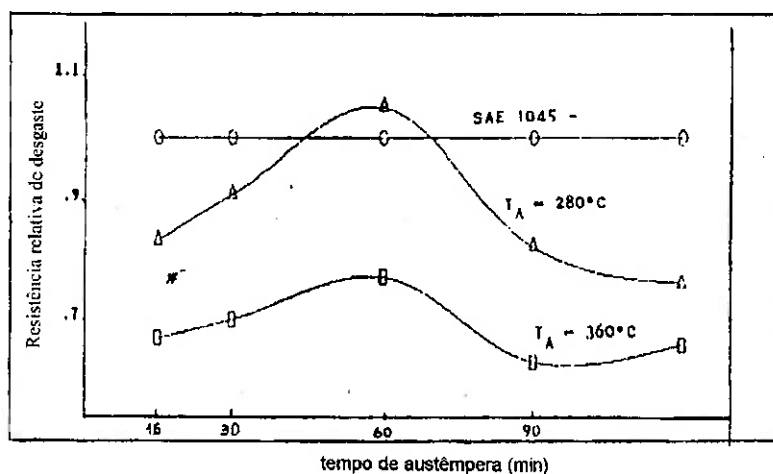


Figura 3-18 Variação da resistência ao desgaste de ferro fundido nodular austemperado reportada por DALL'O et al.⁹⁷

3.4 COMENTÁRIOS FINAIS SOBRE A LITERATURA PESQUISADA

A presente revisão bibliográfica permite levantar algumas questões de interesse sobre o comportamento de ferros fundidos nodulares visando sua aplicação em elementos de máquinas submetidos tanto à desgaste por deslizamento seco como à abrasão:

- Os métodos encontrados nas pesquisas realizadas e as condições de carga e velocidade utilizadas diferem entre os pesquisadores; este fato dificulta a comparação dos resultados
- A transformação da austenita retida em martensita, induzida pela presença de esforços ou deformações, ocorre para determinadas condições de carga e velocidade aplicadas ao material. Há consenso na literatura de que tal transformação produz um aumento da resistência ao desgaste abrasivo dos ferros fundidos nodulares austemperados.

- A grafita tem efeito lubrificante nos ferros fundidos nodulares e cinzentos quando submetidos a desgaste deslizante seco; seu efeito, porém, é prejudicial quando o material é submetido a abrasão.
- Os nódulos de grafita no ferro fundido nodular austemperado submetido a deslizamento seco constituem entalhes que facilitam a fratura da superfície do material. Uma deformação plástica acentuada na região vizinha aos nódulos tem sido reportada por vários pesquisadores. Para desgaste abrasivo pode-se esperar um efeito mais acentuado ainda.
- O número de nódulos de grafita exerce um papel importante na resistência ao desgaste por deslizamento seco do ferro fundido nodular. Um maior número de nódulos gera uma diminuição da resistência ao desgaste, independente do tipo de matriz presente na microestrutura. Efeito semelhante foi reportado para resistência à abrasão.
- Com ferros fundidos nodulares austemperados pode-se conseguir uma resistência ao desgaste abrasivo comparável a de muitas ligas ferrosas. Esta boa resistência pode ser explicada pela presença de uma matriz metálica formada por austenita retida e ferrita bainítica, a alta capacidade de encruamento da fase austenítica presente e a transformação martensítica induzida por esforços da austenita retida.
- Não existem dados suficientes na literatura que permitam estabelecer uma relação entre parâmetros que definem a janela do processo, tempos t_1 e t_2 , e a resistência à abrasão.
- O efeito da temperatura de austêmpera na resistência ao desgaste abrasivo não está clara na literatura. As microestruturas obtidas em temperaturas baixas de tratamento, caracterizadas pela alta dureza e baixa ductilidade, são reportadas na literatura como as mais resistentes à abrasão. Em temperaturas correspondentes à faixa de temperaturas acima de 350° , por outro lado, são obtidas microestruturas de menor dureza e menor resistência ao desgaste abrasivo. Alguns autores, no entanto, apresentam resultados semelhantes entre as duas microestruturas; tal comportamento é explicado através da transformação da austenita induzida por deformação, durante o processo de desgaste, que permite formar uma camada de alta dureza que protege a superfície. Dessa forma a

resistência à abrasão é bastante influenciada pelas condições de ensaio, principalmente carga aplicada e velocidade de deslizamento.

3.5 OBJETIVOS DO TRABALHO

Na literatura, em geral, é sugerida a utilização de ferros fundidos nodulares austemperados na fabricação de elementos mecânicos, devido a, seu amplo uso nas indústrias agrícolas e de mineração. Nessas aplicações o material é submetido à grandes esforços mecânicos e altas velocidades de aplicação da carga. Não existem, porém, na literatura pesquisas que mostrem o comportamento destes materiais quando submetidos a tais condições.

O objetivo principal deste trabalho é estudar o comportamento de ferros fundidos nodulares de diferente matriz metálica submetidos a abrasão, utilizando a técnica de resistência ao risco num esclerômetro pendular instrumentado.

Como objetivo específico pode-se destacar o estudo da influência das temperaturas de austêmpera e de austenitização na resistência ao desgaste abrasivo dos ferros fundidos nodulares austemperados. No primeiro caso é importante relacionar a resistência ao desgaste com as propriedades mecânicas como dureza e tenacidade; no segundo caso é de interesse conhecer o efeito da fração de austenita retida no comportamento de ferro fundido nodular com matriz bainítica superior e inferior.

Adicionalmente, com relação à resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular de matriz martensítica, pretende-se conhecer o efeito da temperatura de revenido da martensita na resistência ao desgaste abrasivo e sua relação com propriedades mecânicas como energia absorvida no ensaio de impacto e dureza.

Com relação ao ensaio de riscamento é de interesse conhecer a relação entre as propriedades mecânicas dos materiais ensaiados e algumas medidas realizadas após a interação entre ferramenta e material, tais como: energia específica, dureza dinâmica normal, dureza dinâmica tangencial e coeficiente de atrito. Também é importante estudar a possível relação entre os parâmetros K e q determinados no ensaio de riscamento com esclerômetro pendular e as propriedades mecânicas determinadas no ensaio de tração e no ensaio de impacto Charpy.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são apresentados os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento do programa experimental: a análise química dos ferros fundidos nodulares, sua caracterização microestrutural em estado bruto de fusão e os diferentes ciclos térmicos aplicados ao material. Também são apresentados os métodos utilizados para a caracterização das microestruturas obtidas após os tratamentos de austêmpera e de tempera e revenido, tais como microscopia ótica, difração de Raios X e dureza.

São apresentadas as características do sistema utilizado para determinar a resistência ao desgaste abrasivo. O sistema é o resultado final de modificações feitas no projeto de um pêndulo Charpy e de adaptação de sistemas para medir as forças tangencial e normal, presentes durante o evento. Para fazer a caracterização do sistema foram realizados ensaios de resistência à abrasão em aços carbono (1020, 1045 e 1080), os quais foram submetidos a tratamento térmico de normalizado.

Finalmente, são descritas as condições definidas para a realização dos ensaios de resistência ao risco, tais como energia potencial acumulada no martelo, formato da partícula abrasiva e profundidade dos riscos. A metodologia utilizada para a avaliação dos resultados também é apresentada.

4.1 PREPARAÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR

4.1.1 Fusão do ferro fundido nodular

Foi fabricada uma liga de ferro fundido nodular sem elementos de liga. Foram utilizadas cargas metálicas compostas por sucata de aço, ferro gusa, Fe-Si e carburante Gr110. A fusão foi realizada em um forno elétrico a indução, de média frequência de 240 kVA de potência nominal, contendo dois cadinhos de capacidade de 130 e 320 kg, revestidos com refratário à base de sílica. As temperaturas do banho e da panela foram medidas com pirômetro de imersão, empregando-se termopares de Pt-Pt/Rh (10% Rh).

O banho foi aquecido a 1520°C - 1540 °C por cerca de 5 minutos, com o objetivo de permitir a homogeneização da composição química e a remoção de gases.

O tratamento de nodulização foi realizado numa panela do tipo Tea-Pot; utilizou-se 1,8% de liga nodulizante Fe-Si-Mg (5%), que foi colocada no fundo da panela e coberta com chapas finas de aço para retardar a reação e possibilitar um bom rendimento do Mg. O processo de inoculação foi realizado durante a transferência do metal para a panela de vazamento, com adição de 0,60% de Fe-Si (75%) no jato de metal líquido.

O vazamento nos moldes de areia foi realizado à temperaturas na faixa de 1370°C a 1400°C, sendo produzidos blocos “Y” de 25 mm de espessura, para a obtenção dos corpos de prova para os ensaios de resistência a abrasão.

A liga foi caracterizada quanto à análise química, distribuição e número de nódulos de grafita por milímetro quadrado e microestrutura da matriz metálica.

4.1.2 Características do ferro fundido nodular

A composição química do ferro fundido nodular é apresentada na tabela 4-1. A análise da forma e distribuição dos nódulos de grafita foi realizada na direção vertical do molde, a partir da base, como ilustrado no esquema da figura 4-1.

Tabela 4-1 Análise química dos ferros nodulares fabricados.

<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Sn</i>	<i>Cu</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>
3,5	2,75	0,15	0,051	0,038	0,022	0,022	0,01	0,017	0,005	0,01

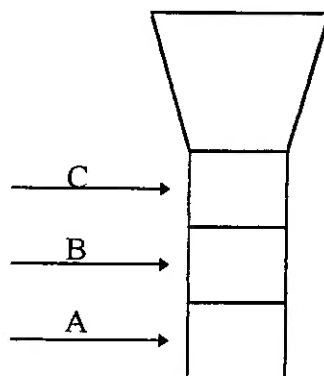


Figura 4-1 Regiões nas quais foi medido o número de nódulos por milímetro quadrado.

O número de nódulos por milímetro quadrado foi medido utilizando um analisador de imagens acoplado a um microscópio óptico; o resultado é apresentado na tabela 4-2. A forma da grafita foi analisada por comparação com cartas que permitem estabelecer o grau de nodularidade, o índice de nodularidade do ferro fundido nodular foi de 90 %. O tamanho médio dos nódulos de grafita é de 30 μm .

Tabela 4-2 Variação do número de nódulos por mm^2 no ferro fundido nodular.

<i>POSIÇÃO*</i>	<i>nódulos/mm^2</i>
A	320
B	260
C	210

* Posições definidas segundo a figura 4-1.

As características da microestrutura da matriz metálica do ferro fundido nodular em estado bruto de fusão, correspondente à região B da figura 4-1, é mostrada na figura 4-2. A composição de constituintes da microestrutura determinada através de metalografia quantitativa mostrou que a matriz foi formada por 1 % de perlita, 86 % de ferrita e 13% de grafita. Não foram encontrados carbonetos na matriz metálica.

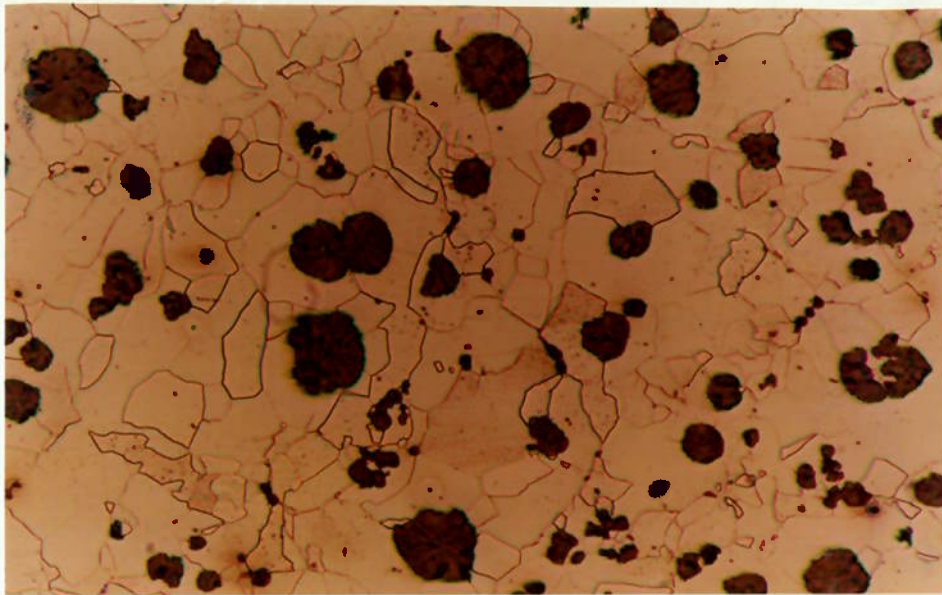


Figura 4-2. Microestrutura do ferro fundido nodular em estado bruto de fusão.

4.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS REALIZADOS

4.2.1 Tratamentos térmicos em aços carbono

Os aços carbono foram submetidos a tratamento térmico de normalização, visando obter uma matriz composta por diferentes frações de ferrita e perlita. Os tratamentos de austenitização foram realizados num forno poço colocando os corpos de prova dentro de um cadinho cerâmico, cobertos com carvão vegetal, para evitar excessiva decarbonatação. A variação da temperatura do forno foi acompanhada com um termopar tipo K colocado do lado dos corpos de prova; a variação encontrada foi de $\pm 5^{\circ}\text{C}$. Os ciclos térmicos aplicados aos diferentes aços são descritos na tabela 4-3.

Tabela 4-3 Tratamentos térmicos realizados nos aços carbono.

<i>AÇO</i>	<i>AUSTENITIZAÇÃO</i>
1020	915°C; tempo 1 hora
1045	860°C; tempo 1 hora
1080	830°C; tempo 1 hora

4.2.2 Tratamentos térmicos em ferros fundidos nodulares

4.2.2.1 Tratamento de austenitização

O tratamento de austenitização, prévio aos tratamentos de têmpera em óleo e austêmpera em banho de sal, foi realizado na temperatura de 925°C por duas horas, em condições semelhantes às utilizadas para os aços carbono descritas anteriormente.

Para o estudo do efeito da temperatura de austenitização na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular austemperado, o material foi austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C por duas horas. A variação da temperatura de austenitização permite obter diferentes teores de carbono na austenita inicial prévio aos tratamentos de austêmpera.

O teor de carbono dissolvido na austenita durante o processo de austenitização depende da temperatura de austenitização e da composição química, em particular do

teor de Si. Uma equação ²⁸ freqüentemente usada para calcular o teor de carbono, como uma função do teor de Si e da temperatura de austenitização é:

$$C_{\gamma^{\circ}} \approx \frac{T_{\gamma}}{420} - 0,17(\%Si) - 0,95 \quad \text{Equação 4-1}$$

na qual $C_{\gamma^{\circ}}$ é o teor de carbono na austenita e T_{γ} a temperatura de austenitização.

A tabela 4-4 mostra os teores de carbono correspondentes às temperaturas de austenitização selecionadas. O tempo de austenitização selecionado foi de duas horas, tempo considerado suficiente para ocorrer uma austenitização completa no material em temperaturas acima de 875°C.

Tabela 4-4 Teor de carbono na austenita inicial

<i>TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO</i>	<i>TEOR DE CARBONO</i>
875°C	0,666
925°C	0,784
975°C	0,904

4.2.2.2 Tratamento para obter matrizes ferríticas e perlíticas.

Foi feito um tratamento de recozido que consistiu em austenitização a 925°C por duas horas, seguido de manutenção a 700°C por cinco horas com posterior resfriamento no forno. Para a obtenção de matrizes perlíticas de diferente dureza foram feitos dois resfriamentos: um ao ambiente e outro com ar forçado utilizando um ventilador.

4.2.2.3 Tratamentos de austêmpera

Para a realização dos tratamentos de austêmpera foi utilizado um banho de sal fundido composto de 65% de nitrato de potássio e 35% de nitrito de sódio, depositado num cadinho de aço inoxidável de 150 mm de diâmetro e 300 mm de profundidade. A utilização de uma tela de aço inoxidável, colocada na parte superior e central do cadinho, permitiu sustentar os corpos de prova numa mesma região do banho, evitando gradientes de temperatura durante o tratamento. A variação da temperatura do banho foi acompanhada com um termopar tipo K; a variação encontrada foi de $\pm 2^{\circ}$. Os ciclos térmicos são descritos na tabela 4-5.

Tabela 4-5. Descrição dos tratamentos de austêmpera realizados.

<i>AUSTENITIZAÇÃO</i>	<i>TRATAMENTO DE AUSTÊMPERA</i>
925°C	Temperaturas: 260°C; 280°C; 300°C; 340°C; 370°C e 400°C.
Tempo 2 horas	Tempo: 2 horas
875°C; 925°C; 975°C	Temperatura: 300°C ; tempo 2 horas
Tempo 2 horas	Temperatura: 370°C ; tempo 2 horas

4.2.2.4 Tratamentos térmicos de têmpera e revenido.

Com o objetivo de estudar o efeito das propriedades mecânicas do ferro fundido nodular temperado e revenido, foram feitos tratamentos térmicos de têmpera em óleo seguida de revenimento a diferentes temperaturas.

Os corpos de prova foram austenitizados a 925°C e resfriados em óleo. O tratamento de revenido foi feito em temperaturas entre 200°C e 600°C por uma hora, seguido de resfriamento ao ar. A tabela 4-6 descreve os ciclos térmicos aplicados ao ferro fundido nodular .

Tabela 4-6. Descrição dos tratamentos de têmpera e revenido realizados.

<i>AUSTENITIZAÇÃO</i>	<i>TRATAMENTO DE TÊMPERA E REVENIDO</i>
	Resfriamento: óleo em temperatura ambiente.
925°C	Temperaturas de revenido: 200°C; 250°C; 300°C; 350°C;
Tempo: 2 horas	400°C; 450°C; 500°C; 550°C e 600°C.
	Tempo de revenido: 1 hora

4.3 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

4.3.1 Obtenção dos corpos de prova.

As amostras para a realização dos tratamentos térmicos dos aços e ferros fundidos nodulares consistiram de prismas de base retangular; as dimensões foram 60 mm X 10 mm X 10 mm; prévio ao tratamento térmico esses prismas foram usinados para obter o

paralelismo e a perpendicularidade entre suas faces adequados para a realização do ensaio de resistência ao risco.

No caso do ferro fundido nodular, os corpos de prova foram obtidos da parte inferior do bloco "Y", sendo cortados na direção vertical como ilustrado na figura 4-3. Dessa forma pode-se garantir que o ensaio de resistência ao risco seja feito sempre na mesma região, o que elimina a influência do número de nódulos por milímetro quadrado, variável que exerce forte influência na resistência à abrasão.⁸³

Após tratamento térmico os prismas foram retificados para eliminar a camada superficial, resultante da interação do metal com o meio no qual foi realizado o tratamento térmico, e fazer o ajuste final das dimensões para 55 mm X 9 mm X 9 mm.

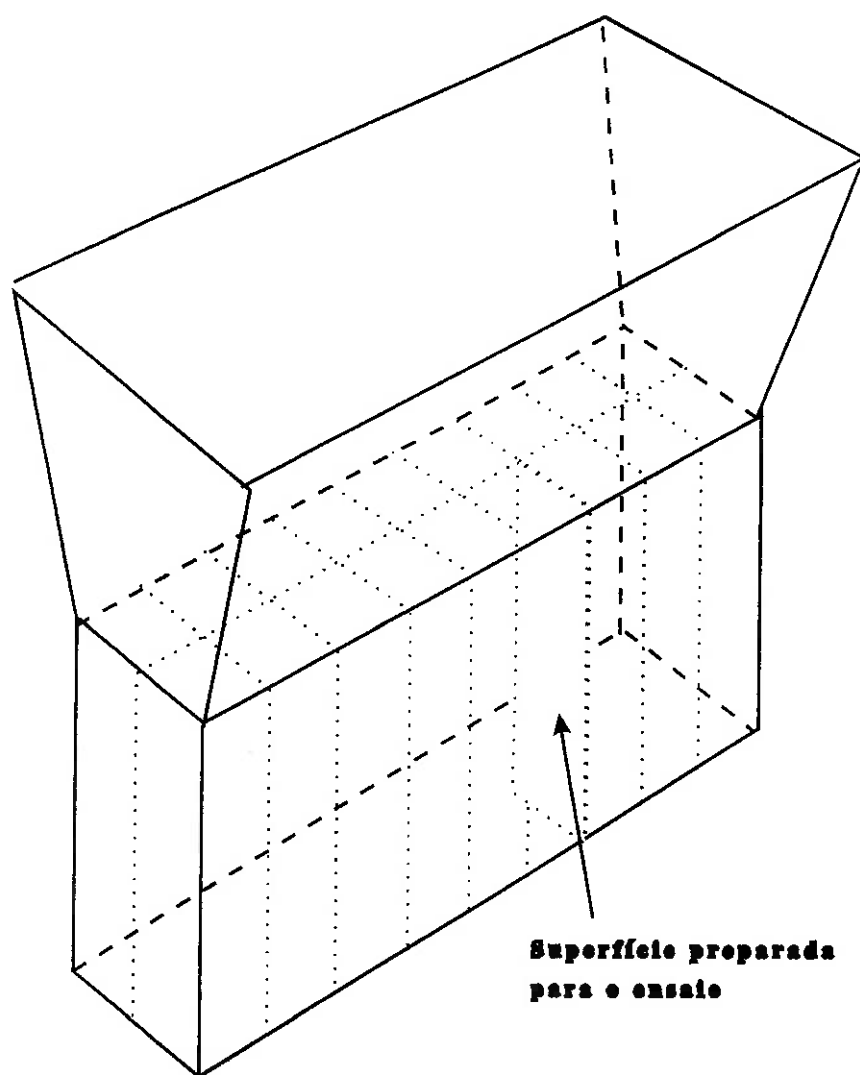


Figura 4-3. Forma de obtenção dos corpos de prova para o tratamento térmico e posterior ensaio de resistência ao risco.

Em seguida os corpos de prova foram submetidos a um processo de preparação metalográfica da face que seria submetida ao ensaio de resistência ao risco. O polimento foi realizado com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600, 1000; em seguida foi realizado polimento em panos impregnados com pasta de diamante de 6 μm , 3 μm e 1 μm sucessivamente.

Antes da realização do ensaio de resistência ao risco foi feito um controle dimensional do corpo de prova para verificar tanto o paralelismo entre as faces superior (polida) e inferior, quanto a planeza da superfície a ser ensaiada. Foi utilizado um relógio comparador com resolução de 1 μm colocado sobre a face polida do prisma, o qual pode ser deslocado sobre uma mesa de controle dimensional (desempeno).

4.4 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA.

As amostras foram preparadas para observação no microscópio óptico (MO) seguindo o procedimento convencional de desbaste em lixas e polimento final em panos com pasta de diamante de granulometria 6 μm , 3 μm e 1 μm . As amostras foram atacadas quimicamente com ácido nítrico dissolvido em álcool etílico, em concentrações entre 2% e 5%.

A fração de austenita retida foi determinada através da técnica de difração de Raios X, utilizando um difratômetro Philips, com radiação cobre $K\alpha$. A faixa angular varrida foi de 40° a 110°. Para cada difratograma, foram identificados os picos (110), (200) e (211) para a ferrita e (111), (200) e (220), para a austenita. Para ferros fundidos nodulares austemperados com mistura de austenita e ferrita, a fração volumétrica de austenita foi calculada pela seguinte equação:⁹⁸

$$X_{\gamma} = \frac{I_{\gamma} / R_{\gamma}}{(I_{\gamma} / R_{\gamma}) + (I_{\alpha} / R_{\alpha})} \quad \text{Equação 4-2}$$

na qual, I é a intensidade integrada para determinado pico (hkl) e R é fator de intensidade teórica relativa para o pico (hkl).

4.5 MEDIDAS DE DUREZA VICKERS

As medidas de macrodureza foram realizadas num durômetro WOLPER tipo DIA TESTOR 2RC na escala VICKERS com carga de 31,25 kg e 62,5 kg. A dureza reportada é o resultado da média de quatro medidas realizadas. A micodureza foi medida com microdurômetro FISHER modelo HV 100.

4.6 MEDIDA DE ENERGIA ABSORVIDA NO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

A energia absorvida no ensaio de impacto CHARPY foi determinada para o ferro fundido nodular temperado e revenido, a fim de estudar o efeito da temperatura de revenido nessa propriedade mecânica. Foi utilizada uma máquina AMSLER WTESTOR tipo PW 30/15 na escala de 150 Jouls. O valor reportado corresponde à media de três ensaios realizados para cada temperatura de revenido.

4.7 MONTAGEM DO SISTEMA PARA REALIZAÇÃO DO ENSAIO DE RESISTÊNCIA AO RISCO.

4.7.1 Adaptação do pêndulo:

Foi projetado e construído um sistema de riscamento formado por um porta-amostras e um porta-ferramentas, que foi adaptado ao pêndulo de impacto Charpy, cujas características são apresentadas na tabela 4-7. A figura 4-4 apresenta uma fotografia do pêndulo utilizado.

Tabela 4-7 Características do pêndulo utilizado.

Comprimento do braço do pêndulo	380 mm
Faixa de velocidades (segundo o ângulo de queda)	1,7 a 3,80 m/s
Massa do martelo	6,917 Kg
Faixa de energia armazenada	10 a 50 J

O porta-amostras, ilustrado na figura 4-5, é formado por um mecanismo tipo cunha com aproximadamente 2 graus de inclinação, acionado por um parafuso de passo de um milímetro, que resulta num deslocamento vertical de 35 μm por cada volta do parafuso; a profundidade máxima de risco é de 0,5 mm.

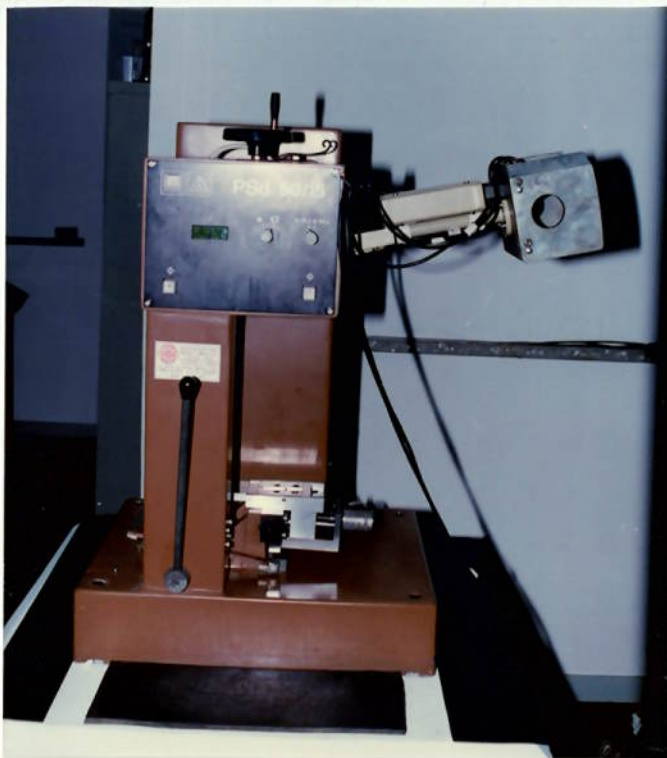


Figura 4-4 Equipamento utilizado para o ensaio

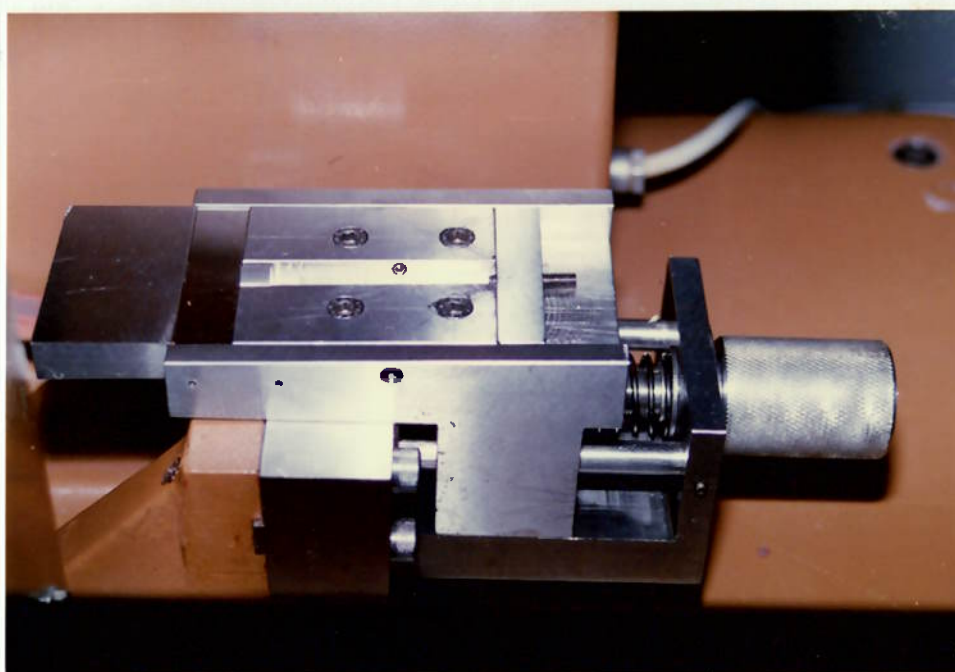


Figura 4-5 Detalhe do porta-amostras utilizado

O sistema tem um mecanismo que permite a interrupção do ensaio quando a profundidade de penetração da ferramenta é a máxima; o objetivo deste mecanismo é facilitar o estudo dos micromecanismos de desgaste abrasivo presentes durante o ensaio, através de observações no microscópio eletrônico de varredura..

O projeto inicial do martelo do pêndulo foi modificado com a finalidade de alojar e prender a ferramenta. O projeto final foi feito de forma tal que o mesmo porta-ferramentas funcionasse como célula de carga para medir as forças tangencial e normal durante o ensaio. Foi utilizada uma ferramenta de carboneto de tungstênio de forma piramidal, com semi-ângulo interior de 40° e $0,50 \pm 0,01$ mm de largura do lado da face truncada. A ferramenta é presa com parafusos para garantir sua fixação durante o ensaio, como ilustrado na figura 4-6.

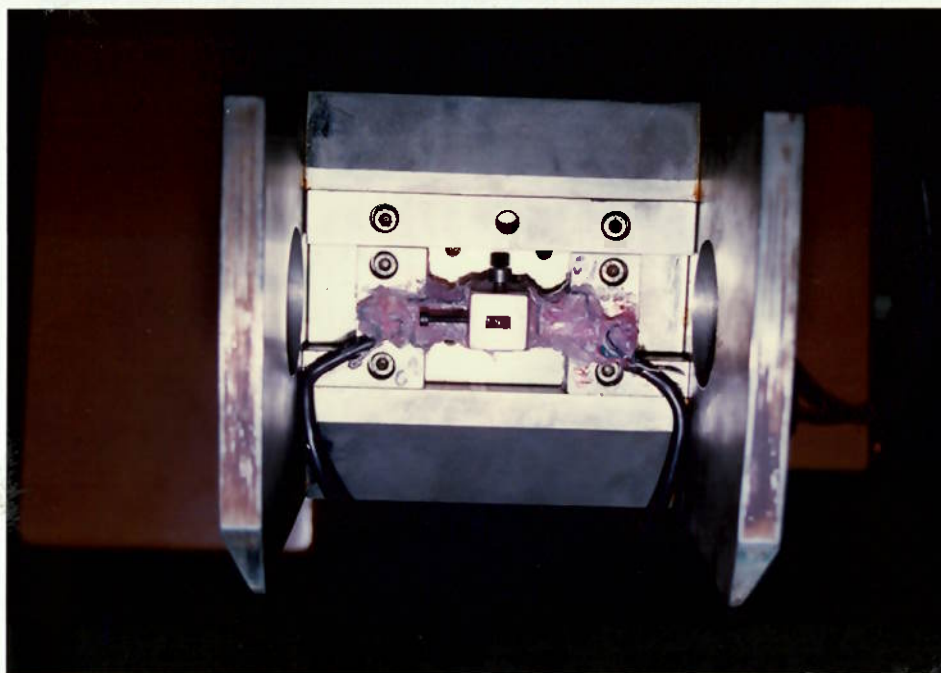


Figura 4-6 Detalhe do porta-ferramentas utilizado.

4.7.2 Instrumentação do ensaio

A necessidade de se medir simultaneamente as rápidas variações dos esforços axiais e transversais, que ocorrem durante o ensaio de resistência ao risco, fez com que a escolha do instrumento de medida recaísse sobre um transdutor de força, bi-axial, eletro-mecânico. O princípio de funcionamento eletro-mecânico permite que sejam

feitas medidas dinâmicas precisas, em tempos de duração do fenômeno inferiores a um milésimo de segundo, pois o objetivo do estudo exige o conhecimento do histórico no tempo dos esforços e não somente seus valores máximos. Outras condicionantes importantes foram a grande limitação de espaço disponível, no pêndulo utilizado para o ensaio, e a preocupação de manter a rigidez global do sistema.

As especificações desejada para as medidas foram tomadas a partir de uma altura de queda do pêndulo que proporcionasse uma velocidade máxima de cerca de 4 m/s, sendo que as estimativas dos esforços máximos que poderiam ocorrer indicaram o valor de 10,000 N para a força axial e 5,000 N para a força transversal. Estes dados foram fundamentais para que se estabelecesse as características mínimas do bloco de força necessário para a instrumentação.

O ponto de partida do projeto foi a escolha de um transdutor que utiliza extensômetros elétricos colados, devido ao seu tamanho reduzido, a sua massa muito pequena, e a sua boa resposta para eventos dinâmicos. O transdutor foi projetado como uma peça adequada ao encaixe nos parafusos existentes; era necessário também que contivesse a ferramenta de desgaste.

O modelo estrutural para o transdutor foi o de uma viga bi-engastada com uma carga concentrada no centro, com as dimensões básicas de 10 mm X 10 mm de seção transversal e comprimento de 20 mm.

Os dois lados da peça foram instrumentados, empregando-se a configuração conhecida como ponte completa, usando-se para tal 8 extensômetros elétricos, 4 para cada direção da força a ser medida. Os extensômetros utilizados têm um comprimento ativo de 0,3 mm, resistência elétrica de 350 ohms, coeficiente de dilatação térmica idêntico ao do aço, vida útil de 10^6 ciclos a fundo de escala, podendo receber uma tensão elétrica de alimentação de até 12 volts.

A montagem elétrica do circuito da ponte extensométrica visou maximizar o sinal elétrico da força no sentido desejado e minimizar a interferência do esforço proveniente da direção ortogonal. Desta maneira, também foi minimizada a influência de eventuais ocorrências de solicitações espúrias do sistema, que pudessem interferir na variável a ser medida, tais como momentos ou torções nos diversos planos, através das ligações elétricas. Após as ligações efetuadas todo o circuito foi protegido com verniz especial e

finalmente por várias camadas de adesivo a base de borracha de silicone, para prover proteção mecânica, proteção contra umidade e propiciar o fácil manuseio e instalação.

Os testes elétricos iniciais foram concluídos satisfatoriamente e então procedeu-se a calibração estática do bloco de força. Utilizou-se para calibração da célula de carga uma máquina dura de ensaios mecânicos Instron TT-DML.

Foi possível não só determinar a curva de calibração de cada sensor, como também a sensibilidade transversal, a não linearidade e a histerese de cada um. Este procedimento global foi repetido por três vezes, notando-se que após uma pequena acomodação inicial a segunda e terceira calibrações já não apresentavam diferenças entre si.

O bloco de força construído foi conectado a um equipamento de aquisição de dados HBM - DMCplus (Hottinger Baldwin Messtechnik) com amplificadores dinâmicos de sinais extensométricas, um para cada eixo de medida, dotado de um conversor analógico digital, que através de uma interface digital envia os sinais adquiridos para um microcomputador. O microcomputador é provido de um algoritmo específico que permite a configuração básica dos amplificadores e do conversor analógico digital, no que diz respeito a tensão de alimentação, fator de amplificação elétrica, constante de calibração, conversão em unidades de engenharia e muitas outras variáveis pertinentes a amostragem, armazenamento e indicação dos sinais medidos. As características do sistema eletrônico foram especificadas em função das exigências do ensaio e da análise dos dados a serem obtidos, especificamente em relação aos tempo e frequência de amostragem, resposta em frequência e frequência de corte do equipamento.

Os sinais medidos são mostrados na tela do monitor de vídeo, em tempo real, e podem ser pós processados na sua forma de apresentação, com janelas de aumento de escala, cursores e outras características, e também podem ser enviados para uma impressora para cópias em papel dos registros feitos. As medidas podem ainda ser armazenadas em forma de arquivo do sistema de medição e acessadas para processamentos posteriores a qualquer tempo. Apenas os parâmetros básicos de aquisição dos dados não podem, e também não devem, ser alterados após a aquisição, tais como taxa de amostragem, frequência de corte dos filtros e outras.

4.8 ENSAIOS DE RESISTÊNCIA AO RISCO

As amostras para a realização dos ensaios de resistência ao risco consistiram de prismas de base retangular 55 mm X 9 mm X 9 mm, os quais foram preparadas metalograficamente numa de suas faces, como descrito anteriormente.

Os ensaios de abrasão foram realizados soltando o braço do pêndulo a partir de um ângulo de queda de 110° , que corresponde a uma energia potencial de 35 Jouls, com velocidade de entrada da partícula de 3,16 m/s.

Como elemento abrasivo foi utilizada uma ferramenta de carboneto de tungstênio de forma piramidal, com base quadrada, com semi-ângulo interior de 40° e $0,50 \pm 0,01$ mm de largura do lado da face truncada, mostrada na figura 4-7. O controle das dimensões da ferramenta bem como a integridade das faces foram feitas através de microscopia óptica com aumento de 100X. A profundidade do sulco formado foi medida utilizando um microscópio óptico com aumento de 500X.

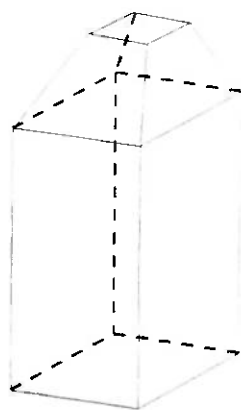


Figura 4-7. Formato da ferramenta utilizada como partícula abrasiva.

O peso do corpo de prova antes e depois do ensaio foi medido utilizando uma balança analítica com precisão de 10^{-4} gramas; a perda de massa foi determinada através da diferença de peso. O volume retirado do canal pode ser calculado através da geometria do contato e das medidas de profundidade e comprimento do risco, como descrito a seguir:

Foram feitos seis ensaios para cada material visando produzir arrancamentos de massa entre 1 mg e 10 mg, correspondentes a profundidades entre $30 \mu\text{m}$ e $170 \mu\text{m}$

respectivamente. Para cada um dos materiais submetidos ao estudo de abrasão foi determinada a curva de variação de energia específica com a perda de massa e do volume arrancado.

O comprimento do risco pode ser obtido a partir da seguinte equação:

$$x(t) = v \cdot t - \frac{1}{m} \int \int T(t) dt dt \quad \text{Equação 2-12}$$

na qual v é a velocidade de entrada da partícula, T e a força tangencial, m a massa do martelo x o deslocamento e, t o tempo.

O volume de material removido pode ser calculado utilizando a equação proposta por LIANG et al. ⁶⁸ para uma partícula com formato de pirâmide de base quadrada e ponta truncada:

$$V \approx 0,67 * L * (A_T - 0,21 D^2) \quad \text{Equação 4-3}$$

na qual A_T é a área transversal máxima do canal formado, L é o comprimento do risco e D é a profundidade máxima do sulco.

Essa equação deve ser modificada para ser adaptada às dimensões da ferramenta utilizada neste trabalho, na qual o ângulo entre as faces da ferramenta é de 80°. A equação fica:

$$V \approx 0,67 * L * (A_T - 0,1764 D^2) \quad \text{Equação 4-4}$$

O comprimento do risco pode ser determinado através da integral da força tangencial, como descrito pela equação 2-12. A área transversal, A_T , pode ser calculada com base na profundidade máxima do sulco e na geometria da ferramenta. A seção transversal do sulco tem formato de trapézio, dessa forma a área transversal é calculada pela seguinte equação:

$$A = H * \frac{B+b}{2} \quad \text{Equação 4-5}$$

na qual b é a base menor do trapézio e H a altura do mesmo (profundidade máxima do sulco). B a base maior do trapézio pode ser calculada pela seguinte equação:

$$B = \frac{2H}{\tan 50} + b$$

Equação 4-6

Pode-se expressar a área transversal da sulco em função da profundidade e do lado da ponta da pirâmide truncada:

$$A = (H^2 \tan 50) + bH$$

Equação 4-7

Observa-se da equação 4-7 que a área transversal é uma função do quadrado da profundidade máxima do sulco formado pela partícula.

A área projetada na direção normal ao braço do pêndulo pode ser determinada a partir da seguinte equação:

$$An = B^2 \cdot 4$$

Equação 4-8

na qual An é a área transversal normal e B e a largura do sulco formado.

A partir dos valores das forças máximas tangencial e normal medidos e das área transversal e normal, determinadas pelas equações 4-7 e 4-8 respectivamente, foram calculadas a durezas dinâmicas normal e tangencial, segundo as equações 2-21 e 2-22 como proposto por LIANG et al.⁶⁸

O coeficiente de atrito foi calculado a partir do quociente entre a força tangencial máxima e a força normal máxima, como descrito pela equação 2-14.

As superfícies dos riscos foram analisadas através de microscopia estereoscópica e microscopia eletrônica de varredura (MEV), a fim de estudar os possíveis mecanismos de arrancamento de material presentes durante a realização do risco e determinar o a relação entre comportamento do material e a topografia da superfície após interação entre a partícula e o material.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados de resistência à abrasão de aços carbono e ferros fundidos nodulares com diferentes microestruturas na matriz metálica, obtidos através da medida da resistência ao risco utilizando um esclerômetro pendular.

Na primeira parte são apresentados os resultados correspondentes aos aços carbono e ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica. São descritas, também, as características dos sulcos formados e dos cavacos gerados durante o ensaio. As mudanças microestruturais ocorridas na região vizinha ao sulco são discutidas em termos dos mecanismos que geram transformação de fase, seja devidas aos esforços e deformações presentes no sistema, seja devidas às altas temperaturas geradas durante o contato entre o material e a partícula.

Estes resultados permitiram, ainda, fazer uma aferição do equipamento, baseada na classificação da resistência à abrasão encontrada para estes materiais.

Na parte seguinte são apresentados os resultados de resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares de matriz bainítica. As variáveis estudadas foram a temperatura de austêmpera e a temperatura de austenitização. Os resultados são discutidos em termos da variação das características da microestrutura da matriz metálica, da fração volumétrica de austenita retida presente e da dureza do material.

Em seguida são apresentados e analisados os resultados obtidos em ferros fundidos nodulares de matriz martensítica revenida; a temperatura de revenido oscilou entre 200°C e 600°C. Na discussão desses resultados são utilizadas a medida de dureza, a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy e as características da matriz metálica.

Finalmente é feita uma discussão sobre a técnica utilizada neste trabalho frente a diferentes modelos de abrasão propostos na literatura.

5.1. RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE AÇOS CARBONO E FERROS FUNDIDOS NODULARES DE MATRIZ PERLÍTICA E FERRÍTICA

5.1.1. Energia Específica

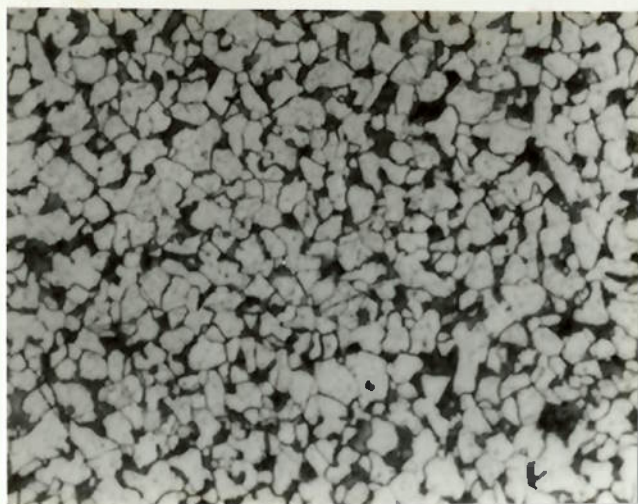
Foram realizadas medidas de energia consumida para diferentes profundidades de risco em aços carbono 1020, 1045 e 1080, submetidos a tratamento térmico de normalização. Também foram ensaiados ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica. As microestruturas obtidas após tratamento térmico são mostradas na figura 5-1. A tabela 5-1 apresenta os valores de dureza Vickers (HV 31,25) medidos para todos os materiais; também são apresentados os valores das propriedades mecânicas reportadas para estes materiais, com microestrutura e dureza semelhantes às produzidas pelo tratamento térmico realizado neste trabalho. A fração volumétrica de ferrita e de perlita presente na microestrutura do ferro fundido nodular é também descrita na tabela.

Tabela 5-1. Propriedades mecânicas dos aços normalizados e ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica.

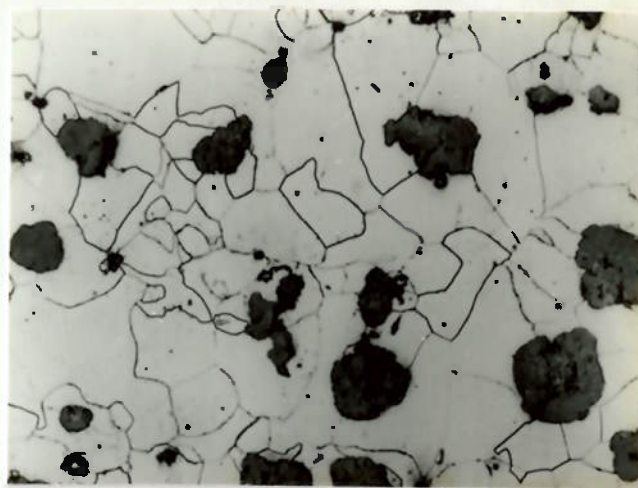
<i>MATERIAL</i>	<i>DUREZA VICKERS*</i>	<i>LIMITE DE ESCOAMENTO MPa</i>	<i>RESISTÊNCIA A À TRAÇÃO MPa</i>	<i>ALONGA- MENTO (%)</i>
Aço 1020**	137	270	440	35
Aço 1045**	230	430	780	20
Aço 1080**	293	550	1040	12
F.F.N Perlítico (100%)***	327	480	800	2
F.F.N Perlítico (95%)***	288	420	700	3
F.F.N ferrítico (99%)***	151	230	370	17

*HV 31,25 kg; **Aços normalizados⁹⁹; ***Norma ISSO 1083-1976¹⁰⁰

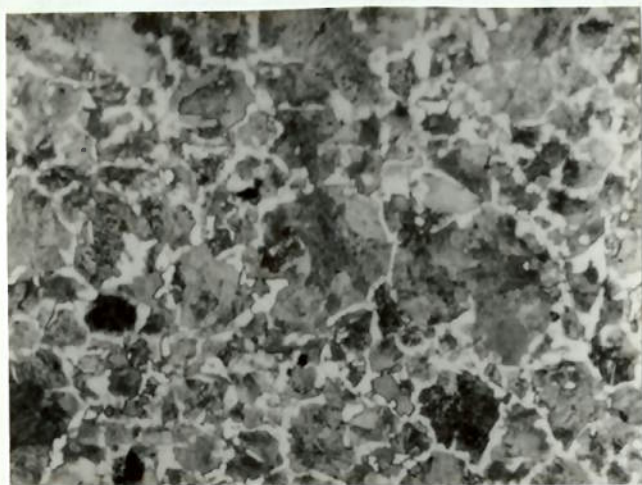
A figura 5-2 mostra a variação de energia consumida durante a realização do risco com a quantidade de massa arrancada nos aços carbono e ferros fundidos nodulares ensaiados, para perdas de massa entre 1 mg e 10 mg aproximadamente. A tabela 5-2 mostra os valores dos coeficientes K e os expoentes q das equações determinados a partir do ajuste dessas curvas; os coeficientes de correlação (r) também são apresentados na tabela.



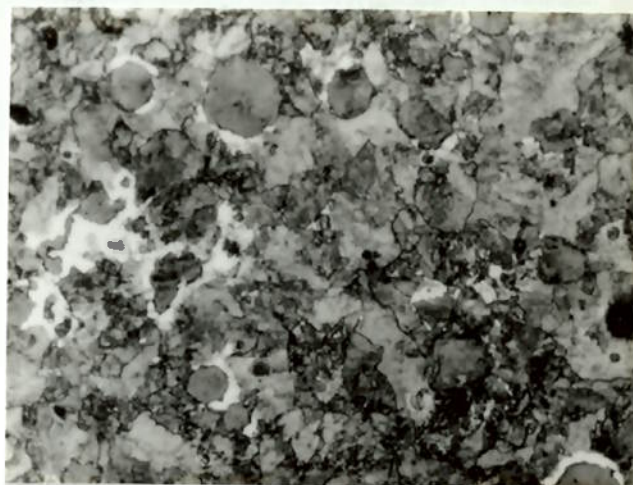
a)



d)



b)



e)



c)



f)

Figura 5-1. Microestruturas obtidas após tratamento térmico dos aços carbono normalizados e ferros fundidos nodulares. a) aço 1020; b) aço 1045; c) aço 1080; d), e), f) ferro fundido nodular.

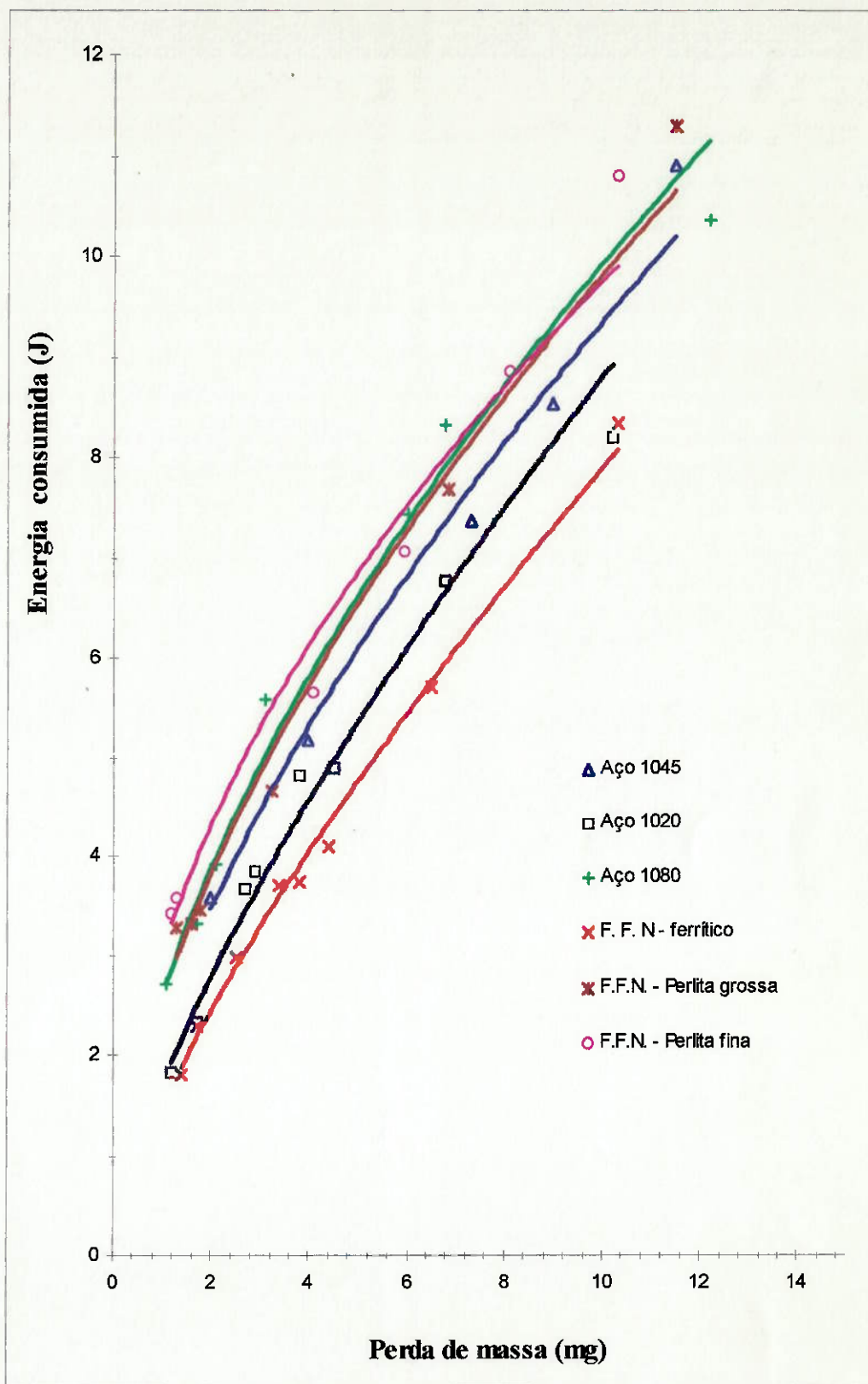


Figura 5-2. Variação da energia consumida durante o riscamento com a perda de massa para os aços carbono normalizados e os ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica ensaiados.

A partir dessas equações, pode-se afirmar que o fenômeno obedece a uma função potencial, descrita pela equação 2-8, como mostrado por outros pesquisadores para diferentes materiais. Estas curvas mostram que, para determinado material, a energia necessária para a realização do sulco aumenta com o tamanho do mesmo; observa-se, ainda, que a energia consumida para realizar um risco de determinada profundidade é maior no material que apresenta maior dureza.

Tabela 5-2. Valores de K e q para os aços carbono normalizados e ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica.

<i>MATERIAL</i>	K	q	q^{-1}	r
Aço 1020	1,660	0,722	-0,278	0,994
Aço 1045	2,390	0,598	-0,402	0,990
Aço 1080	2,640	0,574	-0,426	0,975
Ferro fundido nodular – perlita fina	3,030	0,507	-0,493	0,989
Ferro fundido nodular – perlita grossa	2,582	0,585	-0,415	0,983
Ferro fundido nodular ferrítico	1,468	0,731	-0,269	0,972

Uma medida mais adequada da resistência que o material oferece à realização do sulco é a energia específica, definida como a quantidade de energia necessária para arrancar uma unidade de massa ou volume de material, descrita pela equação 2-9. A energia específica calculada para perdas de massa entre 1 e 10 mg, para os aços e ferros fundidos nodulares ensaiados é apresentada na figura 5-3.

Para todos os materiais ensaiados observa-se que a energia específica aumenta com a diminuição do tamanho do sulco. Este resultado constitui uma evidência do efeito do tamanho da partícula abrasiva, ou da profundidade de corte durante a usinagem de metais. Verifica-se, também, a validade do modelo proposto por DUCKER⁷⁴ e SHAW⁷⁶ para prever este efeito, apresentado no item 2.3.2.

Os resultados mostrados na figura 5-2 e na tabela 5-2 permitem concluir que a energia específica é determinada pela microestrutura da matriz metálica presente no material; a energia específica aumenta com a fração de perlita no aço e no ferro fundido nodular.

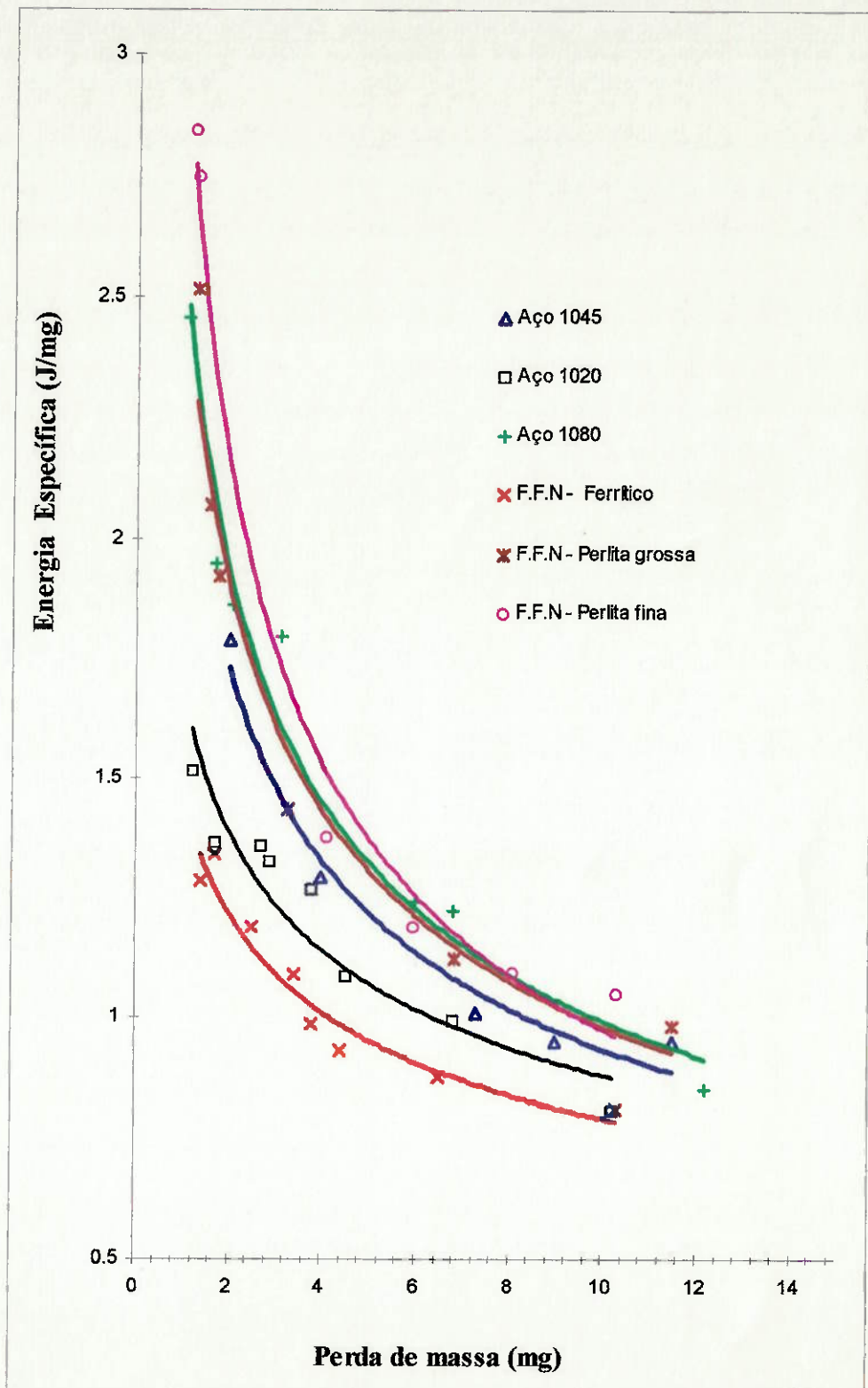


Figura 5-3. Curvas de energia específica em função da perda de massa para os aços normalizados e ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica ensaiados.

Observa-se, ainda, que há uma boa correlação entre os valores de energia específica e os valores das propriedades mecânicas mostrados na tabela 5-1; maiores valores de energia são encontrados nos materiais com maiores valores de dureza, limite de escoamento e resistência à tração.

Comparando os valores de energia específica para aço 1080 e ferro fundido nodular perlítico de durezas semelhantes observa-se que os valores deste último material são ligeiramente menores para todo o intervalo de massas arrancadas; isto mostra que a presença da grafita na matriz metálica gera uma redução da energia específica absorvida.

Para analisar a consistência dos resultados obtidos no ensaio de resistência ao risco podem ser feitas comparações com dados obtidos através de outros ensaios ou processos. Existe semelhança entre os processos de arrancamento de material neste ensaio e o encontrado na usinagem de metais. O grau de usinabilidade reportado na literatura para os três aços é consistente com os resultados do ensaio de resistência ao risco, isto é, a usinabilidade diminui com o aumento do teor de carbono.¹⁰¹

Outro parâmetro útil para analisar a consistência dos resultados obtidos é a resistência ao desgaste abrasivo dos aços carbono que aumenta linearmente com a fração de perlita presente na microestrutura.³⁷

5.1.2. Características dos sulcos formados

A figura 5-4 mostra a morfologia de um sulco de 70 μm de profundidade formado num aço 1045. O canal mostra um aspecto liso; observa-se, ainda, relevo na região vizinha às bordas do sulco. Isto mostra que nem todo o material retirado do sulco saiu na forma de cavaco, sendo que uma parte foi deformada plasticamente e deslocada para as regiões vizinhas ao sulco. Verifica-se, então, a presença simultânea de mecanismos de corte e sulcamento durante a interação da ferramenta com o material, como afirmado por outros pesquisadores.

Em algumas das amostras foram observadas ondulações no canal formado pela ferramenta como mostra a figura 5-5. Essas amostras apresentaram flutuações das forças, principalmente da força tangencial como mostrado na figura 5-6.

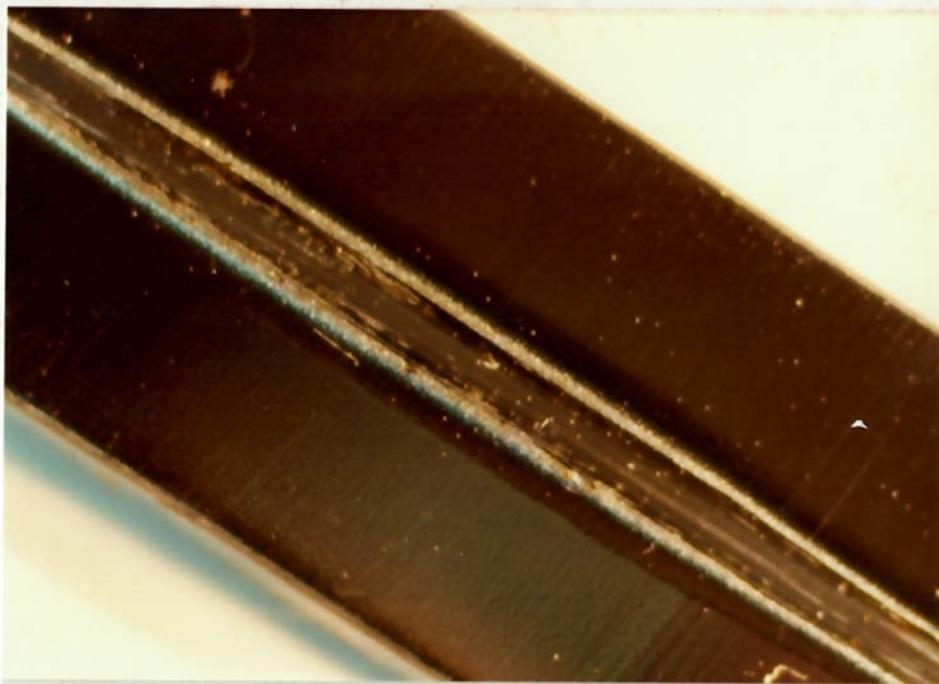


Figura 5-4. Canal de 70 μm de profundidade produzido pela ferramenta num aço 1045 normalizado. (12X)

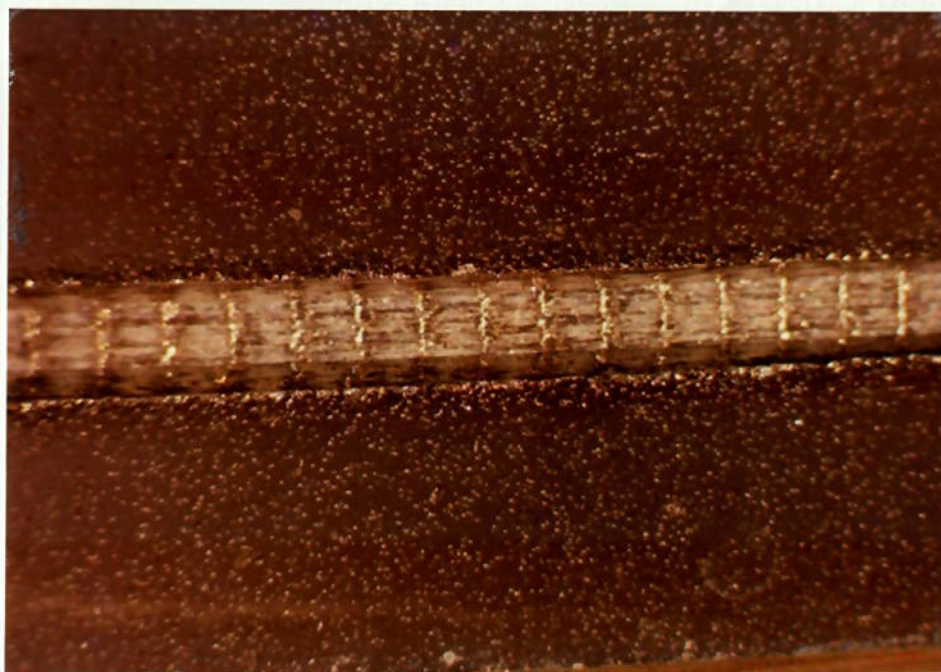


Figura 5-5. Canal de 120 μm de profundidade produzido pela ferramenta num ferro fundido nodular perlítico (12X)

A distância entre as ondulações formadas no canal é compatível com a determinada entre os picos de variação de forças da figura 5-6, cerca de 0,5 mm. Este fenômeno apareceu com maior frequência nos ferros fundidos nodulares. Alguns autores têm explicado essas flutuações a partir do mecanismo adesão - escorregamento (stick - slip), encontrado em experiências de medida do coeficiente de atrito e simulação do corte de metais por ferramentas duras.^{55, 102, 103}

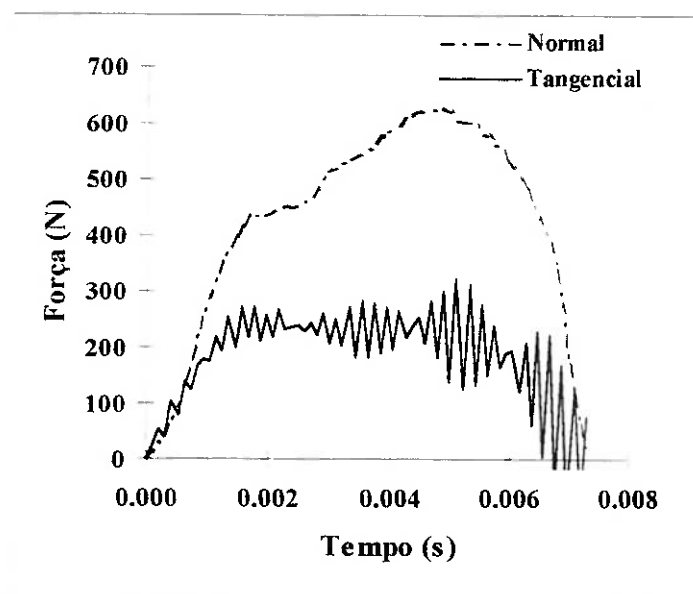


Figura 5-6. Registo das forças tangencial e normal em função do tempo para um ferro fundido nodular perlítico.

A relação entre o volume do sulco formado e o volume de material deslocado para as bordas, constitui um fator importante na caracterização do processo de abrasão, como proposto por STROUD & WILMAN⁵² e outros pesquisadores.

ZUM-GHAR³⁷ propôs o fator f_{ab} para relacionar quantitativamente os mecanismos de corte e sulcamento (figura 2-13); utilizando a medida da área transversal do sulco e da área transversal dos relevos formados na região lateral, como ilustrado na figura 5-7. Essa relação foi definida por KATO⁶² como "grau de abrasão".

Outra forma de relacionar esses mecanismos é através do cálculo do volume de material efetivamente deslocado durante o riscamento. A diferença entre o volume de material removido do sulco (V_v) - determinado geometricamente segundo equação 4-5 - e o volume calculado a partir da massa perdida no ensaio dividida pela densidade (V_o) do material, permite determinar o volume que ficou acumulado nas bordas do

sulco. O quociente entre o último e o primeiro constitui uma avaliação direta da participação dos dois mecanismos mencionados; a sigla f_{ab} será utilizada ao longo deste trabalho para denominar esse fator (fator corte/sulcamento).

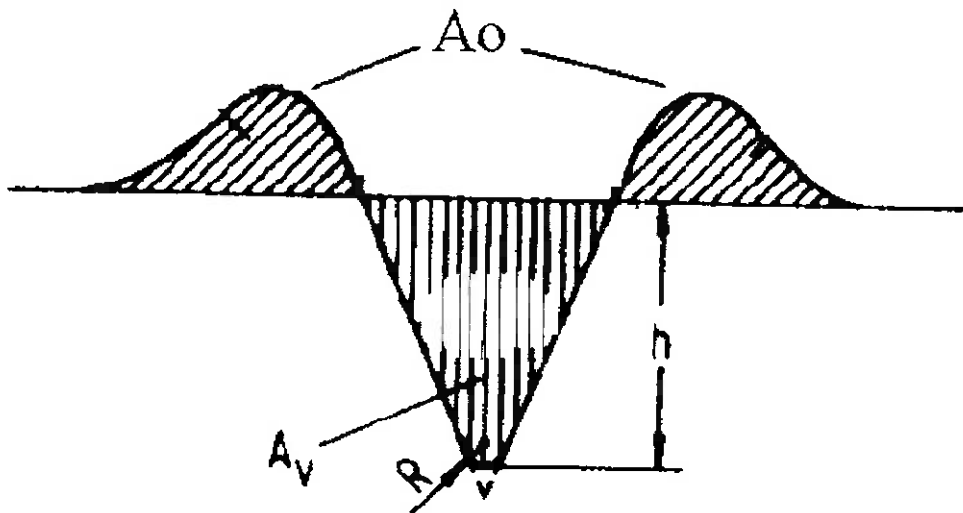


Figura 5-7. Ilustração do volume retirado do sulco e volume deslocado para as bordas.

O fator acima mencionado pode variar segundo as propriedades do material, a profundidade do sulco e o formato da partícula abrasiva. Para analisar a variação do fator com a profundidade do risco, será utilizado o resultado obtido no aço 1045. Para a realização do cálculo do volume do sulco será seguido o procedimento proposto no item 4-5, descrito em seguida.

Com base no registro da força tangencial pode-se conhecer a posição instantânea da ferramenta e o comprimento total do risco, através da equação 2-12. A figura 5-8 apresenta a variação entre a distância calculada e o tempo transcorrido, para o sulco mostrado na figura 5-4; a relação entre as duas variáveis é praticamente linear, como mostrado pelo coeficiente de correlação próximo de 1. Essa relação linear entre a distância e o tempo sugere que o movimento da ferramenta durante a interação com o material acontece com uma velocidade aproximadamente constante.

A tabela 5-3 mostra os valores da distância total percorrida pela ferramenta (comprimento do sulco) calculados através da equação 2-12, e medidos após ensaio

para sulcos de diferentes profundidades realizados no aço 1045. Observa-se boa concordância entre esses valores.

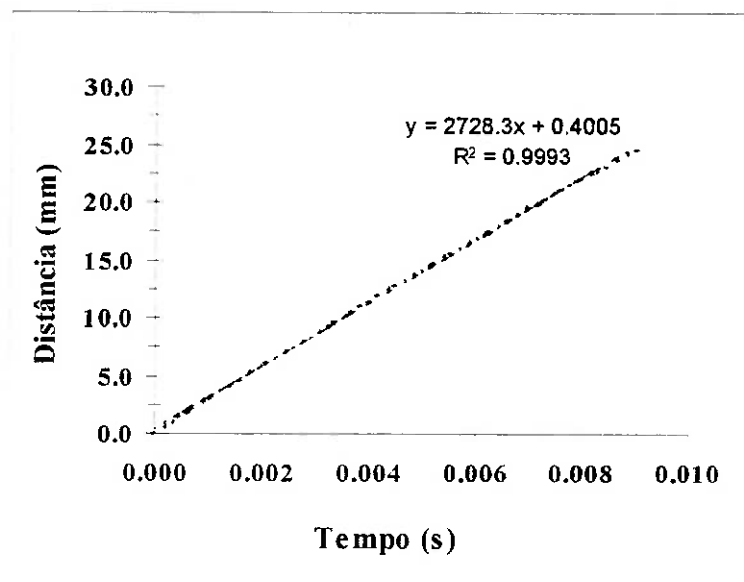


Figura 5-8. Distância percorrida pela ferramenta em função do tempo durante a realização do sulco num aço 1045. Profundidade 70 μm .

Tabela 5-3. Valores de comprimento do risco medidos e calculados para o aço 1045, em mm.

<i>VALOR MEDIDO (mm)</i>	<i>VALOR CALCULADO (mm)</i>
10,8	11,80
15,4	15,84
17,5	18,10
21,0	21,30
21,8	22,56
24,1	24,72
27,8	27,95

Os valores de comprimento total do sulco obtidos podem ser utilizados para calcular o volume do sulco formado (V_v), a partir da expressão proposta por LIANG et al.⁶⁸ e adaptada para a geometria da partícula utilizada neste trabalho (equação 4-5). O volume de material retirado (V_o) pode ser calculado através da perda de massa após o ensaio e da densidade do aço ($V_o = \Delta m/\rho$, $\rho=7,85 \text{ gr/cm}^3$). A tabela 5-4 mostra os valores dos volumes calculados e a relação entre eles, ou seja o fator que relaciona corte e sulcamento, f_{ab} .

Tabela 5-4. Relação de volumes e energias específicas obtidos no ensaio de resistência ao risco com aço 1045 para diferentes profundidades de sulco.

PROFUN- DIDADE (μm)	PERDA DE MASSA (mg)	VOLUME RETIRADO V_r (mm^3)	VOLUME CANAL V_s (mm^3)	$V_r V_s$ f_{ab}
20	0,3	0.0509	0.087	0.588
35	1,0	0.1274	0.206	0.616
46	1,8	0.2802	0.313	0.896
70	4,0	0.5220	0.575	0.907
76	5,0	0.6370	0.667	0.955
100	7,3	0.9426	0.988	0.954
155	13,7	1.7579	1.838	0.956

A variação do fator f_{ab} com a profundidade máxima alcançada pela partícula é apresentada também na figura 5-9: observa-se um aumento do valor desse fator com a profundidade. Um resultado similar foi encontrado por ZUM GAHR ³⁷ a partir de experimentos de riscamento linear, utilizando um penetrador de diamante: o fator f_{ab} aumentou com o quociente h/R , sendo h a profundidade e R o raio da ponta do penetrador.

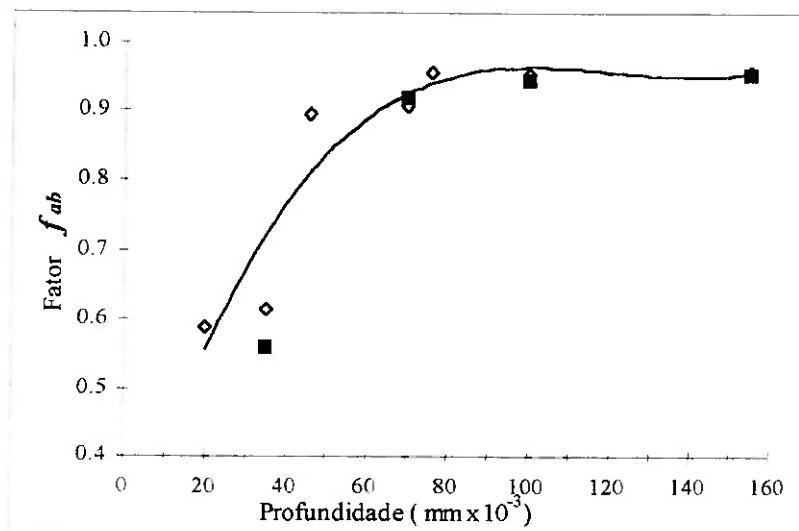


Figura 5-9. Variação do fator f_{ab} com a profundidade máxima alcançada pela partícula

Este resultado pode ser comparado com a relação da medida das áreas (A_o e A_v) transversais, proposto por GODDARD et al.⁵¹ Tais medidas foram realizadas em três corpos de prova do aço 1045. Os corpos de prova foram cortados na direção perpendicular ao sulco, na posição de máxima profundidade alcançada; as seções foram preparadas metalograficamente e fotografadas em microscópio óptico. As áreas do canal formado e dos relevos formados na região vizinha ao sulco foram medidas utilizando um planimêtro. Os resultados obtidos através deste método são mostrados com pontos pretos na figura 5-9; observa-se boa concordância entre os dois métodos.

5.1.3. Coeficiente de atrito e energia absorvida durante o ensaio

A figura 5-10 mostra a variação das forças normal e tangencial com a distância percorrida pela partícula para um risco de 70 μm de profundidade num aço 1045. O quociente entre as forças tangencial e normal permite conhecer o coeficiente de atrito entre a partícula e o material ensaiado. A variação deste coeficiente com a profundidade do sulco constitui um resultado importante; a figura 5-11 apresenta esse resultado para os diferentes ensaios feitos no aço 1045, calculado através do quociente entre as forças normal e tangencial máximas. Observa-se que o coeficiente aumenta com a profundidade do sulco formado.

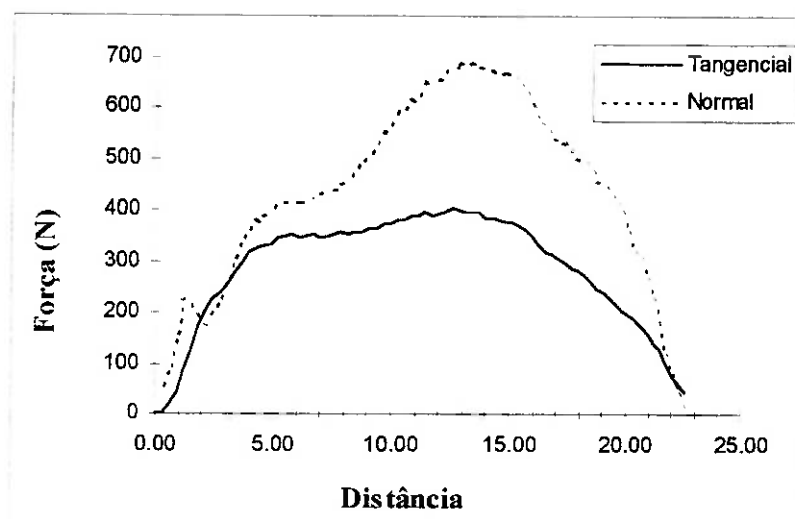


Figura 5-10. Forças normal e tangencial medidas durante o ensaio num aço 1045.

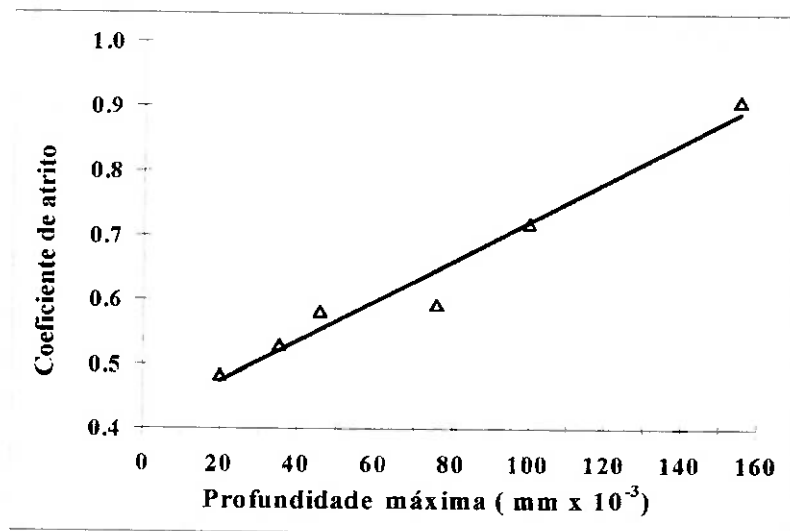


Figura 5-11. Variação do coeficiente de atrito com a profundidade do sulco para o aço 1045 normalizado

Tal variação pode ser relacionada com a presença de diferentes mecanismos de abrasão, quando a relação entre o tamanho da partícula e a profundidade do sulco muda. KATO,⁶² encontrou valores de coeficiente de atrito baixos quando o mecanismo presente foi o sulcamento; esse valor foi maior para o mecanismo de formação de proa e de corte.

Na tabela 5-5 são apresentados os valores dos coeficientes de atrito medidos para os diferentes aços estudados, assim como para os três ferros fundidos nodulares ensaiados, com profundidade aproximada de 100 μm . Observa-se que esse coeficiente apresenta uma diminuição com o aumento da dureza dos aços e ferros fundidos, verificando-se assim o resultado apresentado por STROUD & WILMAN⁵² (figura 2-2). Isto pode estar relacionado aos mecanismos de arrancamento do material tais como sulcamento e corte; no caso do aço 1020 observou-se grande aderência de material na ponta da ferramenta, fenômeno que é menos acentuado no aço 1045 e mínimo no aço 1080.

O coeficiente de atrito medido nos ferros fundidos nodulares foi menor do que nos aços de matriz metálica semelhante, indicando o papel lubrificante exercido pela grafita no processo de interação entre a ferramenta (partícula abrasiva) e o material durante o riscamento.

Tabela 5-5. Coeficientes de atrito para os aços carbono e ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica estudados. Profundidade do sulco 100 μm .

<i>MATERIAL</i>	<i>DUREZA HV 31,25</i>	<i>COEFICIENTE DE ATRITO</i>
1020	137	0,85
1045	230	0,71
1080	293	0,58
Ferro fundido nodular - ferrítico	151	0,70
Ferro fundido nodular - perlita grossa	286	0,42
Ferro fundido nodular - perlita fina	327	0,40

A energia absorvida durante a realização do risco pode ser obtida através dos registros da força tangencial, como descrito no capítulo anterior, equação 3-12. Esse valor deve estar, teoricamente, próximo da leitura fornecida pelo pêndulo e cumpre a função de método de aferição do sistema. Uma parte da energia, entretanto, é dissipada na forma de calor com o conseqüente aquecimento dos corpos em atrito. A figura 5-12 mostra a representação gráfica dos valores de energia calculados a partir da equação 2-13 e os valores medidos no esclerômetro, para os três aços ensaiados. Os valores calculados estão muito próximos dos medidos. A diferença entre os valores oscila entre 2% e 6%.

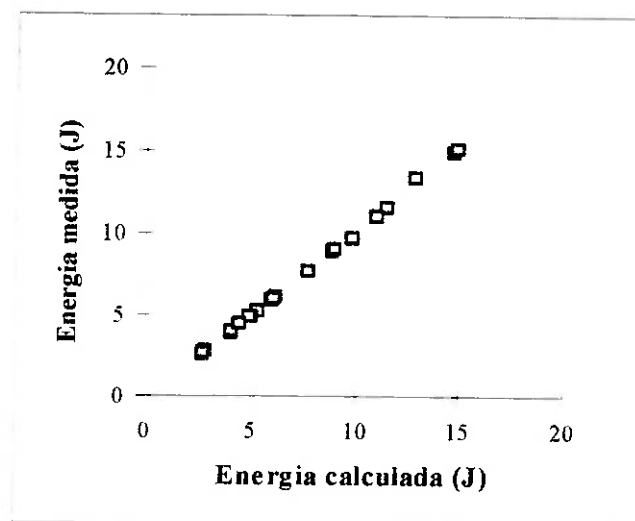
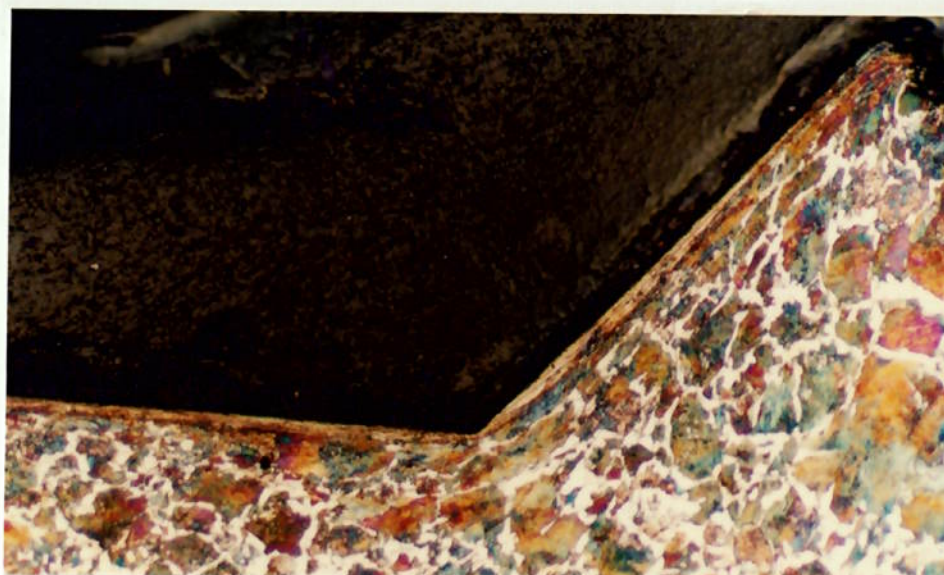


Figura 5-12. Energia calculada a partir da equação 2-13 e energia medida no esclerômetro para os aços carbono.

5.1.4. Mudanças microestruturais devidas à interação do material com a ferramenta

Diferentes amostras ensaiadas foram cortadas na direção perpendicular ao sulco formado e preparadas através de métodos metalográficos convencionais para estudar as possíveis mudanças microestruturais devidas à interação entre a partícula abrasiva e o material ensaiado. O ataque químico com nital 5% revelou a formação de uma camada branca na superfície das amostras dos aços 1045 e 1080, mostrada na figura 5-13; o aço 1020 não apresentou a formação dessa camada, como observado na figura 5-14.



a)



b)

Figura 5-13. Microestrutura da região vizinha ao sulco formado pela partícula abrasiva. a) aço 1045; b) aço 1080 (250X)

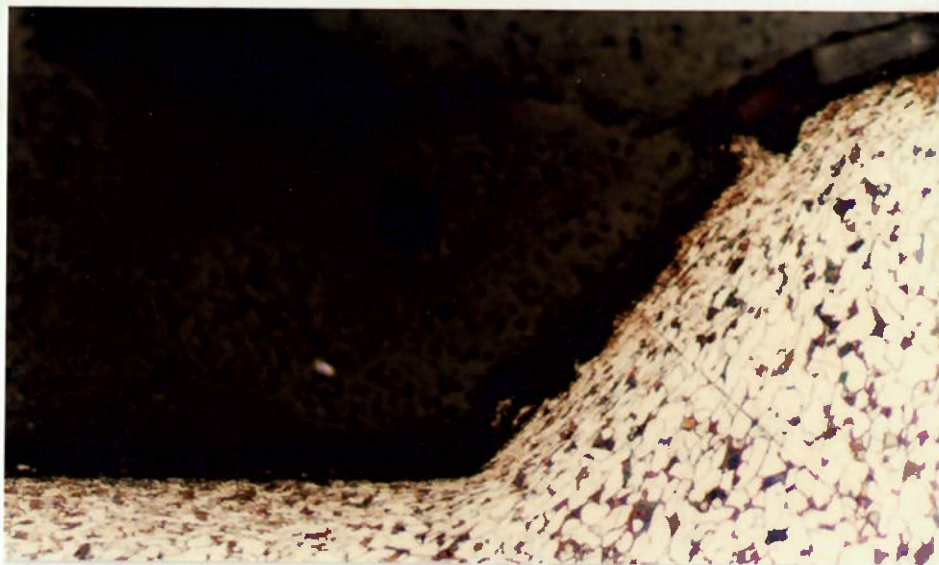


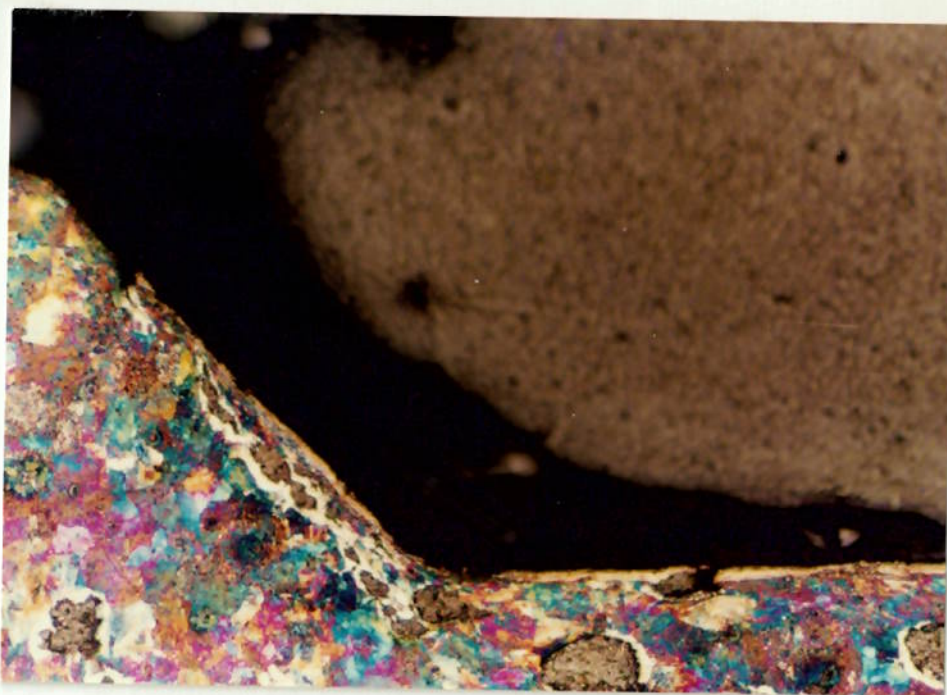
Figura 5-14. Microestrutura da região vizinha ao sulco formado pela partícula abrasiva no aço 1020. (250X)

No ferro fundido nodular essa camada também apareceu em corpos de prova matriz perlítica; já o ferro fundido nodular ferrítico não apresentou formação dessa camada na superfície de contato com a ferramenta, como ilustrado na figura 5-15.

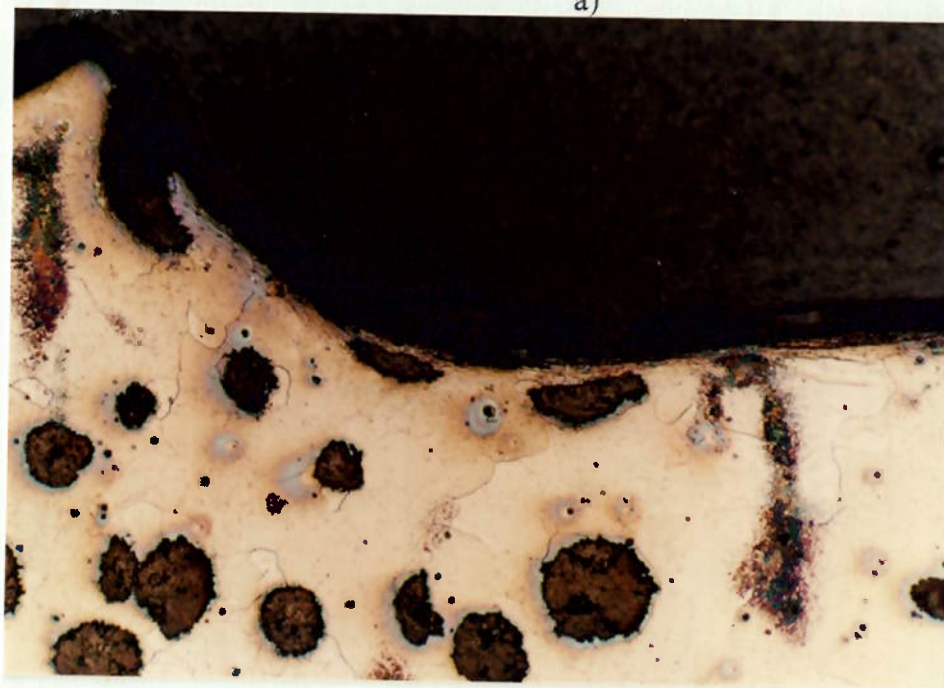
Para conhecer a natureza da microestrutura presente nessa camada foram feitas medidas de microdureza a partir da superfície do canal formado. A figura 5-16 mostra a variação dessa propriedade a partir da superfície para os aços 1020, 1045 e 1080.

O alto valor de dureza encontrado nos aços 1045 e 1080 sugerem que a região próxima da superfície corresponde a uma microestrutura martensítica, mostrando que ocorrem transformações de fase importantes, decorrentes do aquecimento gerado pelo atrito entre ferramenta e material. No caso do aço 1020 observou-se um ligeiro aumento da dureza resultante da deformação imposta pela ferramenta (partícula abrasiva) ao material.

Estes resultados constituem uma evidência indireta das altas temperaturas atingidas na superfície do material em contato com a ferramenta, sendo suficiente para provocar a austenitização da matriz metálica. Pesquisas realizadas por SHAW⁵⁷, mostraram que durante a usinagem de metais pode-se atingir temperaturas da ordem de 900°C na interface de contato entre ferramenta e material usinado.



a)



b)

Figura 5-15. Microestrutura da região vizinha ao sulco formado pela partícula abrasiva em ferro fundido nodular a) perlítico; b) ferrítico. (250X)

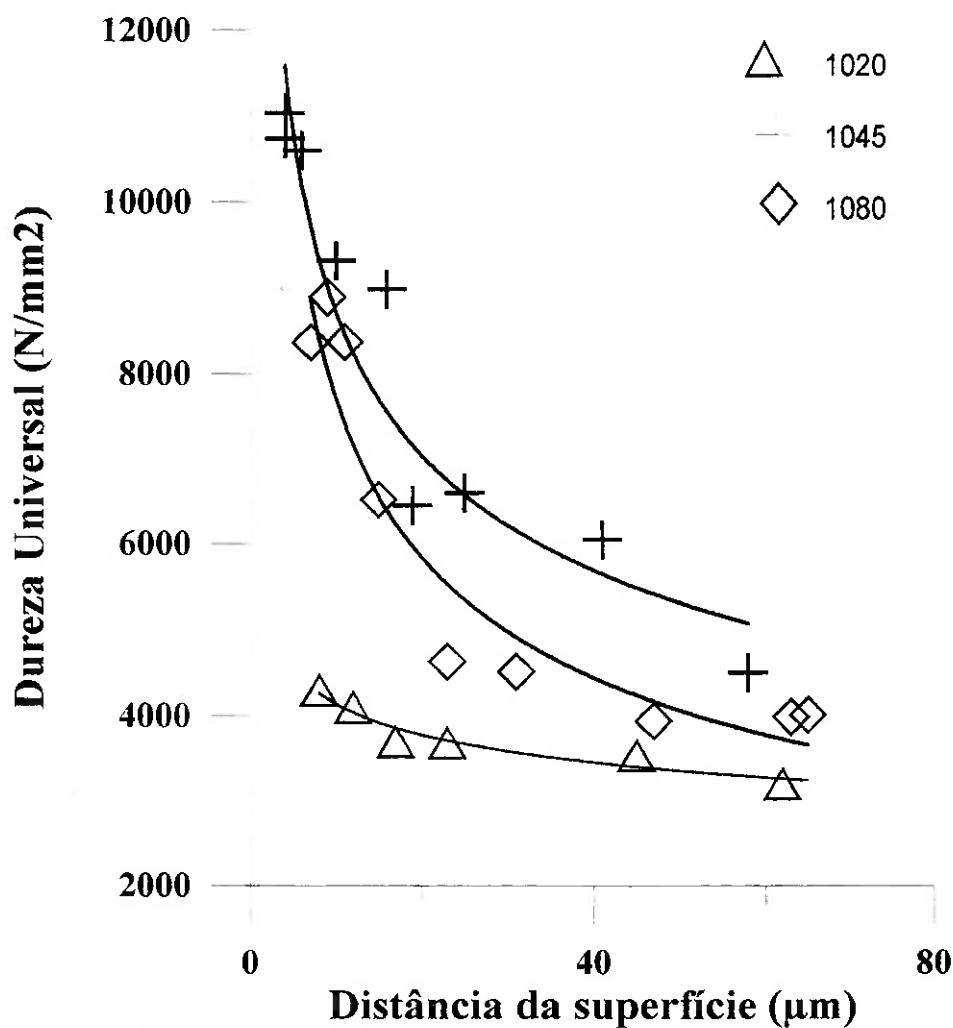
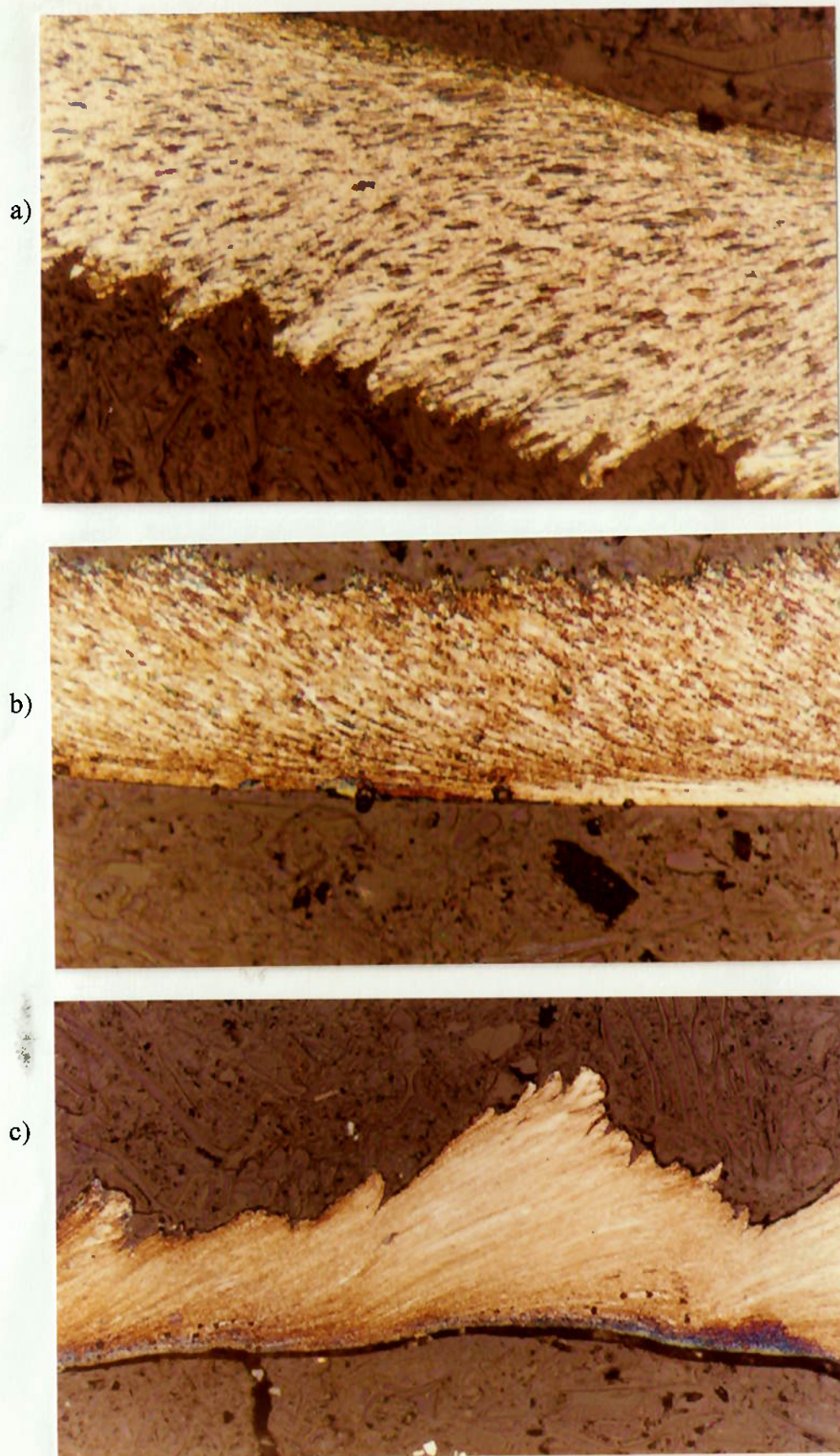


Figura 5-16. Variação da dureza Hv a partir da superfície do canal. Carga aplicada 100 gr.

5.1.5. Características dos cavacos retirados

Outros fenômenos importantes presentes no processo de interação entre a ferramenta e o material podem ser conhecidos através do estudo dos cavacos formados. A figura 5-17 mostra as fotografias da microestrutura dos cavacos produzidos nos três aços ensaiados (1020, 1045 e 1080).

A morfologia desses cavacos é similar à encontrada em operações de usinagem de metais. Observa-se um lado liso - correspondente a interface diretamente em contato com a ferramenta - e um lado com formato de dente de serra.



**Figura 5-17. Cavacos obtidos no ensaio de resistência ao risco em aços carbono:
a) 1020, b) 1045 e c) 1080 normalizados. Ataque Nital 2%. 400X**

No caso dos aços 1020 e 1045 o formato do cavaco permite classificá-lo como *contínuo* - constituído de lamelas justapostas numa disposição contínua formando grupos de lamelas. O cavaco obtido no aço 1080 corresponde ao tipo de cavaco denominado *descontínuo* - que apresenta uma região bem definida na qual ocorre cisalhamento do material. Os tipos de cavacos formados são um resultado das condições de corte impostas ao material e das propriedades do mesmo. O cavaco obtido no aço 1020 apresenta a forma típica do cavaco gerado na usinagem de materiais dúcteis. O cavaco produzido no ensaio do aço 1080 mostra tendência a cisalhar em algumas regiões, devido à alta dureza do material, o qual não pode suportar a alta deformação imposta no processo de corte.

A microestrutura desses cavacos mostra também a validade do modelo de formação de cavacos contínuos através de um processo de cisalhamento de camadas sucessivas de material, como proposto por MERCHANT⁷⁵ e assumido por DRUCKER⁷⁴ e SHAW⁷⁶ para a análise da mecânica de usinagem de metais. Isto pode ser observado mais claramente através de observação no MEV, como ilustrado na figura 5-18.



Figura 5-18. Fotografia de MEV de um cavaco obtido no ensaio de resistência ao risco em um aço carbono 1045.

5.2. EFEITO DA TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES BAINÍTICOS.

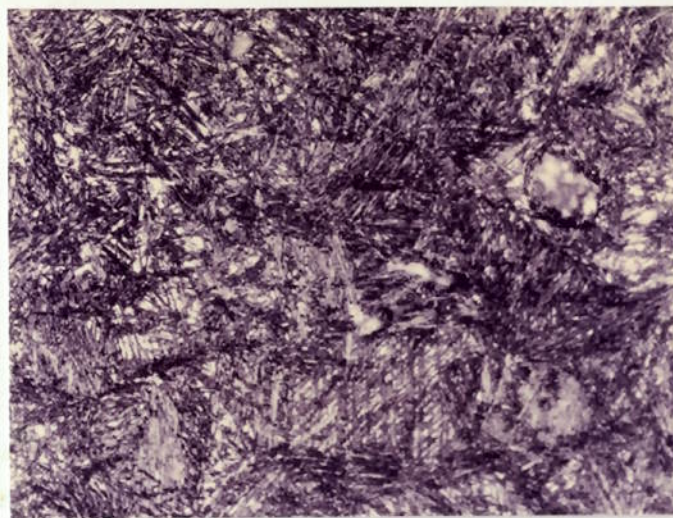
Para estudar o efeito das microestruturas bainíticas do ferro fundido nodular austemperado na resistência ao desgaste abrasivo foram realizados riscos com profundidade máxima variável na faixa de 30 μm a 150 μm . Para tal fim, o ferro fundido nodular foi austenitizado na temperatura de 925°C por duas horas e austemperado por duas horas em banho de sal em temperaturas que oscilaram entre 260°C e 400°C.

5.2.1. Microestrutura e dureza após tratamento de austêmpera.

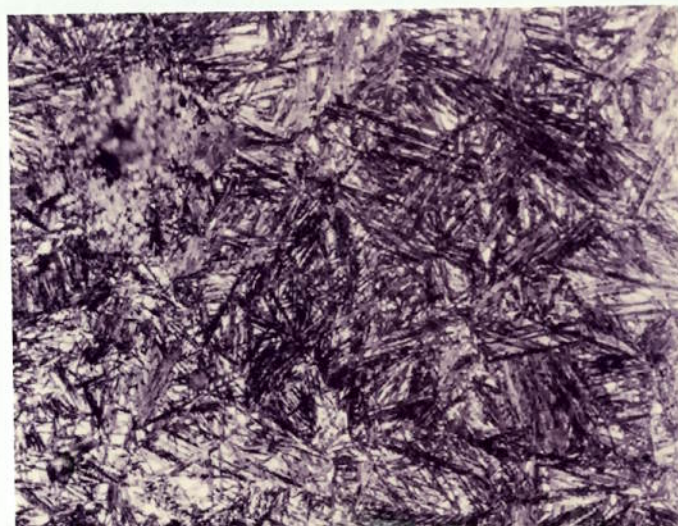
As microestruturas produzidas, após tratamento de austêmpera por duas horas, são mostradas nas figuras 5-19 e 5-20. Em temperaturas baixas de tratamento, inferiores a 340°C (figura 5-19), a microestrutura é formada por um arranjo fino de agulhas de ferrita bainítica contendo austenita retida entre elas. Em temperaturas de austêmpera superiores à 340°C (figura 5-20) a microestrutura é formada por ferrita bainítica e austenita retida com morfologia típica de bainita superior; observam-se lamelas de ferrita bainítica mas grossas, dando um aspecto plumoso à microestrutura. Não foi observada presença de martensita na microestrutura.

Em todos os casos observa-se uma microestrutura homogênea, livre de martensita, mostrando que o primeiro estágio da transformação foi concluído nesse tempo de tratamento, como esperado a partir da análise da literatura citada na tabela 1-2, para um ferro fundido nodular sem presença de elementos de liga.

Observando-se os tempos de início do segundo estágio reportados na literatura (tempo t_2 na tabela 1-2), pode-se afirmar que no ferro fundido nodular tratado a 400°C por duas horas, ocorre precipitação de carbonetos,⁵ embora possam não ser detectados com a técnica de microscopia óptica. Na figura 5-20c, correspondente ao material tratado a 400°C, observam-se regiões com aspecto lamelar menos evidente, que sugere que houve decomposição da austenita retida em ferrita adicional e carbonetos.



a)

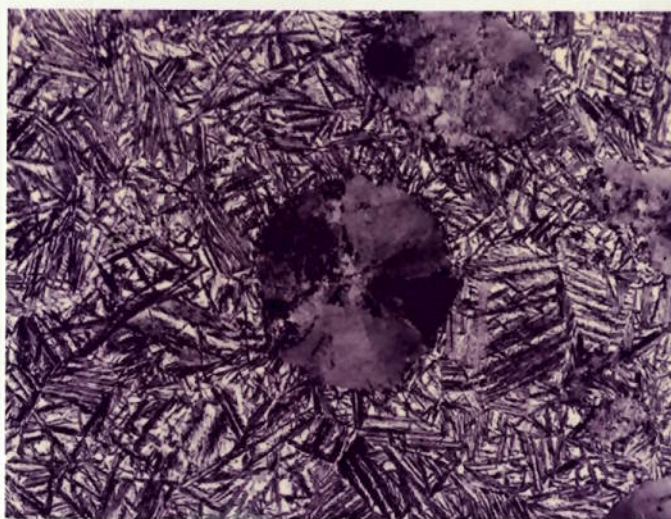


b)



c)

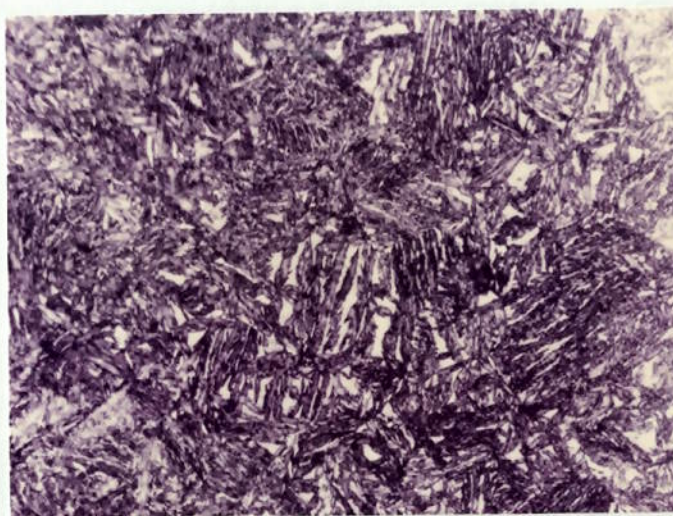
Figura 5-19. Microestruturas do ferro fundido nodular obtidas após tratamento de austêmpera. a) 260°C , b) 280 °C e c) 300° C. Nital 4%. 650X.



a)



b)



c)

Figura 5-20 Microestruturas dos ferro fundido nodular obtidas após tratamento de austêmpera. a) 340° C , b) 370° C e c) 400° C. Nital 4%. 650X.

Este resultado é confirmado pela análise dos resultados de Difração de Raios X, mostrados na tabela 5-6 e na figura 5-21 que indicam menor porcentagem de austenita retida na estrutura. Os tempos t_1 e t_2 para o material tratado a 370°C são 30 e 60 minutos respectivamente, o que sugere que para duas horas de tratamento o segundo estágio tenha começado; deve-se lembrar no entanto que a definição desse tempo é bastante conservativa.

Tabela 5-6. Variação da fração de austenita retida e da dureza HV 62,5 com a temperatura de austêmpera.

TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA °C	AUSTENITA RETIDA (%)	DUREZA HV62,5
260	6,80	502
280	13,7	478
300	19,2	449
340	27,0	400
370	31,0	329
400	20,7	314

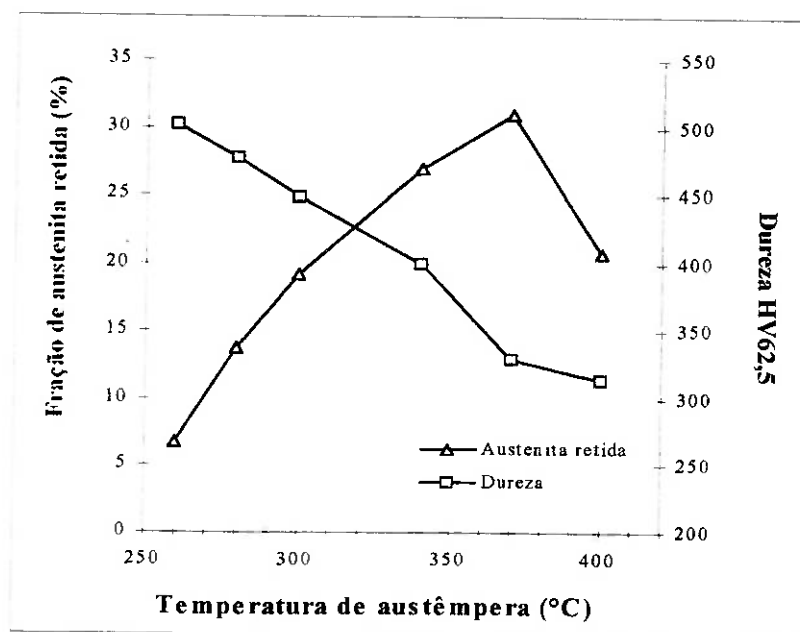


Figura 5-21. Variação da fração de austenita retida e da dureza com a temperatura de austêmpera.

Observa-se nessa figura que a fração volumétrica de austenita retida aumenta com a temperatura de austêmpera, alcançando um máximo em 370°C; a amostra austemperada a 400°C apresenta uma redução da fração volumétrica dessa fase. Resultados apresentados por outros pesquisadores mostram que um tratamento nessa temperatura por tempos aproximados entre 10 minutos e 30 minutos, permite obter frações de austenita retida da ordem de 40%.⁵

A tabela 5-6 e a figura 5-21 mostram também os resultados de dureza Vickers. Observa-se uma queda contínua dessa propriedade com o aumento da temperatura de austêmpera, decorrente da presença de uma microestrutura menos fina e de maiores frações de austenita retida. A partir desses valores de dureza Vickers, com a devida conversão para valores da escala Brinell, pode-se fazer uma identificação da classe de ferro fundido nodular seguindo a classificação proposta pela norma ASTM 897M-90, a qual é descrita na tabela 1-1.

5.2.2. Resistência ao desgaste abrasivo

Foram realizadas medidas de energia absorvida pelo ferro fundido nodular austemperado durante a realização de riscos de profundidades máximas que variaram entre 30 μm e 150 μm aproximadamente, correspondente à perdas de massa na faixa de 1 mg a 10 mg.

A figura 5-22 mostra a variação da energia consumida para a realização do risco com a perda de massa para o ferro fundido nodular austemperado a temperaturas entre 260°C e 400°C. A figura 5-23 mostra a variação da energia consumida por unidade de massa arrancada, ou seja a energia específica. Em ambos casos observa-se que não existe uma relação clara entre a energia específica e a dureza do material. Para perdas de massa pequena (até ~ 3 mg) os materiais de alta dureza (austemperados a 260°C e 280°C) apresentam um maior consumo de energia para a realização do sulco; por outro lado, quando a massa arrancada foi superior a ~7 mg, os materiais de menor dureza apresentam um melhor comportamento.

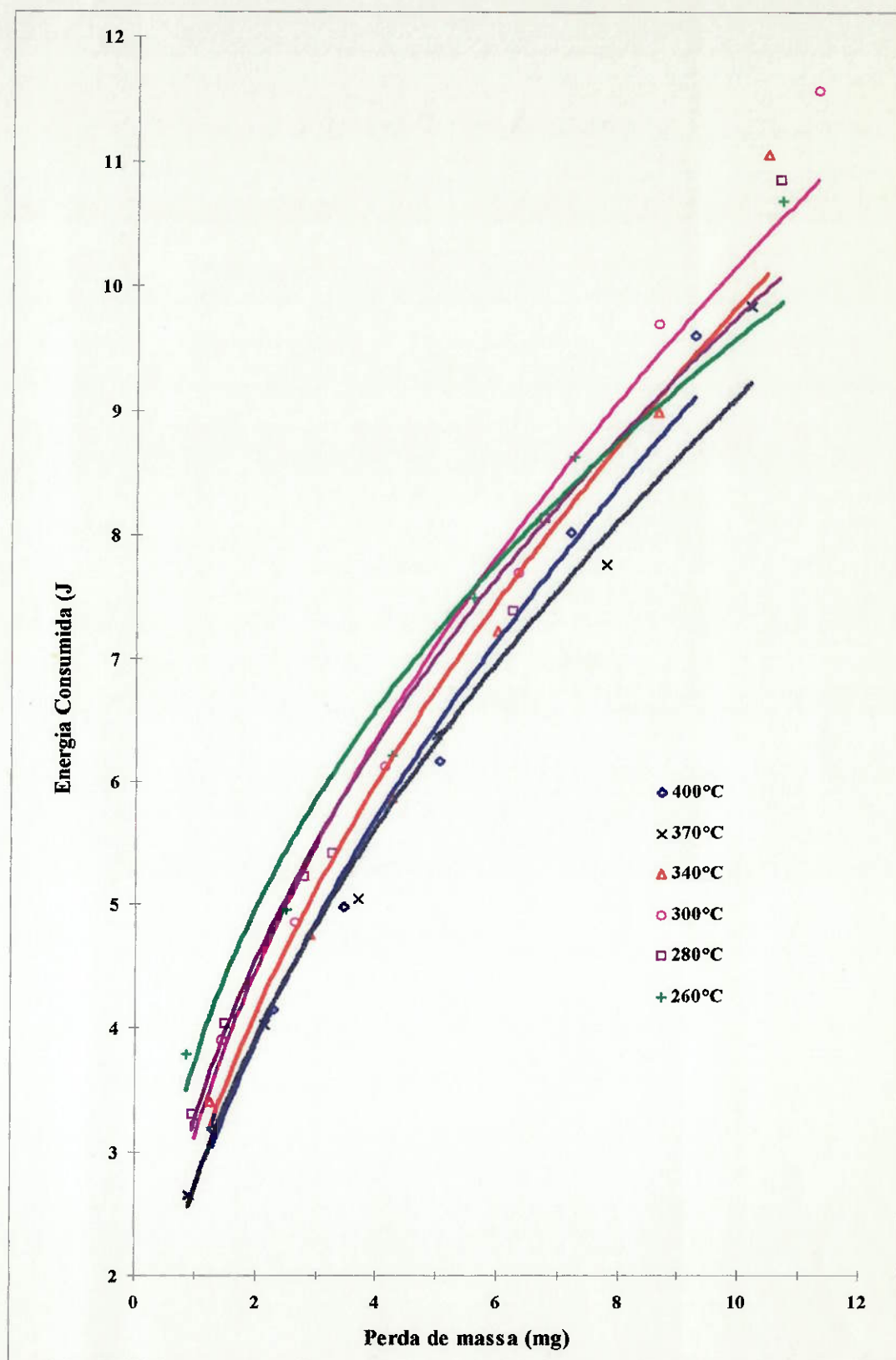


Figura 5-22. Variação da energia consumida com a perda de massa para o ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C.

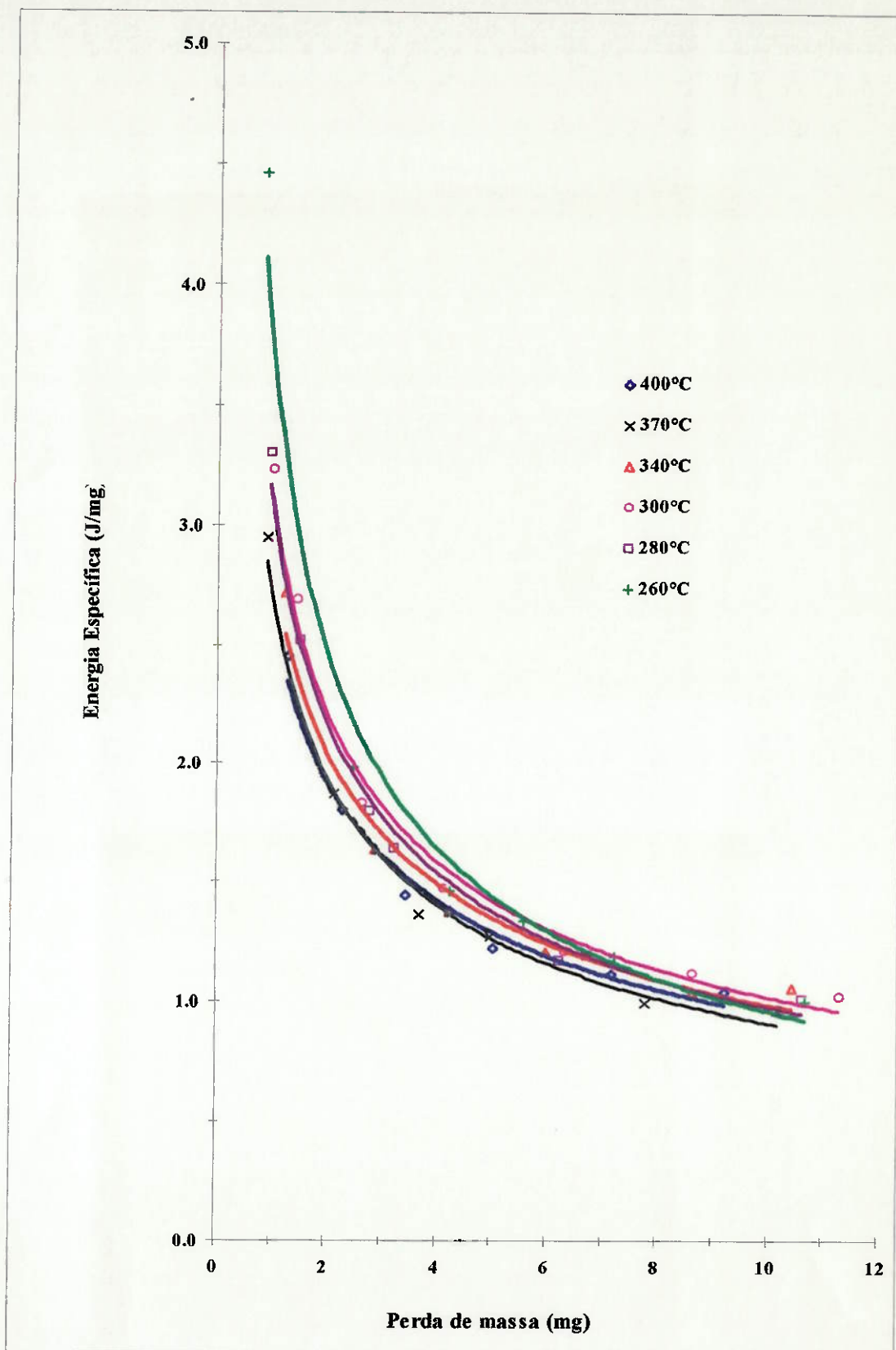


Figura 5-23. Variação da energia específica com a perda de massa para o ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C.

Este resultado pode estar relacionado com a tenacidade do material; os ferros fundidos nodulares tratados nesta faixa de temperaturas apresentam baixa energia absorvida no ensaio de impacto e pouca deformação do material no ensaio de resistência à tração, segundo a classificação dos ferros fundidos nodulares austemperados mostrada na tabela 1-1.

A tabela 5-7 apresenta os valores dos coeficientes K e dos expoentes q obtidos a partir do ajuste de mínimos quadrados das curvas mostradas na figuras 5-22 e 5-23. Nota-se uma boa correlação destes resultados com o modelo que sugere uma função de potência para relacionar a perda de massa com a energia absorvida, proposto pela equação 2-9; observa-se ainda que os coeficiente de correlação são bem próximos de 1.

Tabela 5-7 Valores de K e q para ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C.

TEMPERATURA DE AUSTÊMPERA °C	K	q	q^{-1}	r
260	3,7315	0,4106	-0,5894	0,9897
280	3,2638	0,4763	-0,5237	0,9944
300	3,1116	0,5152	-0,4848	0,9931
340	2,8154	0,5443	-0,4557	0,9844
370	2,7062	0,5281	-0,4719	0,9938
400	2,6285	0,5587	-0,4413	0,9898

Uma forma mais conveniente de se analisar tais resultados é através da comparação dos valores de energia específica necessária para arrancar uma quantidade de massa determinada. Estes dados são calculados a partir dos parâmetros K e q determinados experimentalmente, mostrados na tabela 5-7, aplicados à equação 2-10. A figura 5-24 mostra a relação entre a energia específica e a dureza HV62,5 (i. e., com a temperatura de austêmpera) para diferentes perdas de massa.

Na curva de resistência à abrasão para perdas de massa da ordem de 1 mg, correspondente a um risco de profundidade máxima da ordem de 30 μm , observam-se dois trechos que mostram um comportamento diferente. A energia específica aumenta levemente entre 310 e 400 HV, enquanto que para durezas acima de 400 HV ocorre um

aumento forte da energia específica. Quando a perda de massa analisada é 2,5 mg observa-se uma tendência semelhante à encontrada com 1 mg, porém menos acentuada no segundo trecho.

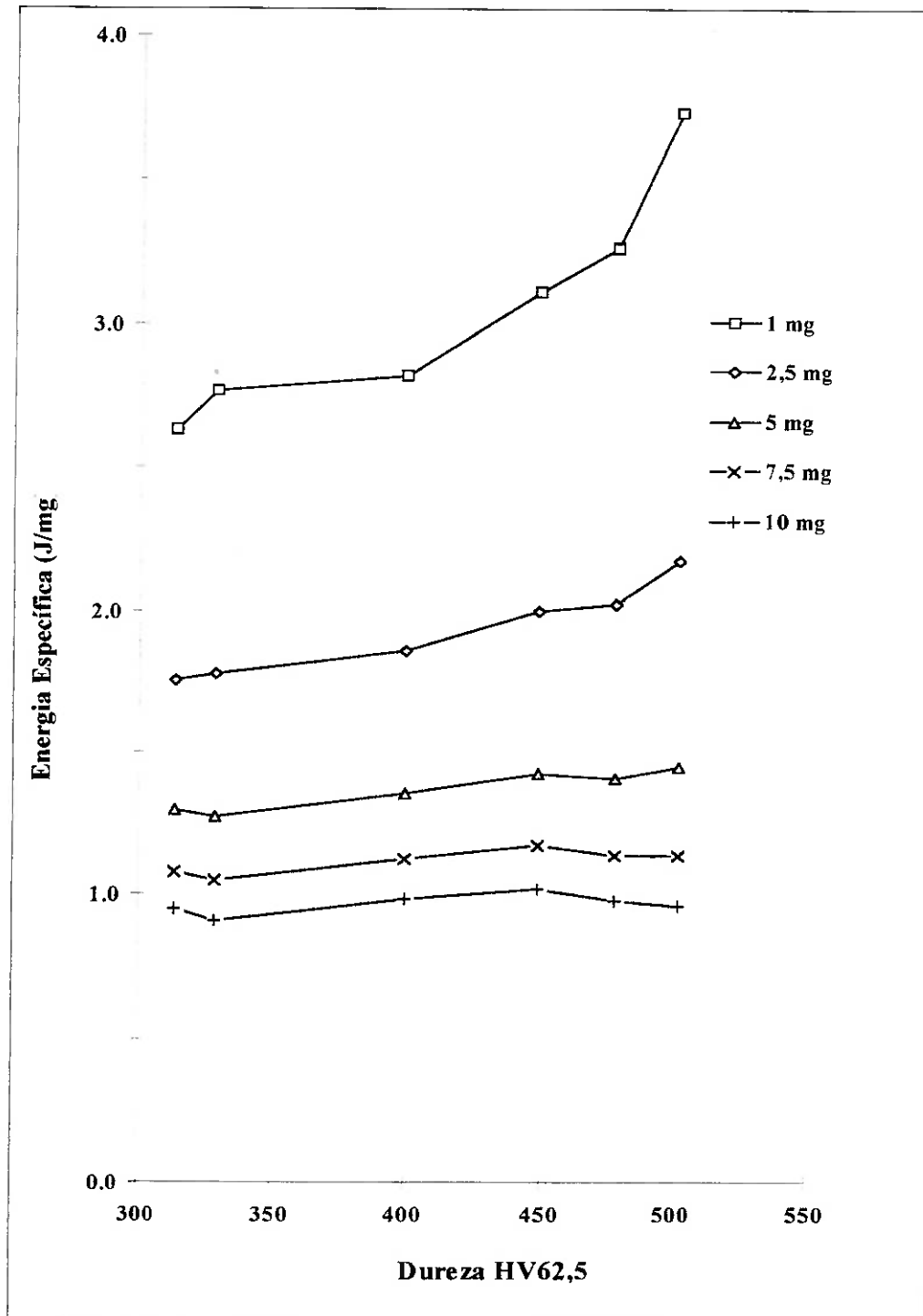


Figura 5-24. Variação da energia específica com a dureza HV62,5 do ferro fundido nodular austemperado durante duas horas em temperaturas entre 260°C e 400°C.

Os resultados obtidos com perdas de massa inferiores a 2,5 mg são semelhantes aos reportados por SHEPPERSON & ALLEN⁹⁴ a partir de ensaios em ferro fundido nodular austemperado utilizando um sistema pino na lixa (figura 3-15). Esses autores utilizaram as seguintes condições de ensaio: abrasivo Al_2O_3 ; diâmetro médio das partículas abrasivas, 300 μm ; velocidade de deslizamento da partícula, 0,28 m/s e carga aplicada 30 N.

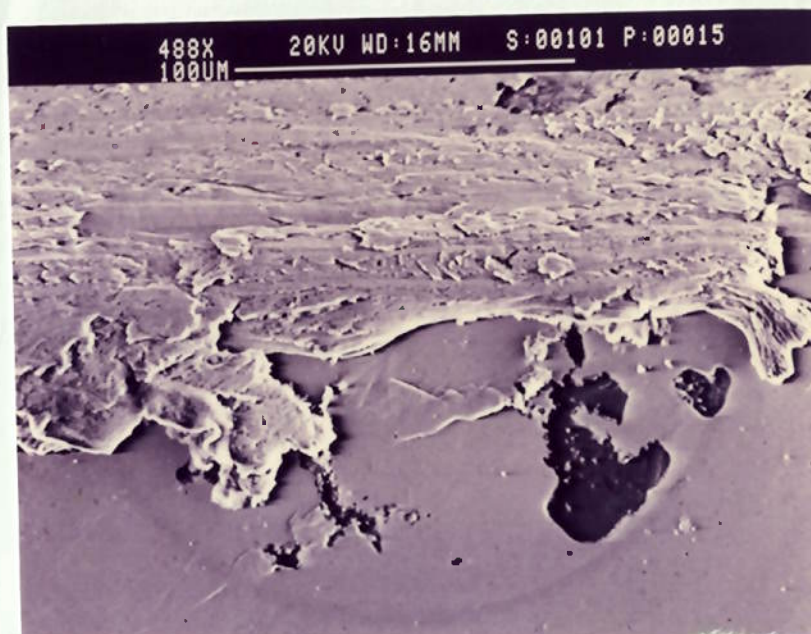
ZUM-GAHR,³⁷ por outro lado, encontrou aumento da resistência à abrasão com aumento da temperatura de austêmpera em ferro fundido nodular tratado entre 310°C e 390°C por três horas (figura 3-13). Isto significa um aumento da resistência à abrasão apesar da queda na dureza. O resultado foi atribuído por esse autor às maiores frações volumétricas de austenita retida encontrada com temperaturas altas de tratamento; a alta ductilidade e a capacidade de encruamento dessa fase são as responsáveis por essa melhora na resistência à abrasão. Deve-se considerar, no entanto, que as cargas, ou pressões, exercidas sobre o material na pesquisa reportada por esse pesquisador são bastante baixas, 0,71 MPa.

No presente trabalho as forças normais, medidas na direção do braço do pêndulo, oscilaram entre 500 N e 1500 N, segundo a profundidade do sulco realizado; isto resulta, para o tamanho de partícula utilizado, em pressões normais da ordem de 1000 MPa; três ordens de grandeza superior às utilizadas por ZUM-GHAR.³⁷

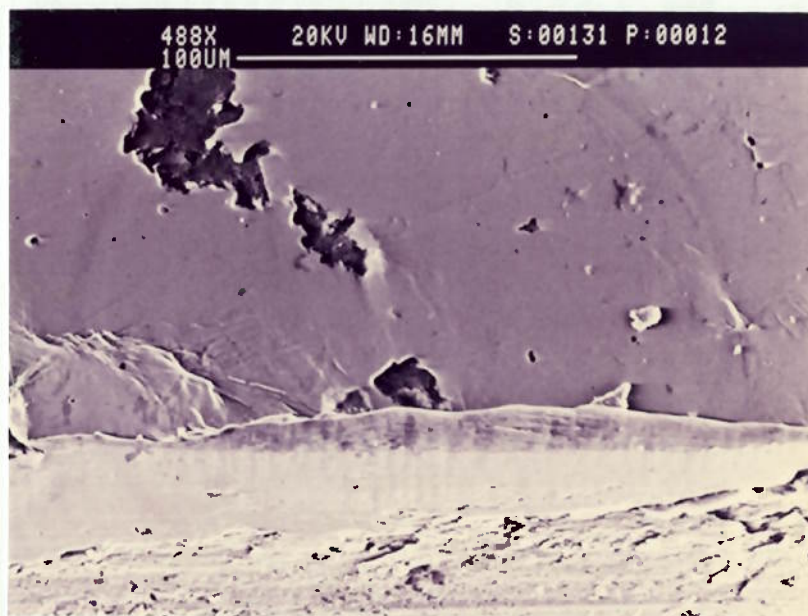
Com perdas de massa entre 5 mg e 10 mg, que correspondem a sulcos entre 100 μm e 150 μm de profundidade, a resistência à abrasão (energia específica) mostra pouca variação com o aumento da dureza; para durezas altas, observa-se ainda uma leve tendência a diminuir. Este resultado sugere que para arrancamentos de massa desta ordem, há pouca influência da microestrutura e das propriedades mecânicas da matriz metálica do ferro fundido nodular austemperado na resistência à abrasão.

A análise das superfícies dos corpos de prova em microscópio eletrônico de varredura (MEV) permitiu determinar a causa deste comportamento. A presença dos nódulos de grafita facilitam a formação e avanço de trincas na matriz metálica, o que resulta numa baixa energia específica absorvida. As figuras 5-25 e 5-26, mostram as fotografias de MEV de três corpos de prova com riscos de profundidade semelhante (100 μm) e durezas diferentes. O ferro fundido nodular de alta dureza, austemperado a

260°C, apresenta trincas com pouca deformação. O material de menor dureza mostra acentuada deformação plástica. Observa-se ainda que, nos dois casos os nódulos de grafita facilitam a nucleação ou propagação dessas trincas.



a)



b)

Figura 5-25. Superfícies da região vizinha ao sulco formado em corpos de prova de ferro fundido nodular austemperado a) 260°C, 520 HV; b) 300°C, 449 HV



Figura 5-26 Superfícies da região vizinha ao sulco formado em corpos de prova de ferro fundido nodular austemperado a 400°C; dureza 314 HV.

Adicionalmente, à observação das superfícies desgastadas, é importante analisar a variação das forças tangencial e normal registradas durante o evento, em função da microestrutura do ferro fundido nodular austemperado e da profundidade máxima alcançada pela partícula abrasiva (ferramenta). As figuras 5-27 e 5-28 mostram a variação das forças normal e tangencial, respectivamente, com a profundidade do risco realizado para cinco microestruturas diferentes, três de bainita inferior e duas de bainita superior.

No ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 300°C e 400°C, a força normal apresentou uma tendência linear de aumento da força com a profundidade máxima do sulco; os coeficientes de correlação das curvas de ajuste foram superiores a 0,95. Este resultado mostra simplesmente que o material de maior dureza opõe maior resistência à penetração da partícula abrasiva, independente da profundidade do sulco formado. Este resultado está relacionado com a maior resistência à deformação e maior limite de escoamento próprio do ferro fundido nodular tratado em baixas temperaturas de austêmpera.

No material austemperado a 260°C observa-se um aumento da força normal até uma profundidade de 100 μm , correspondente a aproximadamente 6 mg de massa arrancada; a partir dessa profundidade a força registrada fica praticamente constante. Este resultado está de acordo com a mudança de tendência na curva de variação de energia

específica com a dureza para perdas de massas superiores a 7,5 mg, observada na figura 5-24.

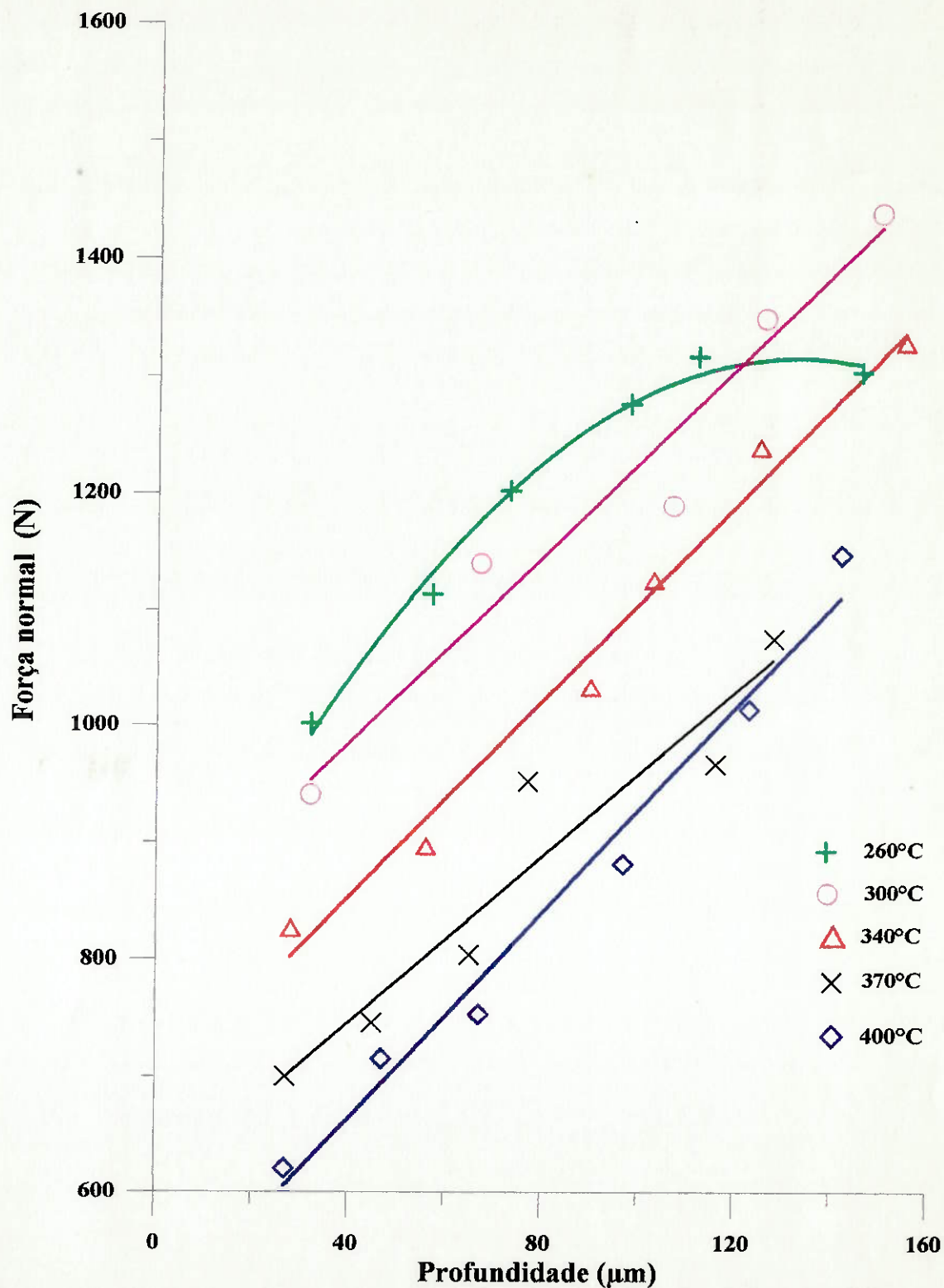


Figura 5-27. Variação da força normal com a profundidade máxima do sulco no ferro fundido nodular austemperado a diferentes temperaturas.

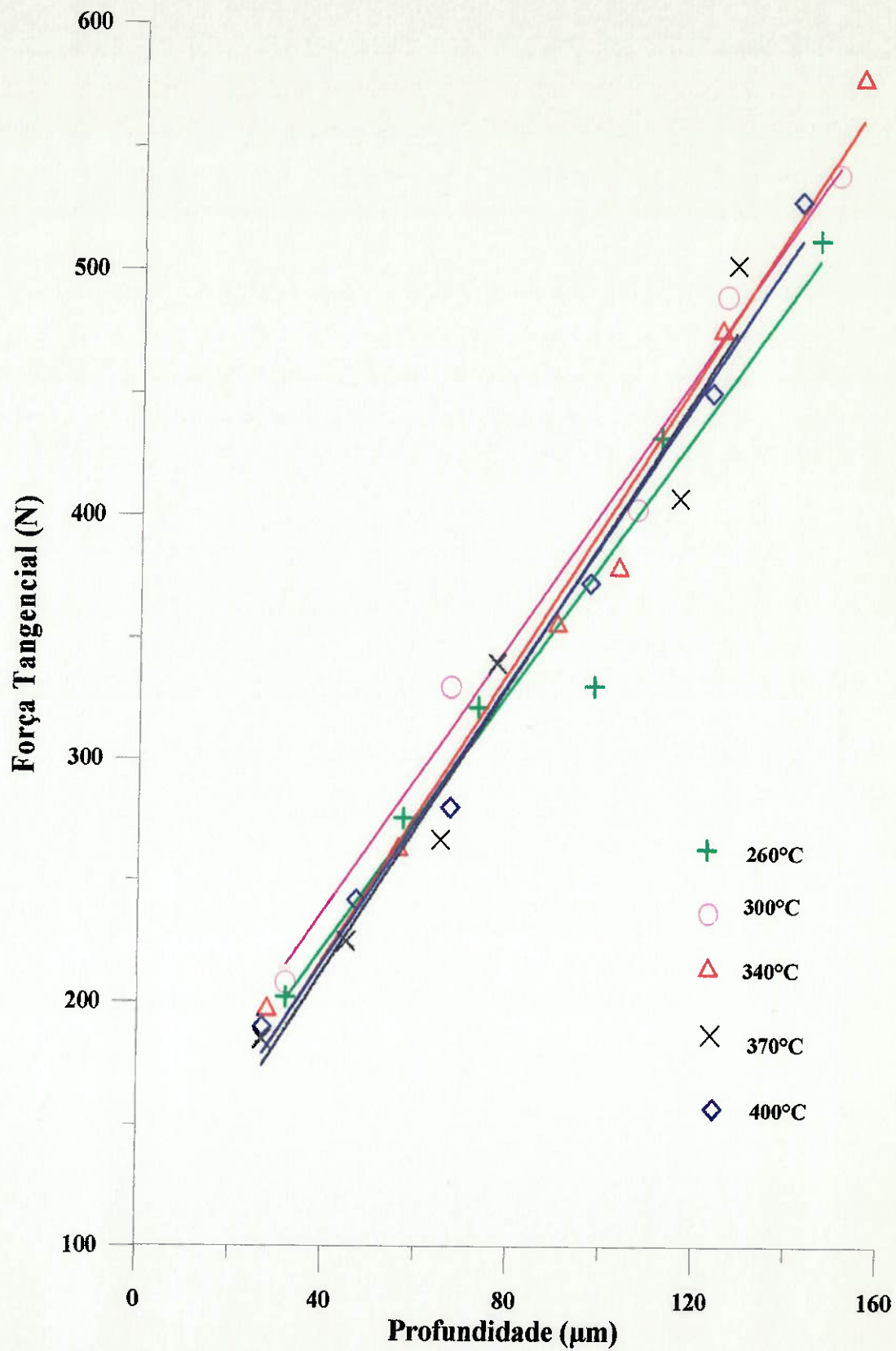


Figura 5-28. Variação da força tangencial com a profundidade máxima do sulco no ferro fundido nodular austemperado a diferentes temperaturas

A variação da força tangencial com a profundidade, ilustrada na figura 5-28, mostrou uma tendência linear para todas as microestruturas estudadas, com coeficientes de correlação superiores a 0,97. Observa-se que não há uma relação clara entre a força tangencial e a microestrutura da matriz austemperada; alguns aspectos porém devem ser destacados. Para profundidades menores que 80 μm a força tangencial encontra-se dentro de uma faixa de valores estreita, à exceção do ferro fundido nodular austemperado a 300°C que apresenta maior valor de força tangencial para profundidades entre 30 μm e 120 μm . Para riscos de profundidade superior a 80 μm observa-se que a força tangencial é mínima no material tratado a 260°C, mostrando o efeito da fragilidade do material na resistência ao desgaste abrasivo como descrito anteriormente.

Quando a profundidade do sulco foi superior a 80 μm a força tangencial registrada foi mais alta no material austemperado a 300°C e 340°C. Isto pode ser explicado a partir da microestrutura presente nos ferros fundidos nodulares austemperados nestas temperaturas; a matriz metálica é formada por agulhas finas de ferrita bainítica contendo frações de austenita retida entre 20% e 30% que resulta numa boa combinação de resistência à deformação e tenacidade.^{104, 105}

A curva de variação da resistência ao desgaste abrasivo com a tenacidade em ferros fundidos nodulares de diferente dureza da matriz metálica, reportada por ZUMGHAR,⁹⁰ passa por um máximo, mostrando que existe um valor dessa propriedade que otimiza a resistência ao desgaste.

5.2.3. Dureza dinâmica tangencial e dureza dinâmica normal.

A partir dos registros de forças normal e tangencial podem-se obter medidas interessantes da resistência ao desgaste abrasivo, que foram descritas no capítulo dois (2). VINGSBO et al.⁶⁵ propuseram uma avaliação do desgaste abrasivo através da medida da dureza dinâmica obtida a partir da integral da força normal em função da distância percorrida pela ferramenta, expressa pela equação 2-15. LIANG et al.,⁶⁹ por outro lado, apresentaram as medidas de dureza dinâmica normal e tangencial, definidas pelas equações 2-21 e 2-22. A seguir será analisada a variação dessas medidas com as

diferentes propriedades encontradas nos ferros fundidos nodulares austemperados na gama de temperaturas utilizadas neste trabalho.

A figura 5-29 mostra a variação de dureza dinâmica tangencial, calculada através do quociente entre a força tangencial máxima e a área máxima projetada, para ferro fundido nodular austemperado a cinco temperaturas diferentes. Ocorre uma diminuição da dureza dinâmica tangencial com o volume de material retirado, tendência similar à encontrada na variação de energia específica com o volume ou a perda de massa. Isto é devido a que a força tangencial varia linearmente com a profundidade, entanto que a área transversal varia com o quadrado da mesma (equação 4-7).

Observa-se ainda na mesma figura, que o material austemperado a 260°C apresentou uma queda mais acelerada da dureza dinâmica com o volume, resultando em valores menores dessa propriedade para sulcos de profundidade grande. Verifica-se novamente com este resultado que o ferro fundido nodular austemperado de alta dureza não apresenta uma boa resposta frente a esforços dinâmicos, decorrente de sua baixa tenacidade, como ilustrado na tabela 1-1.

O material que apresentou a maior força tangencial por unidade de área para volumes de sulco superiores a 0,50 mm³ foi o tratado a 300°C; este resultado pode ser atribuído a presença de uma microestrutura bainítica de alta dureza, contendo uma fração volumétrica de austenita retida que confere ao material maior tenacidade e capacidade de encruamento, como mencionado anteriormente.

A energia consumida pelo material durante a realização do risco é o trabalho feito pela força tangencial, ao longo do comprimento do sulco, como expressado pela equação 2-13; deve-se esperar por tanto uma estreita relação entre a energia específica (e) e a dureza dinâmica tangencial (Ht). LIANG et al.⁶⁹ determinaram essa relação de forma analítica e encontraram que $e = 1,21 * Ht$; os resultados experimentais desses pesquisadores com diferentes materiais produziram um valor da constante igual 1,25.

A figura 5-30 mostra a relação entre e e Ht para o ferro fundido nodular austemperado em cinco temperaturas entre 260°C e 400°C; observa-se uma boa correlação entre essas duas medidas.

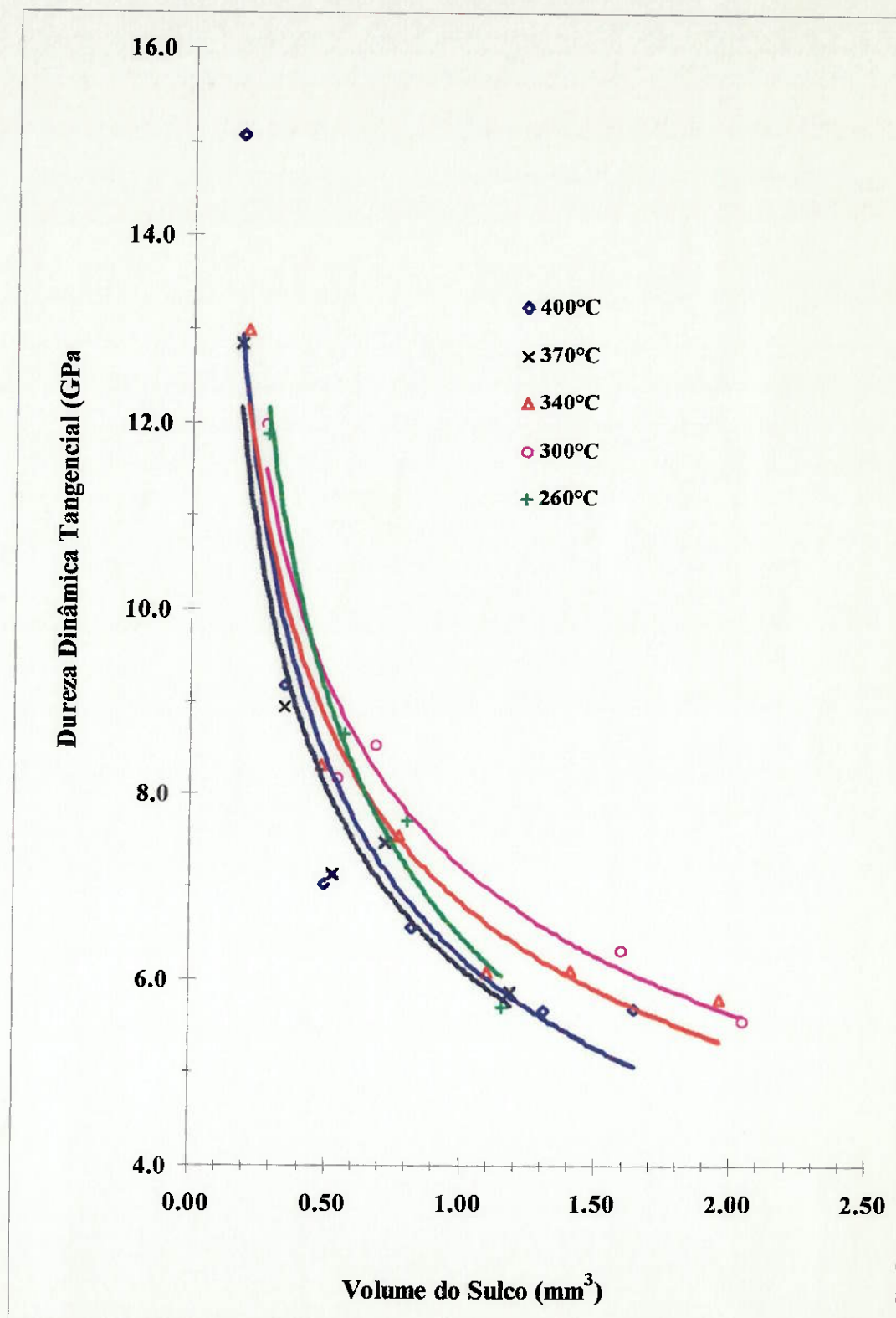


Figura 5-29. Variação da dureza dinâmica tangencial com o volume do sulco formado para ferro fundido nodular austemperado a cinco temperaturas diferentes.

A curva de ajuste entre esses valores apresenta um coeficiente de inclinação igual a 1,227, bastante próximo do encontrado pelos autores acima mencionados. Esta análise mostra uma grande consistência entre os resultados obtidos neste trabalho e os reportados por esses autores, embora os materiais estudados sejam muito diferentes.

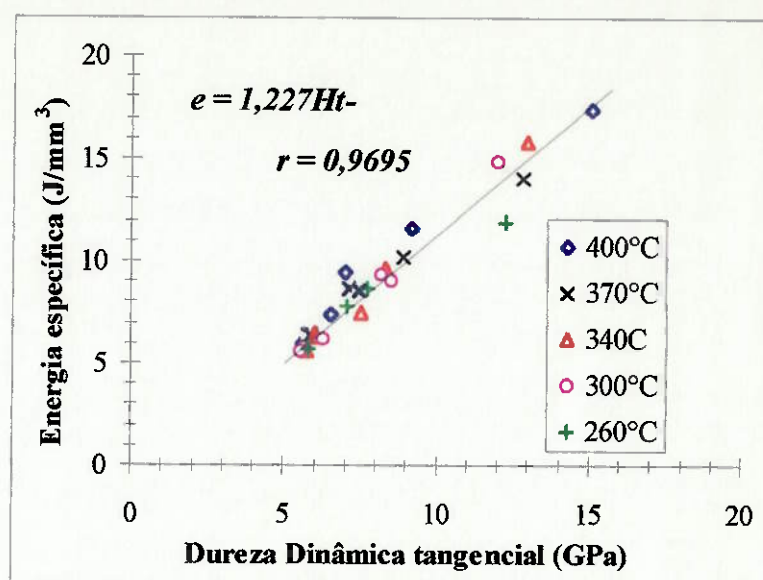


Figura 5-30. Relação entre a energia específica e a dureza dinâmica tangencial para o ferro fundido nodular austemperado a cinco temperaturas diferentes.

Outro resultado importante é a variação da dureza dinâmica normal com o volume de material retirado do sulco, mostrado na figura 5-31. Em geral há uma ligeira tendência dessa medida a diminuir com o aumento da profundidade do sulco, mais acentuada nos materiais de maior dureza.

Resultados semelhantes foram reportados por LIANG et al.⁶⁹ estes autores encontraram pouca variação da dureza dinâmica normal com o volume de material retirado em metais e ligas de diferente dureza. A figura 5-32 mostra a variação da dureza dinâmica normal (H_n) com a dureza Vickers (HV 62,5); observa-se uma boa correlação, que indica que H_n pode ser utilizada como indicador do comportamento do material em condições dinâmicas no lugar da dureza estática. Na mesma figura pode-se observar que a dureza dinâmica é da ordem de 2,5 vezes o valor da dureza estática.

Esta diferença pode ser explicada através das diferentes velocidades de deformação impostas ao material nesses ensaios. A alta velocidade de deformação presente no ensaio com esclerômetro pendular produz maior resistência de deformação no material.

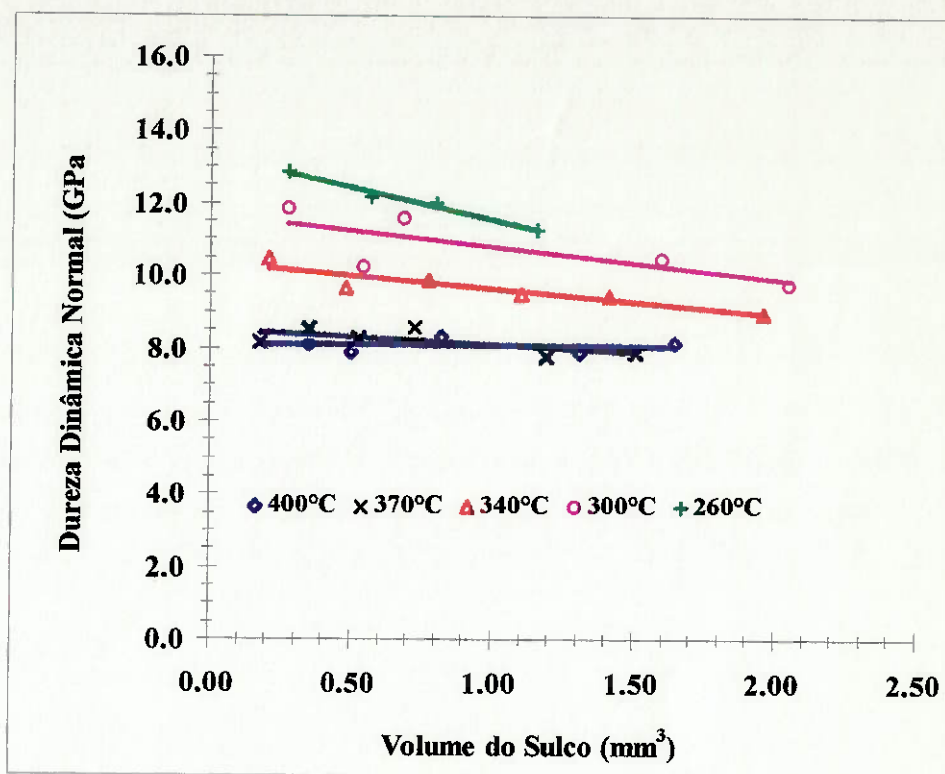


Figura 5-31. Variação da dureza dinâmica normal com o volume de material retirado para ferro fundido nodular austemperado a cinco temperaturas diferentes.

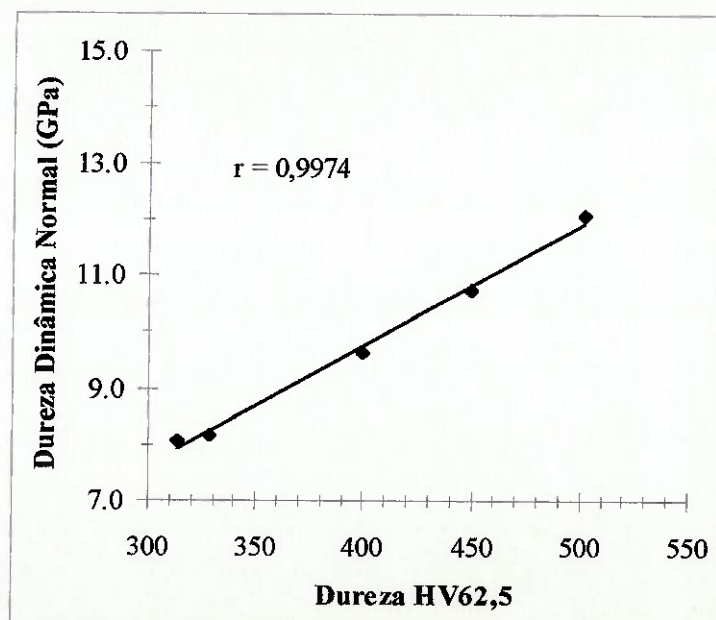


Figura 5-32. Variação da dureza dinâmica normal com a dureza estática do ferro fundido nodular austemperado.

5.2.4. Coeficiente de atrito

Outro resultado importante, obtido a partir do registro das forças presentes durante o contato entre a ferramenta e a superfície do material, é a variação do coeficiente de atrito, calculado como o quociente entre a força tangencial e normal, com a profundidade do sulco; tal resultado é apresentado na figura 5-33. Essa figura mostra claramente dois fenômenos já reportados na literatura, a saber: o coeficiente de atrito aumenta com a profundidade do sulco formado no material, independente da dureza do ferro fundido nodular austemperado, também descrito anteriormente para aço 1045; e, em segundo lugar há uma diminuição do coeficiente de atrito com a dureza do material independente da profundidade do sulco realizado.

LIANG et al.⁶⁹ reportaram resultados semelhantes aos encontrados no presente trabalho para materiais dúcteis, de dureza inferior a 300 HV; para materiais de dureza superior a 400 HV esses autores não encontraram variação do coeficiente de atrito com a profundidade. Estas diferenças podem ser atribuídas às características dos experimentos realizados nos dois trabalhos; a geometria da ponta do abrasivo utilizada por LIANG et al.⁶⁹ consistiu de uma pirâmide com ponta esférica e a energia inicial para seus ensaios foi aproximadamente 1 J.

Estes resultados também concordam com o modelo proposto por SUH et al.⁵⁹ apresentado no item 2.2. Estes pesquisadores reportaram aumento do coeficiente de atrito com o aumento da relação entre a largura do sulco formado e o raio da ponta da partícula abrasiva (w/r), ou seja com a penetração da partícula. Resultados similares foram apresentados por GANE & SKINNER,⁵⁸ trabalhando com ouro e cobre.

Todos estes resultados vão ao encontro do modelo proposto por BOWDEN & TABOR,¹⁰⁶ que considera a força de atrito entre as superfícies metálicas em contato deslizante como a resultante da soma de dois termos, relacionados com fenômenos de adesão entre as superfícies (shearing) e com a deformação da superfície de menor dureza (ploughing), como descrito pela seguinte equação.

$$F_t = S + P = A_s - A'p'$$

Equação 5-1

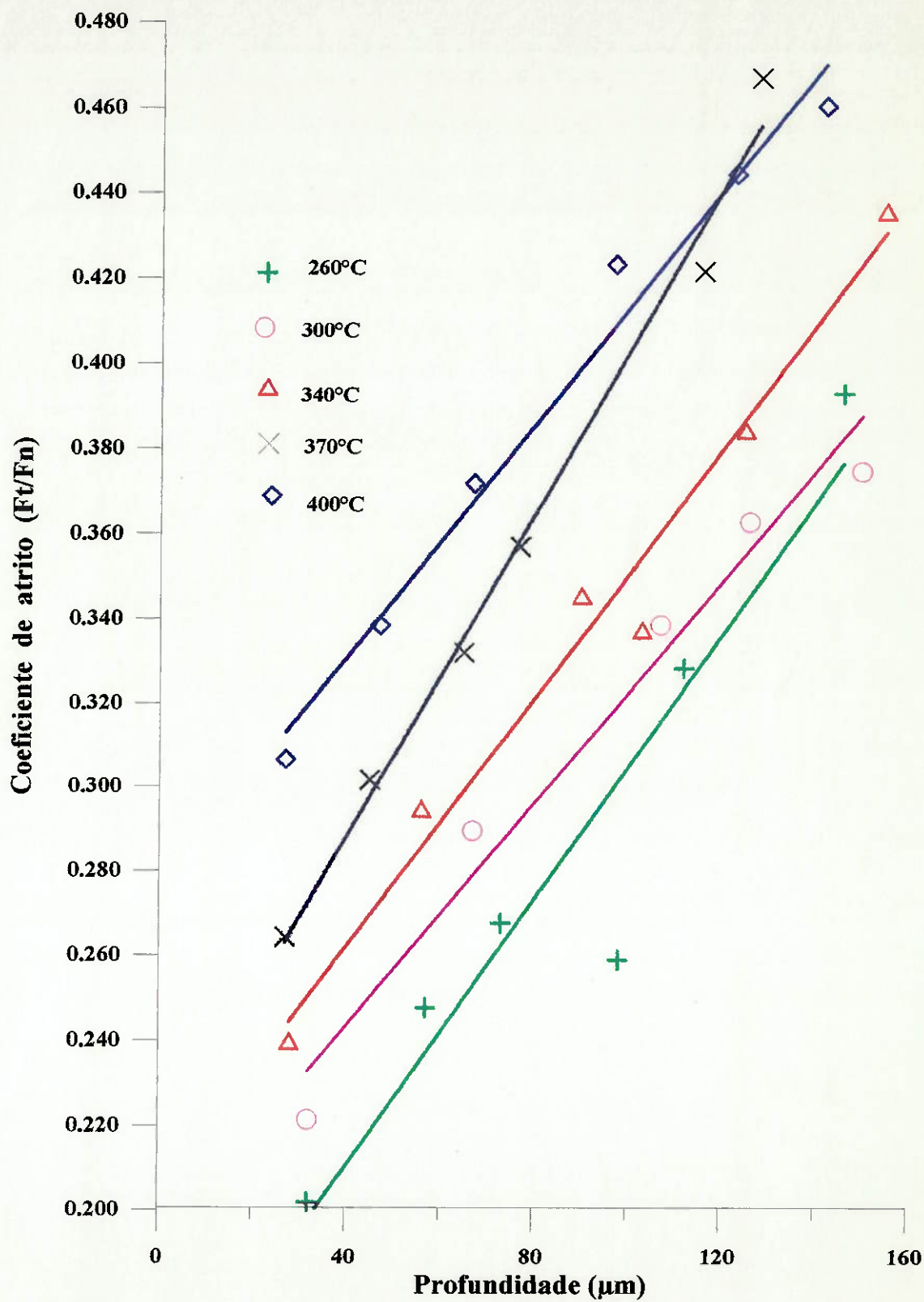


Figura 5-33. Variação do coeficiente de atrito com a profundidade máxima do sulco no ferro fundido nodular austemperado a diferentes temperaturas.

Nessa equação, o primeiro termo $S=As$ constitui a força necessária para romper as junções formadas durante o contato; A , é a área de contato projetada que suporta a partícula e s , é a força por unidade de área atuando na direção horizontal. O segundo termo $P=A's'$ corresponde à força requerida para deslocar o metal mais mole acumulado na frente da partícula abrasiva, denominado termo de deformação (sulcamento).

A participação de cada uma dessas parcelas no coeficiente de atrito é influenciada pela geometria da partícula em contato e pelas propriedades do material. O termo de deformação é muito mais pronunciado quando a partícula tem uma ponta com formato piramidal; pontas com forma de hemisfério, por outro lado, favorecem a presença do mecanismo de adesão.

Vários pesquisadores têm sugerido que a aplicação deste modelo é válida se um dos mecanismos acima referidos é desprezível quando comparado com o outro.^{58, 107} Isto significa que em desgaste por deslizamento tem maior importância o termo adesivo; durante a abrasão de metais por partículas de minério, por outro lado, o termo relacionado com a deformação plástica é muito maior do que o termo de adesão.

Nos ensaios de resistência ao risco, com esclerômetro linear ou pendular, pode-se considerar que o termo correspondente à adesão entre as superfícies tem pouca contribuição para o coeficiente de atrito; dessa forma, as variações do coeficiente de atrito total nestes sistemas são devidas às variações do termo de deformação.¹⁰

O aumento do coeficiente de atrito com a profundidade do sulco observado na figura 5-33, pode ser explicado, então, a partir de um aumento da participação do processo de deformação plástica (ploughing) na interação partícula – superfície; o aumento da penetração da partícula produz aumento considerável do volume do material que é deslocado na frente da mesma.

Os cálculos e os resultados experimentais apresentados por BOWDEN & TABOR¹⁰⁶ mostraram que a componente da força de atrito correspondente à deformação aumenta linearmente com a largura do sulco elevada à terceira potência (d^3), enquanto o termo de adesão aumenta linearmente com essa medida (d). Explica-se assim então o aumento do coeficiente de atrito com o aumento da profundidade do sulco.

Outro aspecto importante que pode ser observado na figura 5-33 é um aumento do coeficiente de atrito com a diminuição da dureza para determinada profundidade do sulco. BOWDEN & TABOR ¹⁰⁶ sugeriram que o termo correspondente à deformação (ploughing) é pequeno para metais de alta dureza e aumenta com a queda dessa propriedade. A figura 5-34 apresenta a variação do coeficiente de atrito com a dureza HV 62,5 para duas profundidades de sulcos; observa-se que o coeficiente de atrito diminui com o aumento da dureza do material, e aumenta com a profundidade do sulco.

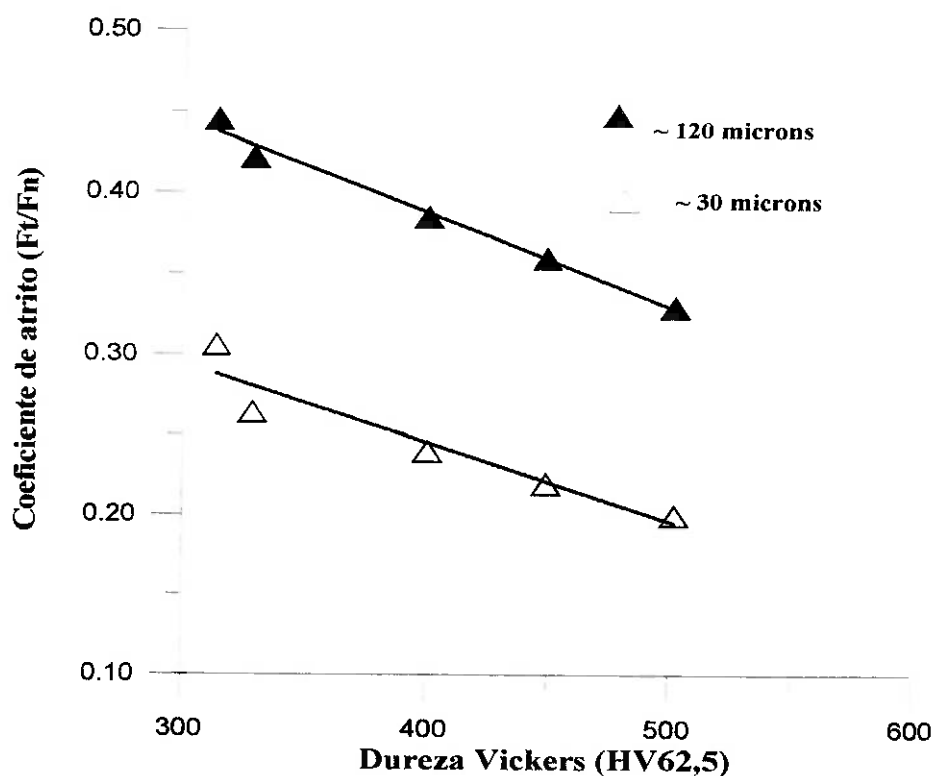


Figura 5-34. Variação do coeficiente de atrito com dureza do ferro fundido nodular austemperado, para duas profundidades de sulco realizado.

A variação do coeficiente de atrito com a carga aplicada sobre a superfície é outra análise importante que pode ser feita a partir dos resultados obtidos neste trabalho. Segundo a primeira lei de Amontons, a força de atrito entre um par de superfícies que deslizam em contato é proporcional à força normal existente entre elas; a constante de proporcionalidade que relaciona essas duas forças é o coeficiente de atrito. Uma segunda lei proposta por esse pesquisador estabelece que a força de atrito é independente da área de contato aparente entre as superfícies que deslizam. Estas duas leis têm sido confirmadas experimentalmente por vários pesquisadores em

experimentos nos quais o termo de deformação é considerado desprezível, isto é a força de atrito é a resultante de fenômenos de adesão presentes na superfície.

Se a interação entre a partícula e o material, por outro lado, tem como resultado um processo de deformação acentuada da superfície, a força de atrito não é proporcional à carga aplicada. Esse comportamento é evidenciado na figura 5-35, na qual é apresentada a variação do coeficiente de atrito com a carga normal máxima registrada para o ferro fundido nodular austemperado a três temperaturas diferentes - 260°C , 300°C 340°C. Observa-se claramente um aumento do coeficiente de atrito com a força normal.

A soma de adesão e deformação é a essência do modelo proposto por BOWDEN & TABOR ¹⁰⁶ que propõem que se os esforços presentes durante o contato ou a geometria do mesmo produzem deformação plástica e encruamento de uma das superfícies, pode-se esperar uma participação das forças relacionadas com essa deformação na força de atrito, adicional à componente de adesão.

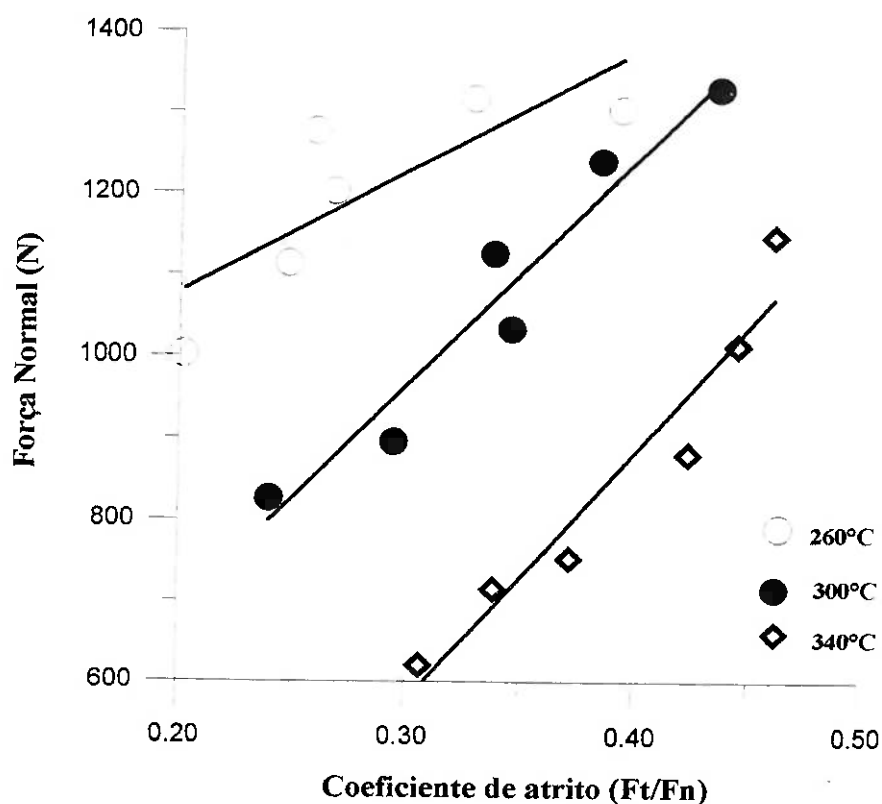


Figura 5-35. Variação do coeficiente de atrito com a força normal registrada durante o ensaio para três temperaturas de austêmpera.

5.2.5. Características dos sulcos formados.

As figuras 5-36 a 5-38 mostram a superfície do fundo do sulco de três corpos de prova austemperados em temperaturas diferentes. Em geral, a superfície mostra um aspecto rugoso, diferente da superfície lisa encontrada nos aços carbono. Nota-se a presença de micro-cavacos aderidos à superfície do fundo do canal, assim como de crateras formadas a partir dos nódulos de grafita; este fato é mais acentuado nas amostras de material tratado em temperaturas superiores.

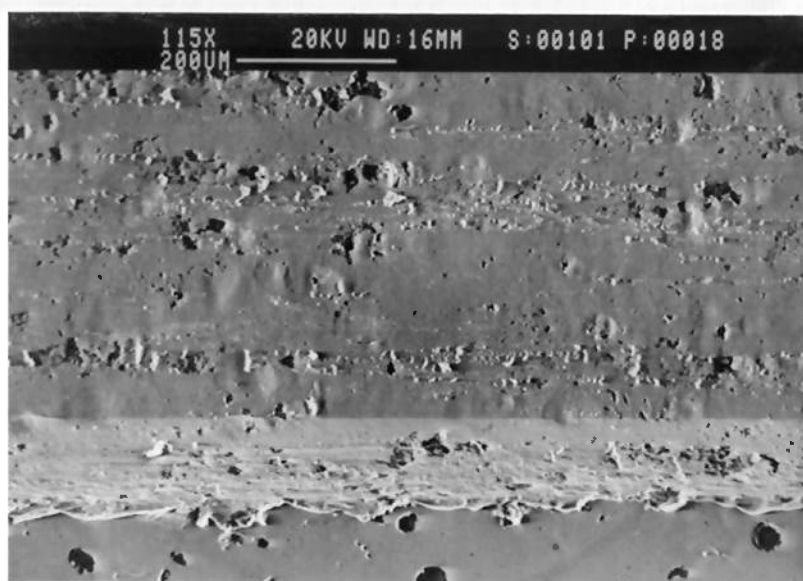


Figura 5-36. Aspecto da superfície do fundo do canal formado em ferro fundido nodular austemperado a 260°C.

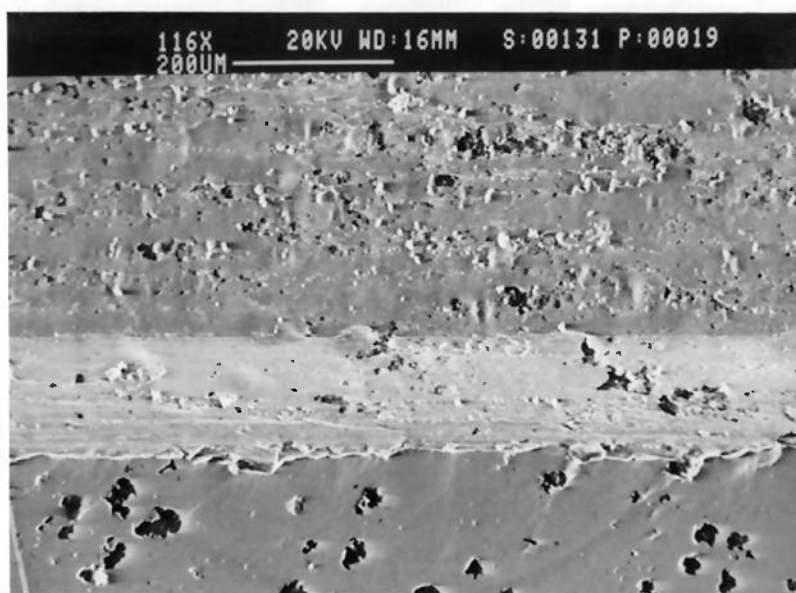


Figura 5-37 Aspecto da superfície do fundo do canal formado em ferro fundido nodular austemperado a 300°C.

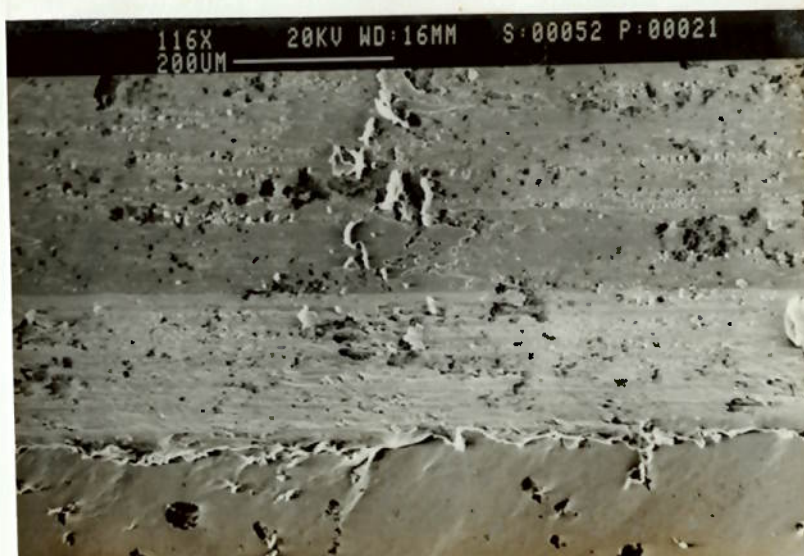


Figura 5-38 Aspecto da superfície do fundo do canal formado em ferro fundido nodular austemperado a 370°C.

O estudo metalográfico das seções transversais dos sulcos mostraram a formação de uma camada branca, também encontrada nos aço carbono. Os valores de dureza encontrados nessa camada foram da ordem de 800 Hv; estes valores mostram que há ocorrência de formação de martensítica durante a interação entre a partícula e o material.

A figura 5.39 mostra a seção de um sulco realizado num corpo de prova austemperado a 300°C durante duas horas. A presença dessa camada tem sido atribuída à transformação martensítica devida ao aquecimento do material, decorrente do atrito entre partícula e superfície.⁶⁵

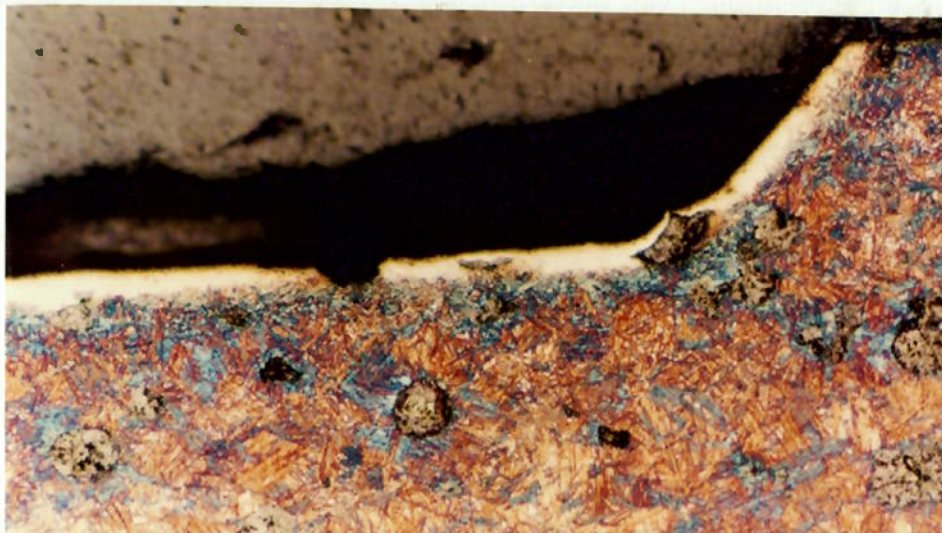


Figura 5-39 Microestrutura da região vizinha ao sulco formado num corpo de prova de ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas. (250X).

5.2.6. Características dos cavacos formados.

Foram feitas seções metalográficas de cavacos obtidos em ensaios resistência ao risco de ferros fundidos nodulares austemperados, com o objetivo de determinar possíveis mecanismos de arrancamento de material e, também, estudar o papel dos nódulos de grafita na remoção do material. As figuras 5-40 e 5-41 mostram a seção longitudinal de um cavaco obtido a partir de um ensaio de riscamento de 60 μm de profundidade num ferro fundido nodular austemperado a 300°C. Observa-se que o tipo de cavaco é descontínuo, sendo que a fase grafita atua como região mais fraca através da qual ocorre a quebra do cavaco. A imagem do MEV (figura 5-41b) mostra com nitidez o formato do cavaco e o efeito da grafita já mencionado. A região lisa do cavaco, região de corte, mostra uma fina camada martensítica, também encontrada na seção transversal do sulco (figura 5-39). Com ensaios de maior profundidade ocorre uma quebra total do cavaco, não sendo possível sua obtenção para posterior análise.

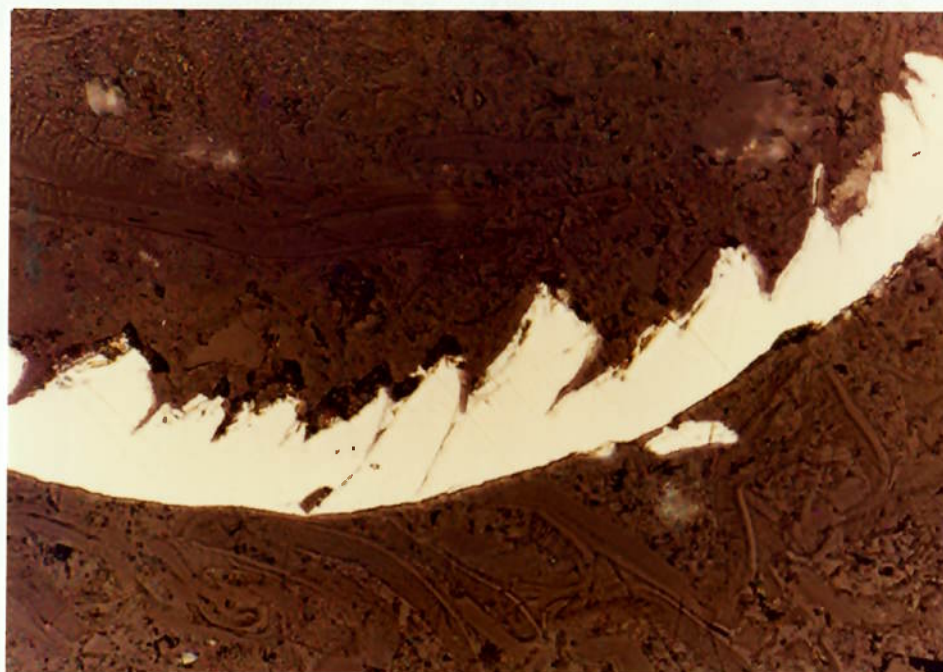


Figura 5-40. Microestrutura da seção longitudinal de um cavaco obtido no ensaio de um ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas. Sem ataque. 400X

5.3. EFEITO DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES BAINÍTICOS.

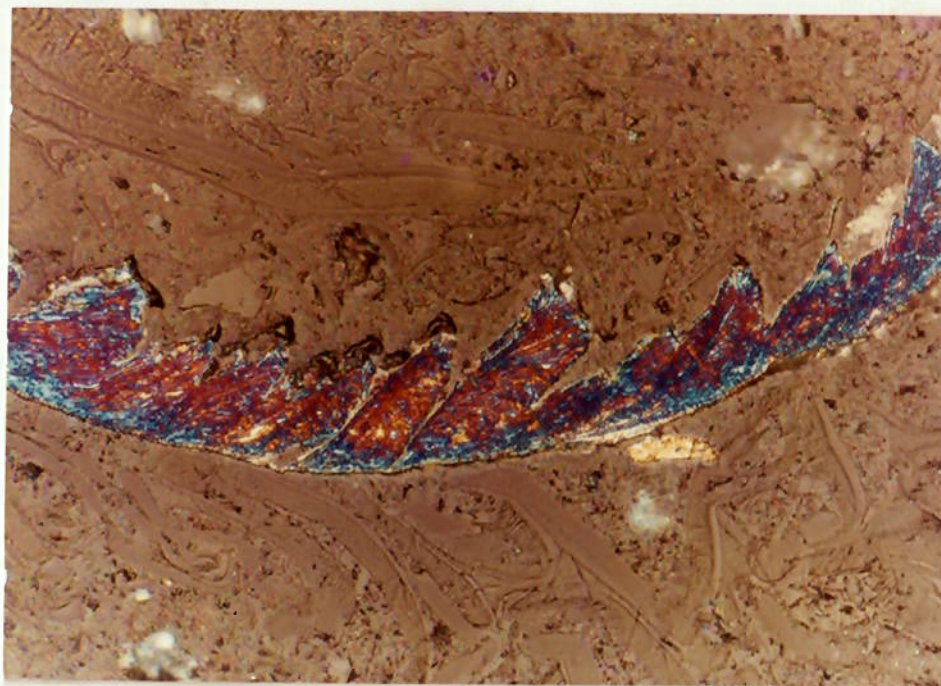
O efeito da temperatura de austenitização na energia específica absorvida, i. e., na resistência à abrasão, foi estudada para ferro fundido nodular submetido à tratamento térmico de austêmpera em duas temperaturas, correspondentes à bainita inferior (300°C) e bainita superior (370°C) após austenitização a 875°C, 925°C e 975°C por duas horas.

5.3.1. Bainita Superior

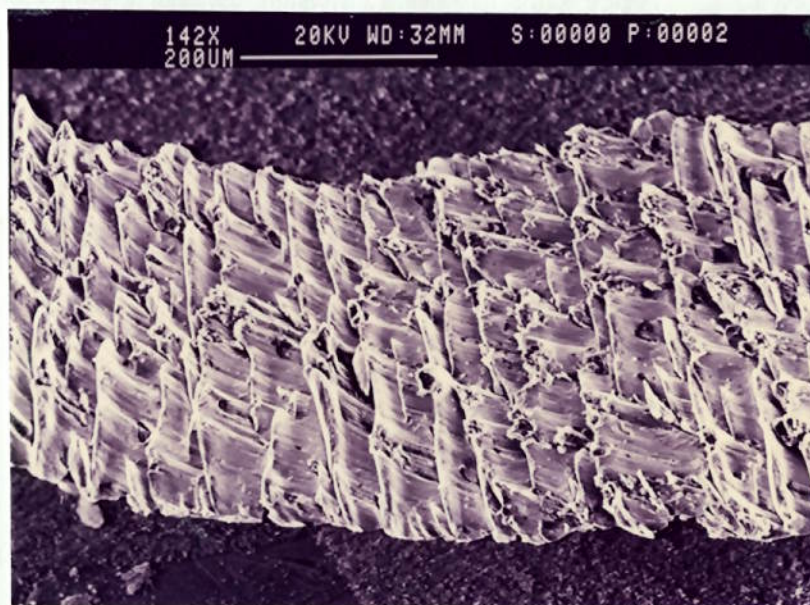
5.3.1.1. Microestrutura

A figura 5-42 mostra a microestrutura obtida no ferro fundido nodular austemperado a 370°C durante 2 horas, após tratamento de austenitização a 875°C e 975°C. A microestrutura é composta por ferrita bainítica e austenita retida; observa-se uma morfologia típica de bainita superior, com aspecto plumoso; não foi observada presença de martensita para esse tempo de tratamento. O aumento da temperatura de austenitização promove a formação de uma microestrutura mais grosseira, com lamelas de ferrita bainítica de maior tamanho e mais distantes entre si; observa-se, também, aumento da presença de austenita em forma de blocos. Isto resulta na presença de maiores frações volumétricas de austenita retida, como mostrado pelos resultados de Difração de Raios X apresentados na tabela 5-8.

Estas mudanças microestruturais estão relacionadas com os efeitos que a temperatura de austenitização exerce na cinética do processo de austêmpera, o qual é um processo controlado pela difusão do carbono. A energia livre disponível para a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ aumenta com a diminuição da temperatura de austenitização, como discutido no item 1.3.2, figura 1-9; como resultado, a taxa de nucleação de lamelas de ferrita aumenta formando-se uma microestrutura mais homogênea. A taxa de crescimento dessas lamelas também é aumentada quando a temperatura de austenitização diminui devido ao menor teor de carbono na austenita inicial (C_{γ^0}) o que



a)



b)

Figura 5-41. a) Microestrutura da seção longitudinal de um cavaco obtido no ensaio de um ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas. Ataque nital 2%. 400X. b) Fotografia de MEV de um cavaco obtido no ensaio de riscamento de um ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas.

leva a um maior gradiente entre C_γ (teor de carbono da austenita metaestável) e C_γ^0 aumenta a taxa de crescimento das lamelas de ferrita.

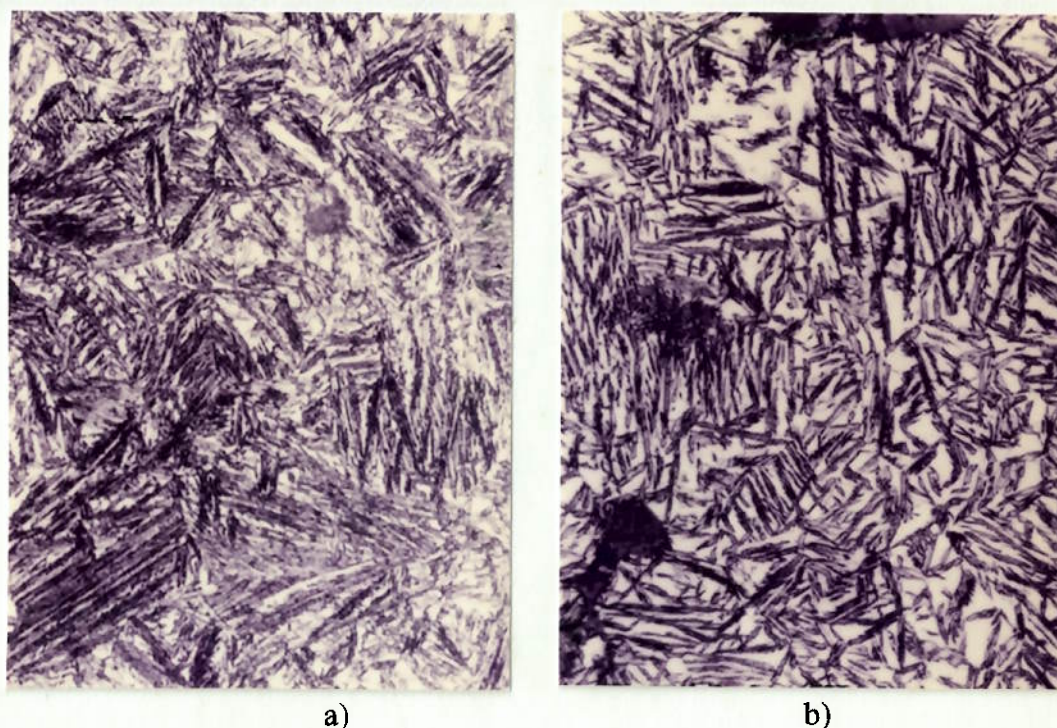


Figura 5-42. Microestrutura do ferro fundido nodular austemperado a 370°C por duas horas após tratamento de austenitização: a) 875°C e b) 975°C, durante duas horas. Ataque químico Nital 4%. 1000X.

Na tabela 5-8 também é apresentada a variação dos valores de dureza HV 62,5 com a temperatura de austenitização para o ferro fundido nodular austemperado a 370°C; observa-se uma diminuição da dureza com o aumento da temperatura de austenitização, resultado da presença de maior fração volumétrica de austenita retida.

Tabela 5-8. Fração volumétrica de austenita retida e dureza para o ferro fundido nodular austemperado a 370°C por duas horas para diferentes temperaturas de austenitização.

<i>TRATAMENTO TÉRMICO.</i>	<i>AUSTENITA RETIDA (%)</i>	<i>DUREZA HV 62,5</i>
875°C -370°C	25	348
925°C -370°C	35	318
975°C -370°C	40	314

5.3.1.2. Resistência ao desgaste abrasivo

As figuras 5-43 e 5-44 mostram a variação da energia consumida e da energia específica com a perda de massa para o material austemperado a 370°C após tratamento de austenitização nas três temperaturas acima mencionadas. O maior consumo de energia por unidade de massa, ou seja resistência ao desgaste abrasivo, foi observada no ferro fundido nodular austenitizado a 875°C. O aumento da temperatura de austenitização produz uma queda contínua da resistência ao desgaste abrasivo para toda a faixa de massa arrancada.

A tabela 5-9 mostra os parâmetros K e q determinados a partir do ajuste das curvas de variação de energia específica com a perda de massa; os coeficientes de correlação correspondentes ao ajuste das curvas também são apresentados

Tabela 5-9. Valores de K e q obtidos do ajuste das curvas de variação de energia consumida com perda de massa para o ferro fundido nodular austemperado a 370°C por duas horas para diferentes temperaturas de austenitização.

TRATAMENTO	K	Q	q^{-1}	r
875°C- 2H/370°C - 2H	2,900	0,524	-0,476	0,993
925°C -2H/370°C - 2H	2,763	0,525	-0,475	0,993
975°C -2H/370°C - 2H	2,596	0,542	-0,458	0,961

Utilizando os valores dos parâmetros K e q , apresentados na tabela 5-9, pode-se construir um gráfico que represente a variação de energia específica (resistência à abrasão) com a temperatura de austenitização, para determinada perda de massa.

O gráfico apresentado na figura 5-45 mostra a variação da energia específica e da dureza Vickers HV 31,25 com a temperatura de austenitização. Observa-se uma queda contínua da energia específica com o aumento da temperatura de austenitização; essa queda foi mais acentuada para perdas de massa pequenas. Esta variação foi acompanhada de um aumento da fração de austenita retida e de uma diminuição da dureza, como ilustrado na tabela 5-8.

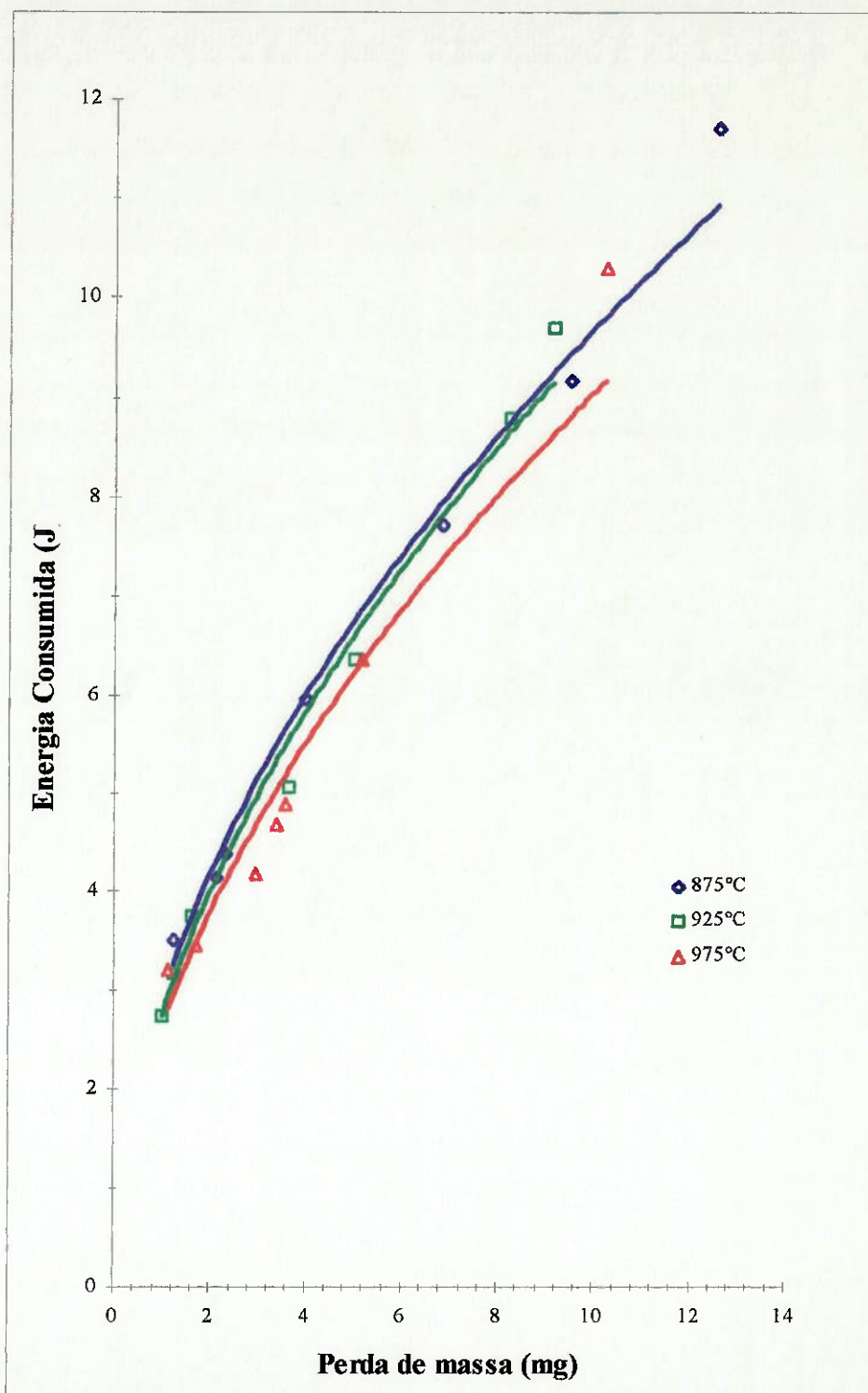


Figura 5-43. Variação da energia consumida com a perda de massa para o ferro fundido nodular austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C e austemperado a 370°C por duas horas.

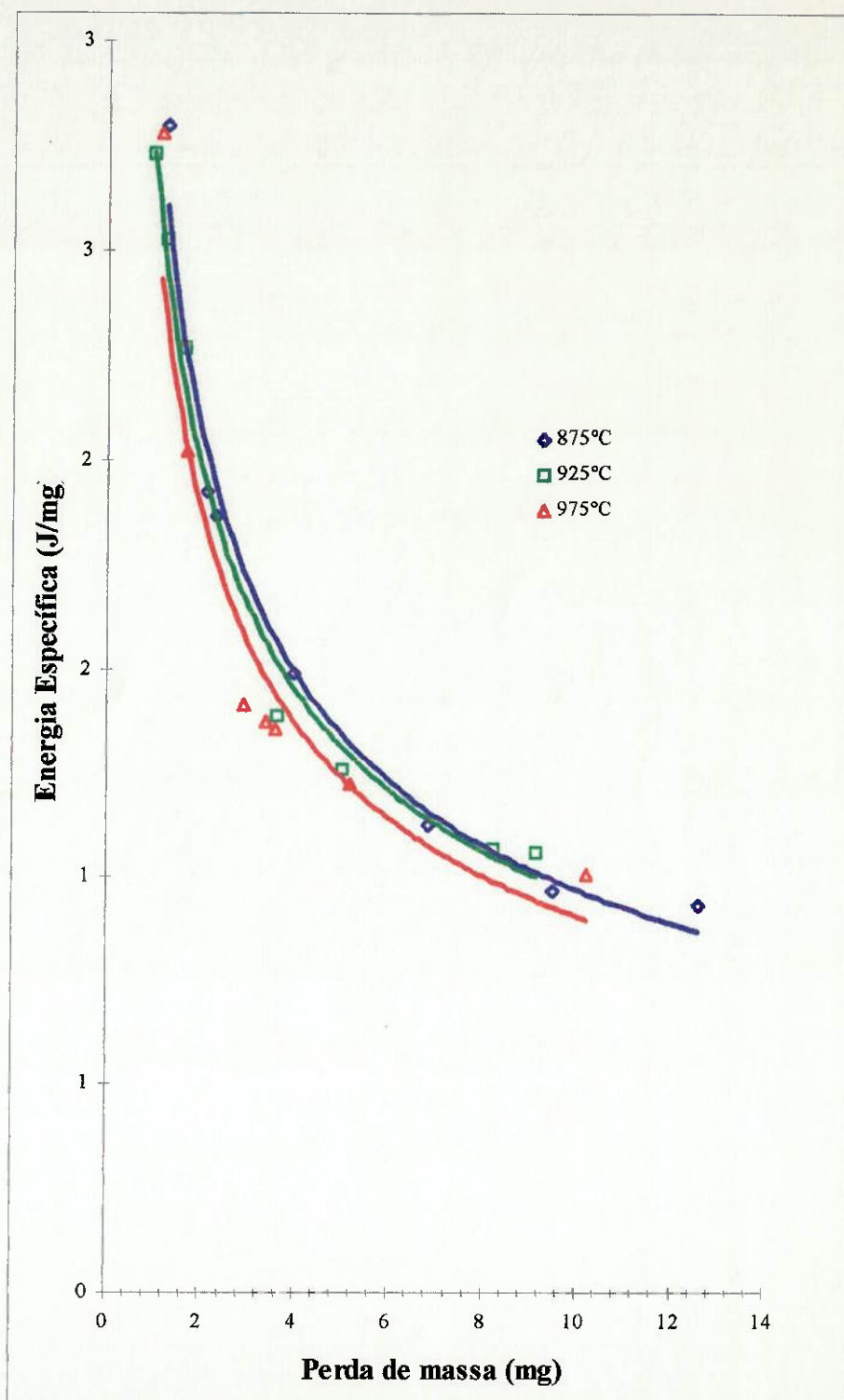


Figura 5-44. Variação da energia específica com a perda de massa para o ferro fundido nodular austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C e austemperado a 370°C por duas horas.

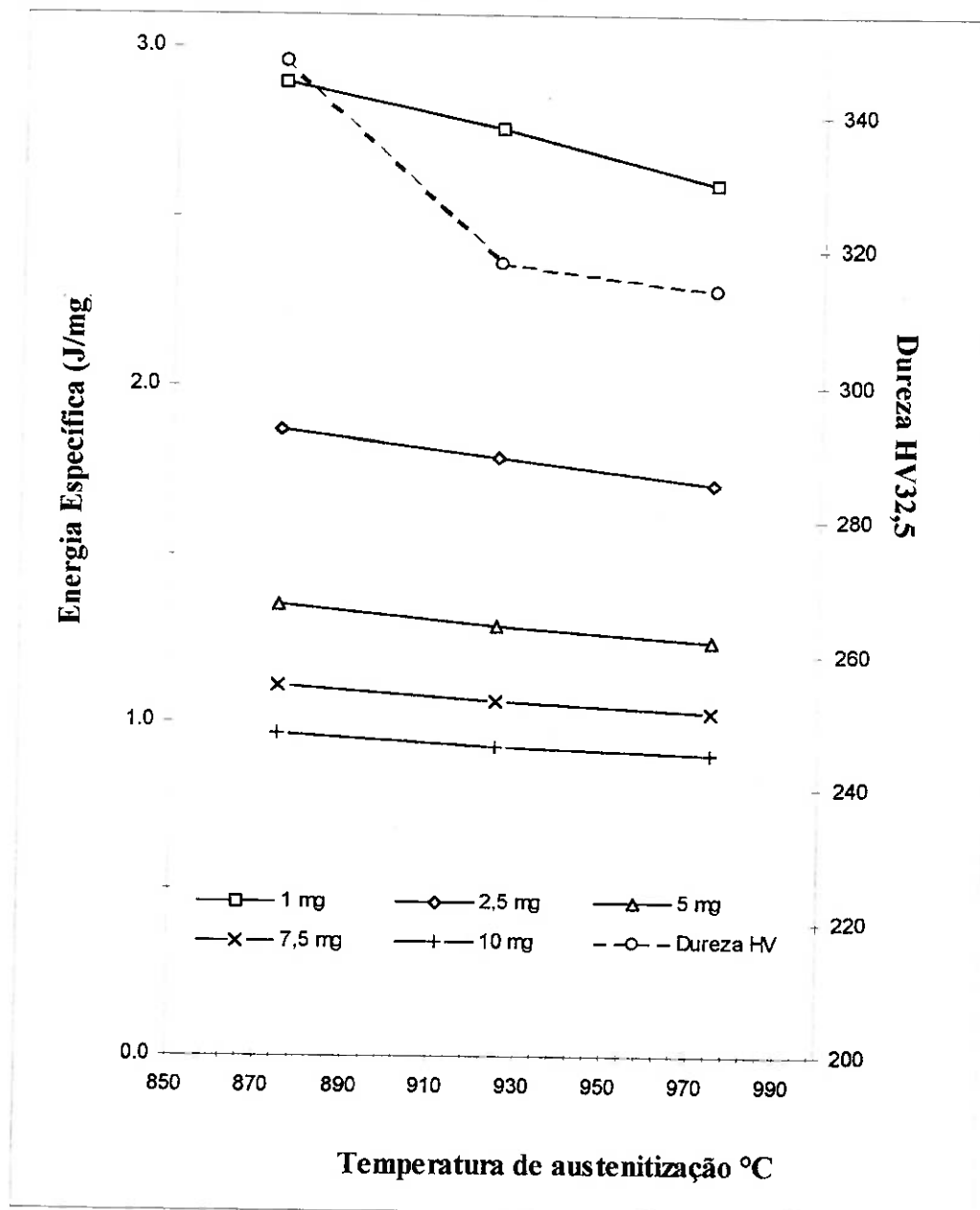


Figura 5-45. Curvas de variação da energia específica com a perda de massa, baseada nos parâmetros K e q para o ferro fundido nodular austemperado a 370°C por duas horas e austenitizado a diferentes temperaturas

O comportamento dos materiais submetidos a desgaste abrasivo envolvendo grandes deformações e alta velocidade de deformação está influenciado, além da dureza, por outras propriedades mecânicas tais como resistência a tração, ductilidade e resistência ao impacto. É importante, portanto, analisar a influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares austemperados.

As propriedades mecânicas, medidas no ensaio de tração e no ensaio de impacto Charpy do ferro fundido nodular austemperado objeto deste estudo, foram estudadas por CUEVA et al.¹⁰⁸. Esses autores determinaram uma ligeira queda da resistência à tração e do limite de escoamento com o aumento da temperatura de austenitização; ao mesmo tempo ocorre um aumento da energia absorvida no ensaio de impacto e de alongamento. Estes resultados concordam com os reportados por outros pesquisadores.²⁵

Esta queda na resistência ao desgaste abrasivo e na resistência à tração, pode ser explicada a partir das mudanças microestruturais causadas pelo aumento da temperatura de austenitização. Esta variável exerce influência no teor de carbono da austenita inicial, no tamanho de grão austenítico e na homogeneidade química da matriz.

O aumento da temperatura de austenitização promove a formação de uma microestrutura bainítica mais grosseira, devido à menor nucleação de lamelas de ferrita bainítica durante a reação de austêmpera: as lamelas apresentam um tamanho maior, que corresponde aproximadamente ao tamanho de grão da austenita inicial. CUEVA et al.¹⁰⁸, realizaram medidas indiretas do tamanho do grão neste mesmo ferro fundido nodular, encontrando valores de 18,5 μm , 34,5 μm e 44,5 μm correspondentes às três temperaturas de austenitização selecionadas para este estudo - 875°C, 925°C, e 975°C. Adicionalmente a essas mudanças microestruturais deve-se somar o aumento da fração volumétrica de austenita retida decorrente do aumento da temperatura de austenitização.

O aumento da temperatura de austenitização gera a formação de dois tipos de austenita retida na matriz metálica do ferro fundido nodular austemperado, a saber: um filme fino de austenita formado entre as lamelas de ferrita bainítica, enriquecido em carbono e de alta estabilidade, e os blocos de austenita retida formados devido à heterogeneidade na difusão do carbono durante a reação de austêmpera; estas regiões apresentam uma menor estabilidade térmica e mecânica, sendo mais susceptível de sofrer transformação martensítica, fase deletéria para as propriedades mecânicas do material. A formação desta martensita é mais acentuada em temperaturas de austêmpera acima de 350°C.²⁴

Estes resultados permitem afirmar que o aumento da fração volumétrica de austenita retida não promove um aumento da resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular sem elementos de liga, austemperado em temperaturas correspondentes à bainita superior. Este resultado é contrário ao apresentado por ZUM GHAR.³⁷ Este pesquisador encontrou um aumento da resistência ao desgaste abrasivo com o aumento da fração volumétrica de austenita, obtido através de aumento da temperatura de austêmpera. A diferença entre estes resultados põe em evidência a diferença dos tribossistemas utilizados, como discutido anteriormente.

5.3.2. Bainita Inferior

5.3.2.1. Microestrutura

A figura 5-46 mostra as microestruturas obtidas no ferro fundido nodular austemperado a 300°C, após austenitização a 875°C e 975°C. A microestrutura é composta por agulhas finas de ferrita bainítica e austenita retida; o aumento da temperatura de austenitização produz uma microestrutura mais grosseira com lamelas de ferrita maiores e mais separadas. A quantidade de austenita retida aumenta com a temperatura de austenitização como mostrado na tabela 5-10; essa fração volumétrica é menor em relação à encontrada na microestrutura obtida a 370°C.

Tabela 5-10. Fração volumétrica de austenita retida e dureza para o ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas para diferentes temperaturas de austenitização.

<i>TRATAMENTO TÉRMICO.</i>	<i>AUSTENITA RETIDA (%)</i>	<i>DUREZA HV 62,5</i>
875°C -300°C	12	476
925°C -300°C	19	449
975°C -300°C	25	439

Na tabela 5-10 também são apresentados os valores de dureza HV62,5 para o ferro fundido nodular austemperado nessa temperatura após austenitização nas três temperaturas acima mencionadas. Observa-se uma diminuição dessa propriedade com a temperatura de austenitização.



875°C



975°C

Figura 5-46 Microestrutura do ferro fundido nodular austemperado a 300°C por duas horas após tratamento de austenitização a 875°C e 975°C durante duas horas. Ataque Nital 4%. 1000X

5.3.2.2. Resistência ao desgaste abrasivo.

As figuras 5-47 e 5-48 mostram a influência da temperatura de austenitização na energia absorvida para a realização do risco e na energia específica, respectivamente, para perdas de massa entre 1 mg e 10 mg no material austemperado a 300°C por duas horas. Observa-se que o material austenitizado a 875°C apresenta o menor consumo de energia para toda a faixa de massa arrancada.

Comparando as curvas correspondentes ao ferro fundido nodular austenitizado a 925°C e 975°C observa-se que seu comportamento é dependente da quantidade de massa arrancada. Para perdas de massa inferiores a 2,5 mg a energia absorvida é praticamente igual; com perdas de massa maiores o material tratado a 925°C apresenta um maior consumo de energia, ou seja uma melhor resistência à abrasão.

A tabela 5-11 mostra os parâmetros K e q determinados a partir do ajuste das curvas de variação de energia específica para o ferro fundido nodular austemperado a 300°C com a perda de massa; os coeficientes de correlação correspondentes ao ajuste das curvas também são apresentados.

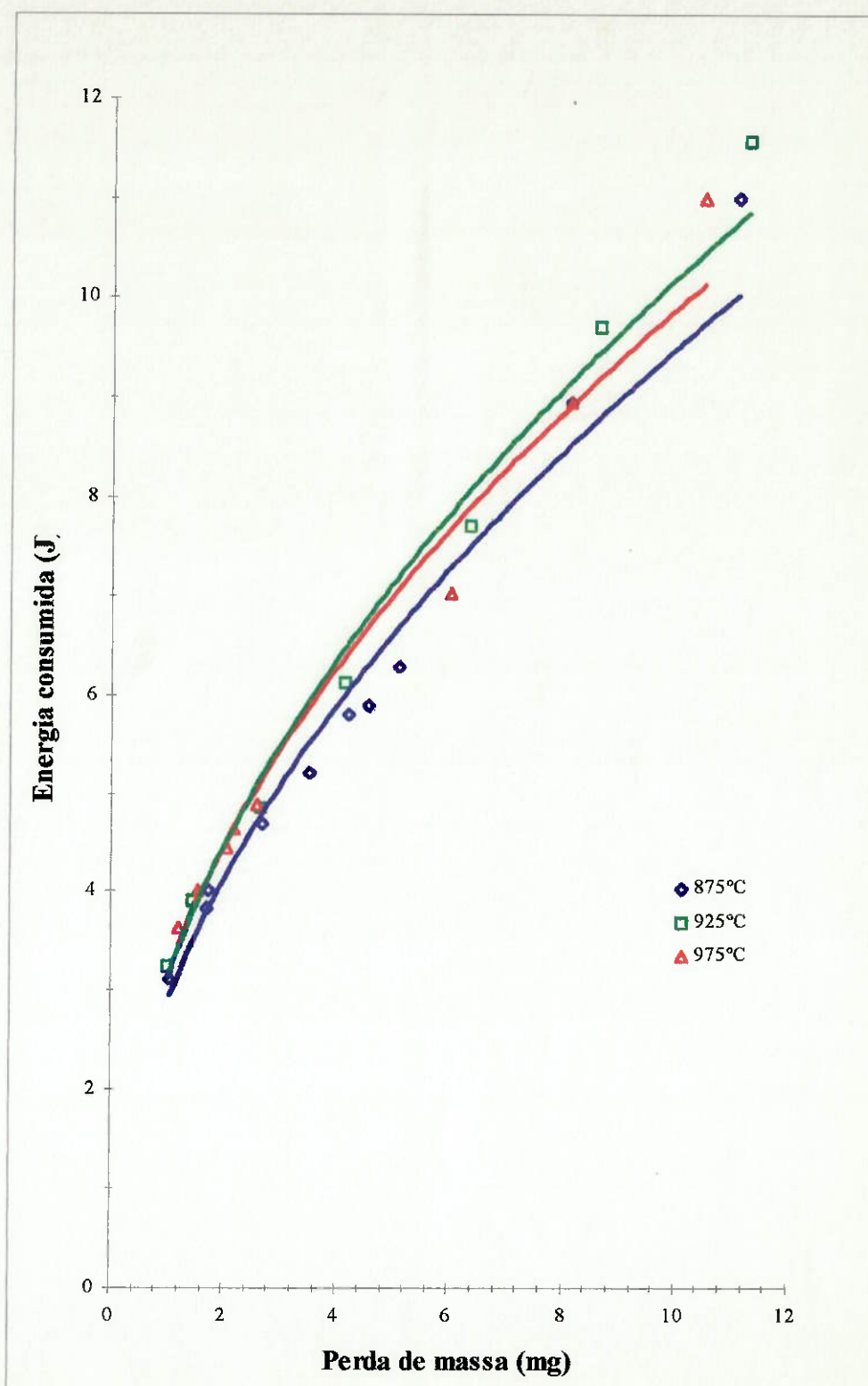


Figura 5-47. Variação da energia consumida com a perda de massa para o ferro fundido nodular austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C e austemperado a 300°C por duas horas.

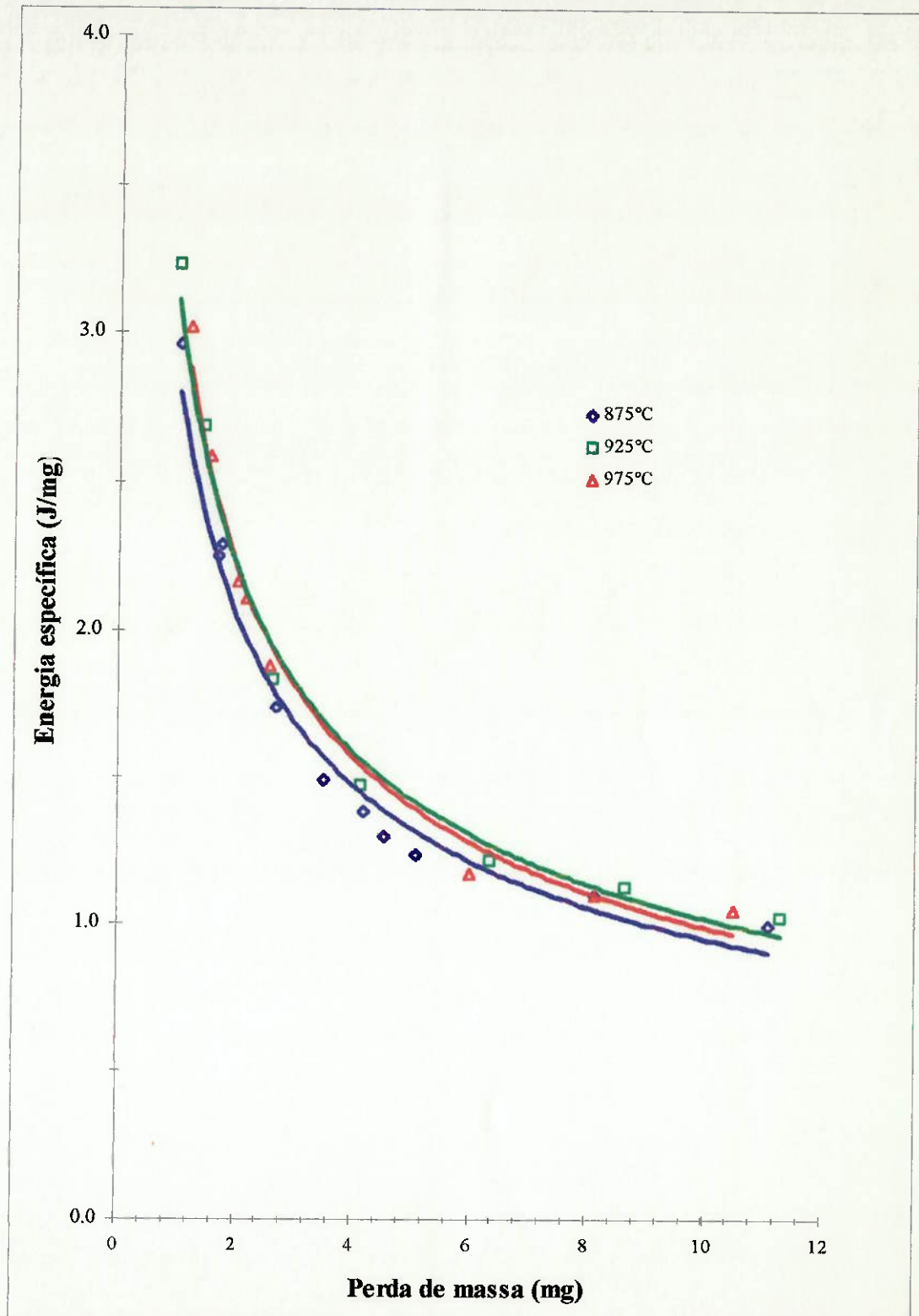


Figura 5-48. Variação da energia específica com a perda de massa para o ferro fundido nodular austenitizado a 875°C, 925°C e 975°C e austemperado a 300°C por duas horas

Tabela 5-11. Valores de K e q para as diferentes condições de tratamento de austêmpera.

<i>TRATAMENTO</i>	K	q	q^{-1}	r
875°C - 2H/300°C - 2H	2,867	0,520	-0,480	0,987
925°C - 2H/300°C - 2H	3,112	0,515	-0,485	0,993
975°C - 2H/300°C - 2H	3,086	0,509	-0,491	0,992

A figura 5-49 mostra a variação da energia específica necessária para arrancar determinada quantidade de massa com a temperatura de austenitização. Essa energia é calculada utilizando os parâmetros K e q encontrados experimentalmente e aplicados à equação 2-12. A variação da dureza com a temperatura de austenitização é também apresentada na mesma figura.

Observa-se que a energia consumida alcança um máximo na temperatura de austenitização igual a 925°C; o posterior aumento dessa temperatura produz uma queda da energia absorvida ou seja da resistência ao desgaste. Esta mudança é acompanhada por uma queda contínua no valor de dureza e por um aumento da fração de austenita retida como ilustrado na tabela 5-10.

A variação das propriedades mecânicas com a temperatura de austenitização deve ser levada em conta para analisar a variação da resistência ao desgaste com a temperatura de austenitização. CUEVA et al.¹⁰⁸ reportaram uma pequena diminuição do alongamento, acompanhada de uma ligeira queda na resistência à tração e do limite de escoamento. A energia de impacto por outro lado, ficou estável entre 875°C e 925°C, e mostrou um aumento importante com o posterior aumento da temperatura para 975°C. Resultados semelhantes foram reportados por outros pesquisadores.

GRECH & YOUNG²⁶ mostraram que ocorre um aumento da energia de impacto com o aumento da temperatura de austenitização, entre 850°C e 950°C, para ferro fundido nodular com adição de Cu e Ni, austemperado a 300°C e 325°C. Para temperaturas de austêmpera superiores (350°C, 375°C e 400°C) a energia absorvida diminuiu com o aumento da temperatura de austenitização. Um resultado semelhante foi encontrado por DARWISH & ELLIOT,²⁴ que estudaram o efeito da temperatura de

austenitização nas propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular de baixo teor de Mn, contendo Cu e Ni. austemperado a 300°C.

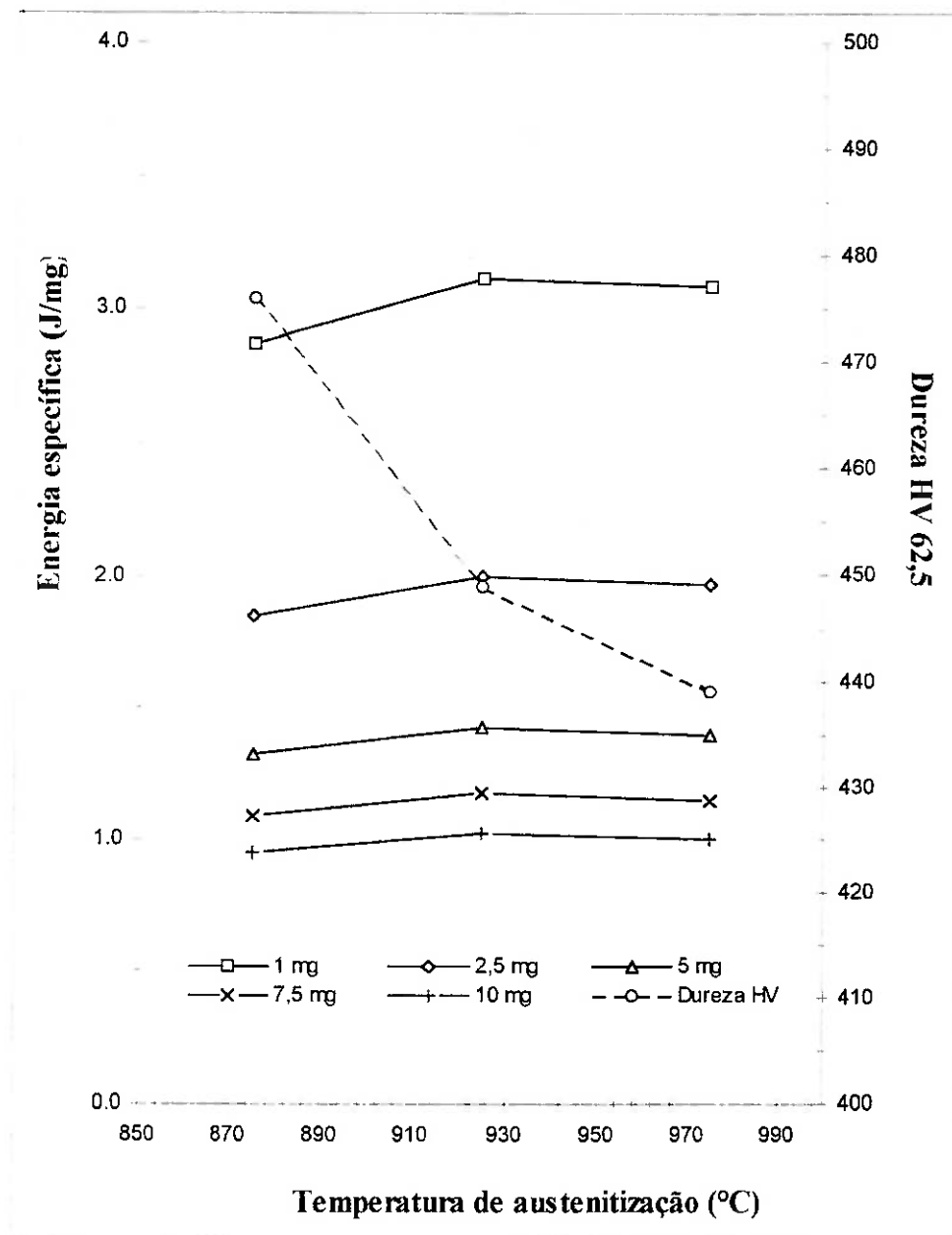


Figura 5-49. Curvas de variação da energia específica com a perda de massa, baseada nos parâmetros K e q para o ferro fundido nodular austemperado a 300°C e austenitizado a diferentes temperaturas

Estes resultados mostram, então, que há ligeiro aumento da resistência ao desgaste abrasivo e da tenacidade com o aumento da temperatura de austenitização, dos ferros fundidos nodulares austemperados de alta resistência (Classes 4 e 5 da tabela 1-1). Esse aumento pode ser atribuído à maior fração volumétrica de austenita retida; a

capacidade de deformação e de encruamento própria dessa fase são responsáveis por esse melhor comportamento. O efeito benéfico, no entanto, está condicionado à ausência de Mo e Mn na composição química, devido ao fenômeno de segregação próprio destes elementos durante a solidificação do ferro fundido nodular nodular.²⁶

Os resultados acima descritos mostram que o efeito da temperatura de austenitização na resistência ao desgaste abrasivo depende da temperatura de austêmpera. Para os ferros fundidos nodulares austemperados de alta resistência, austemperados a 300°C, o melhor comportamento frente ao desgaste abrasivo foi conseguido com temperaturas de austenitização de 925°C o maior. Temperaturas muito altas, no entanto, produzem um crescimento exagerado do tamanho do grão. Para o material austemperado a 370°C (bainita superior), o resultado obtido foi melhor com a menor temperatura de austenitização, isto é, 875°C.

5.4. RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE FERROS FUNDIDOS NODULARES DE MATRIZ MARTENSÍTICA REVENIDA

Os ferros fundidos nodulares martensíticos constituem uma alternativa interessante para a confecção de peças submetidas à desgaste abrasivo; estes materiais têm sido utilizados na fabricação de bolas para moinho, tanto na indústria da mineração como na indústria do cimento. Alguns pesquisadores têm mostrado resultados que colocam estes materiais em vantagem frente aos ferros fundidos nodulares de matriz bainítica. É, portanto, de interesse fazer uma comparação entre a resistência ao desgaste abrasivo desses dois materiais utilizando uma técnica na qual se encontram presentes altos esforços e uma alta velocidade de deformação, como a de resistência ao risco.

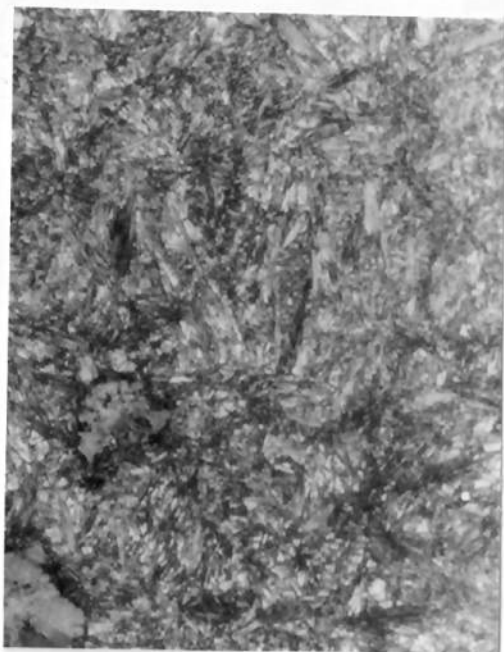
Com o objetivo de obter uma ampla gama de durezas e de valores de resistência ao impacto, foram realizados tratamentos de têmpera em óleo, após austenitização a 925°C por duas horas, seguidos de tratamentos de revenido em temperaturas entre 200°C e 600°C durante uma hora.

5.4.1. Microestrutura

A figura 5-50 mostra as microestruturas obtidas após o tratamento de revenido em quatro temperaturas diferentes, 250°C, 400°C, 500°C e 600°C. Observa-se, claramente, uma microestrutura formada por plaquetas de martensita e austenita retida. A fração volumétrica de austenita retida foi determinada através de difração de Raios X, encontrando-se valores da ordem de 20% em amostras temperadas. Este volume de austenita formada na microestrutura é devido ao alto teor de carbono dissolvido na austenita durante a austenitização (para uma temperatura de 925°C o teor de carbono esperado nessa austenita é de 0,8%); frações similares tem sido reportadas por outros autores. A tabela 5-12 mostra a variação da dureza, da energia de impacto e da fração volumétrica de austenita retida com o aumento da temperatura de revenido.

O aumento da temperatura de revenido produz uma diminuição de dureza e um aumento da energia absorvida no ensaio de impacto, ilustrado na figura 5-51. Esta variação de propriedades é o resultado das mudanças microestruturais geradas pelas reações que ocorrem durante o tratamento de revenido: com o aumento da temperatura

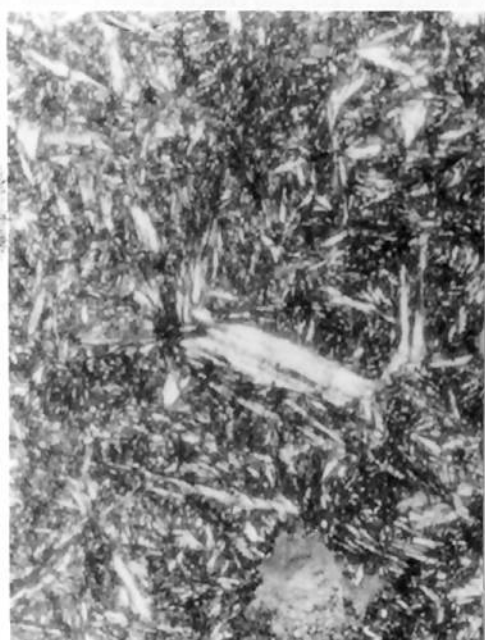
ocorre de forma sucessiva segregação do carbono, precipitação de carbonetos ϵ e formação de cementita.¹⁰⁹



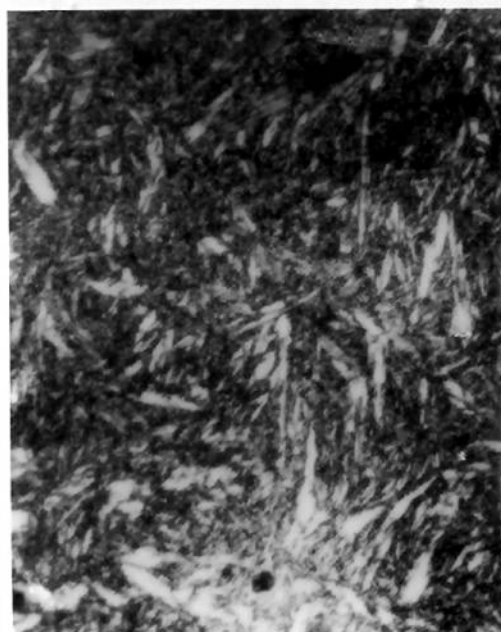
250°C



400°C



500°C



600°C

Figura 5-50. Microestrutura do ferro fundido nodular temperado em óleo e revenido a 250°C, 400 °C, 500°C e 600°C durante uma hora. Ataque Nital 4%. 1000X

Tabela 5-12. Variação da dureza HV62,5 , da energia absorvida no ensaio de impacto e da fração volumétrica de austenita retida com a temperatura de revenido do ferro fundido nodular.

<i>TEMPERATURA DE REVENIDO. (°C)</i>	<i>AUSTENITA RETIDA (%)</i>	<i>ENERGIA DE IMPACTO (J)</i>	<i>DUREZA HV62,5</i>
200	18,0	8,8	590
250	17,2	12,7	576
300	8,61	19,3	564
350	10,0	12,0	548
400	0	22,4	497
450	0	28,0	425
500	0	33,0	383
550	0	42,0	345
600	0	52,0	276

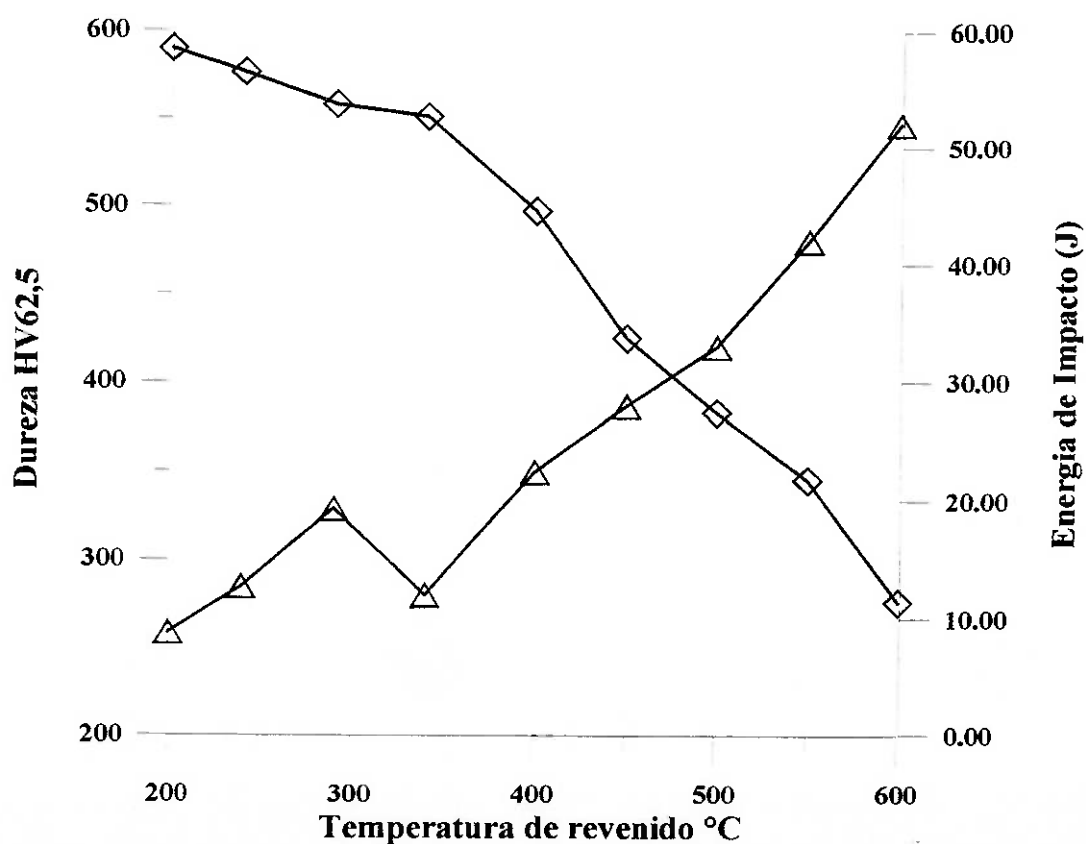


Figura 5-51. Variação da dureza HV 62,5 e da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy com a temperatura de revenido para o ferro fundido nodular temperado em óleo e revenido.

A energia absorvida no ensaio de impacto apresentou uma queda acentuada em temperaturas de revenido da ordem de 350°C: tal diminuição é associada ao fenômeno de fragilidade de revenido, que nestes materiais ocorre na faixa de temperaturas entre 300°C e 400°C.¹¹⁰ Isto se deve ao maior teor de silício contido nestes materiais.

5.4.2. Resistência ao desgaste abrasivo.

A influência da temperatura de revenido na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular temperado em óleo, pode ser estudada em termos da variação da quantidade de energia consumida para a realização do sulco e da energia específica necessária para arrancar determinada quantidade de material, de forma semelhante à utilizada para o material austemperado.

As figuras 5-52 e 5-53 mostram a variação da energia consumida e da energia específica com a perda de massa, respectivamente, em função da temperatura de revenido. Observa-se que o material revenido na faixa de temperaturas entre 300°C e 400°C apresenta a maior energia consumida para arrancamentos de massa menores que 5 mg; valores menores foram obtidos nos corpos de prova revenidos a 200°C e 250°C, apesar de sua maior dureza. A partir de temperaturas de 450°C ocorre uma queda contínua da resistência ao desgaste abrasivo. isto é da energia específica.

A curvas de ajuste mostradas nestas figuras, permitem determinar os parâmetros K e q , assumindo uma função potencial como esperado da literatura e dos resultados apresentados anteriormente. A tabela 5-13 apresenta os resultados das medidas de dureza e valores dos parâmetros K e q obtidos a partir do ajuste das curvas; os coeficientes de correlação também são apresentados.

A partir dos valores dos parâmetros K e q pode-se conhecer os valores de energia específica (energia necessária para arrancar uma miligrama de material) para determinada quantidade de massa arrancada: isto permite fazer uma análise melhor do efeito da temperatura de revenido ou das propriedades mecânicas.

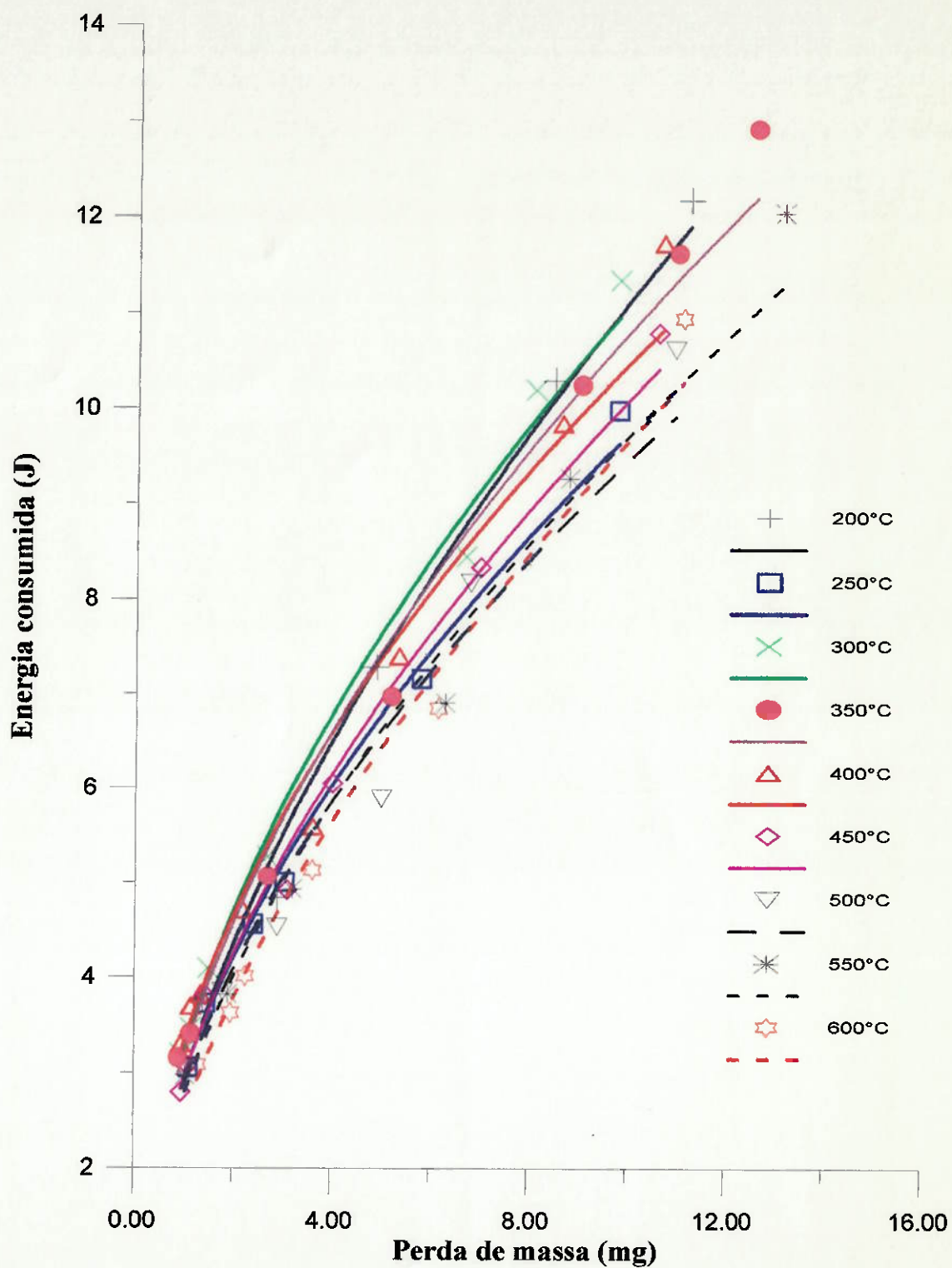


Figura 5-52. Variação da energia consumida para a realização do sulco com a quantidade de massa arrancada em função da temperatura de revenido.

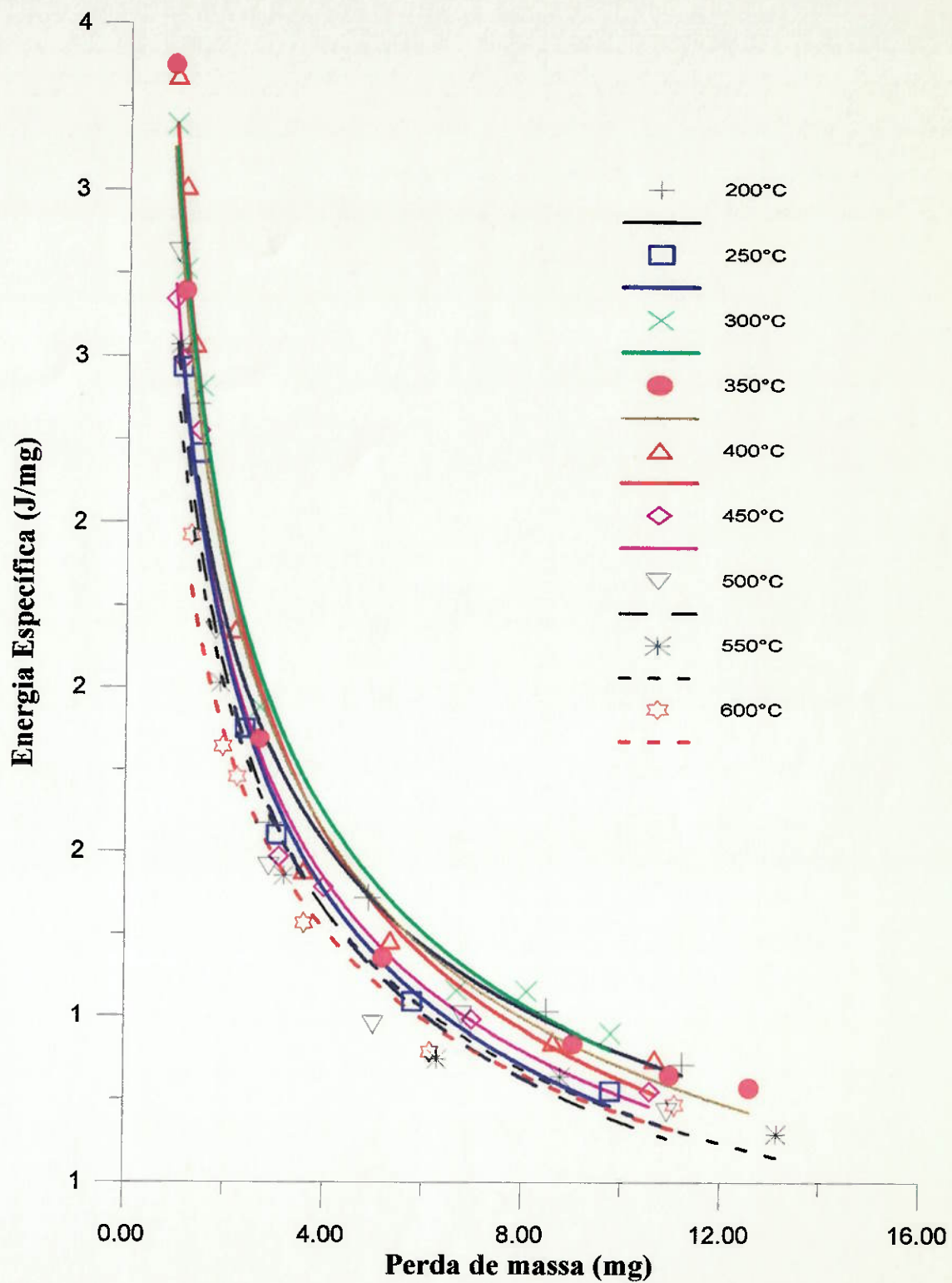


Figura 5-53. Variação da energia específica para a realização do sulco com a quantidade de massa arrancada em função da temperatura de revenido

Tabela 5-13. Valores de dureza e dos parâmetros K e q para o ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas.

<i>TEMPERATURA DE REVENIDO °C</i>	<i>DUREZA HV62,5</i>	<i>k</i>	<i>q</i>	<i>q-1</i>	<i>r</i>
200	590	2,8779	0,5884	0,4116	0,984
250	576	2,9174	0,5235	0,4765	0,996
300	564	3,2236	0,5366	0,4634	0,997
350	548	3,1679	0,5218	0,4782	0,995
400	497	3,2748	0,5047	0,4953	0,992
450	425	2,9024	0,5412	0,4588	0,994
500	383	2,8312	0,5241	0,4759	0,982
550	345	2,722	0,5526	0,4474	0,990
600	276	2,5003	0,5872	0,4128	0,989

A figura 5-54 mostra a variação da energia específica em função da temperatura de revenido para determinadas quantidades de massa arrancada -1 mg, 2,5 mg, 5 mg, 7,5 mg e 10 mg. Os valores de energia de impacto e de dureza são adicionados para facilitar a análise do efeito dessas propriedades mecânicas da martensita revenida na resistência à abrasão.

Para arrancamentos de massa de 1 mg, correspondentes a sulcos de 30 micra aproximadamente, observa-se um aumento da resistência ao desgaste abrasivo na faixa de temperaturas entre 200°C e 300°C, acompanhada de uma diminuição da dureza; e aumento da energia de impacto. Este resultado põe em evidência a importância que a tenacidade tem sobre a resistência ao desgaste em materiais de alta dureza.

Para temperaturas de revenido superiores, entre 300°C e 400°C a energia específica permanece aproximadamente constante, mostrando no entanto um mínimo na temperatura de 350 °C. Observa-se que esse mínimo coincide com a queda de energia de impacto detectada entre essas duas temperaturas, mostrando novamente a importância dessa propriedade na resistência ao desgaste abrasivo de materiais de alta dureza. O posterior aumento da temperatura de revenido produz uma queda continua

na resistência à abrasão acompanhada da diminuição da dureza e aumento da energia de impacto.

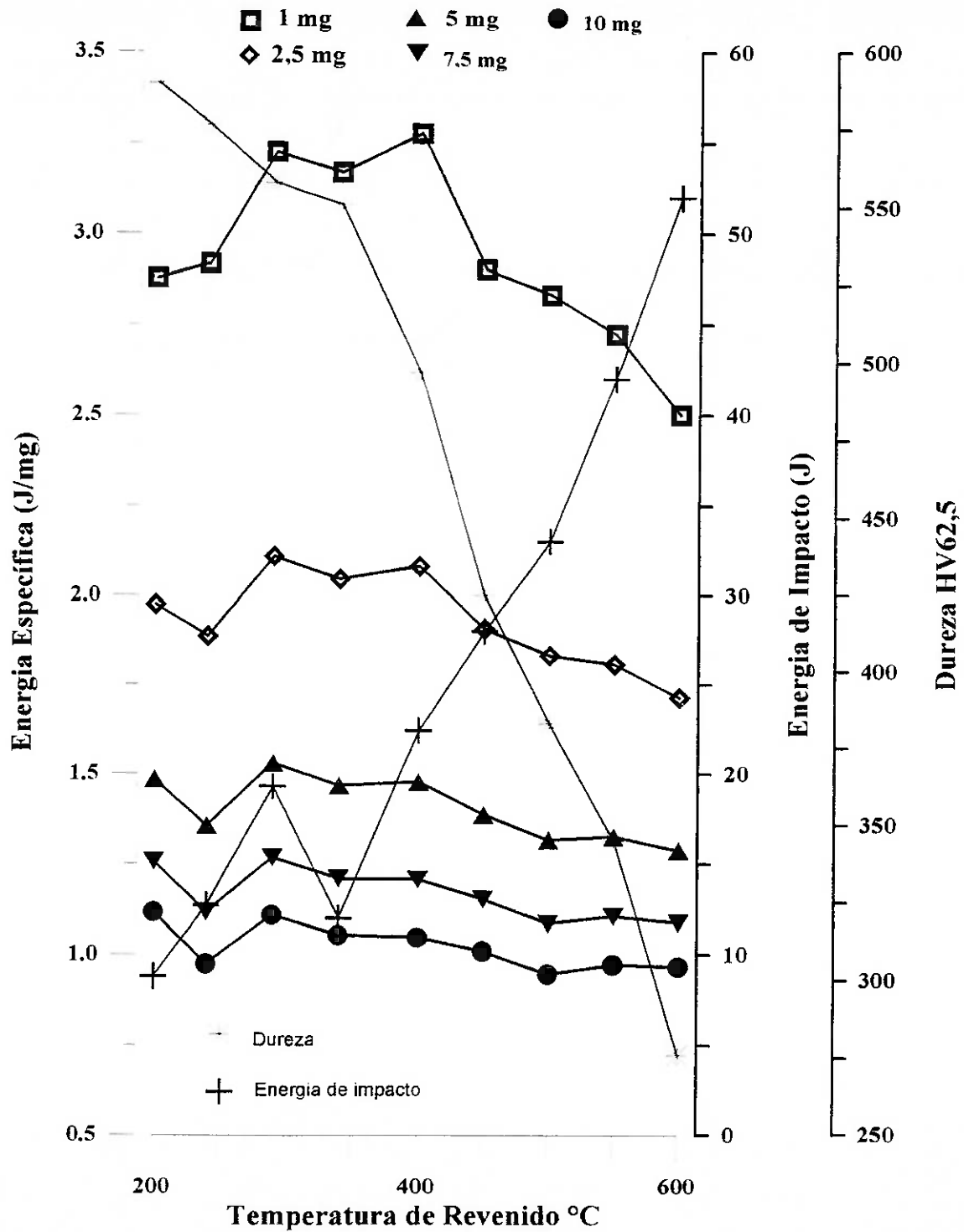


Figura 5-54. Variação da energia específica com a temperatura de revenido para diferentes perdas de massa. A variação da dureza e da energia absorvida no ensaio de impacto também são apresentadas.

Para arrancamentos de massa superiores a 2,5 mg o tratamento de revenido produziu um efeito similar em temperaturas entre 250°C e 600°C; deve-se ressaltar porém que esse efeito fica menos acentuado para perdas de massa superiores (> 5 mg). O ferro fundido nodular revenido a 200°C mostrou um consumo de energia maior do que o material revenido a 250°C; este resultado é contrário ao relatado anteriormente para 1 mg, isto é, a energia consumida é maior no material de maior dureza e menor tenacidade. A combinação destas duas propriedades mecânicas pode exercer um efeito benéfico na resistência à abrasão para riscos de profundidade superior a 50 micra.

É de interesse analisar a variação da resistência ao desgaste abrasivo, ou seja da energia específica, com a dureza do material, resultado mostrado na figura 5-55. Observa-se um aumento da energia específica com a dureza até 480 HV para todos os tamanhos de sulco formado; esse aumento é mais acentuado nas perdas de massa de 1 mg e 2,5 mg. O posterior aumento da dureza mostra uma influência que depende da quantidade de massa arrancada. Para perdas de massa pequenas (~1 mg) o aumento da dureza produz uma queda acentuada da energia específica; para tamanhos de sulco maiores o efeito dessa propriedade não é claro.

A influência da resistência ao impacto na resistência ao desgaste abrasivo é ilustrada na figura 5-56. Quando a energia de impacto é superior a 20 J ocorre uma queda contínua da energia específica (resistência à abrasão) com o aumento da energia de impacto, independente da quantidade de massa arrancada.

Para energias de impacto inferiores a esse valor (20 J) a influência da propriedade depende do tamanho do sulco realizado. Para 1 mg de massa arrancada há um aumento da resistência à abrasão com o aumento da energia absorvida no ensaio de impacto, sugerindo que o aumento da tenacidade favorece a resistência à abrasão do material. As curvas correspondentes a 2,5 mg e superiores mostram que não há uma relação clara entre essa propriedade e a resistência à abrasão.

Finalmente, pode-se observar que a diminuição de tenacidade gerada pela fragilidade de revenido, na temperatura de 350°C, produz uma queda acentuada na resistência ao desgaste, se comparado com os valores esperados.

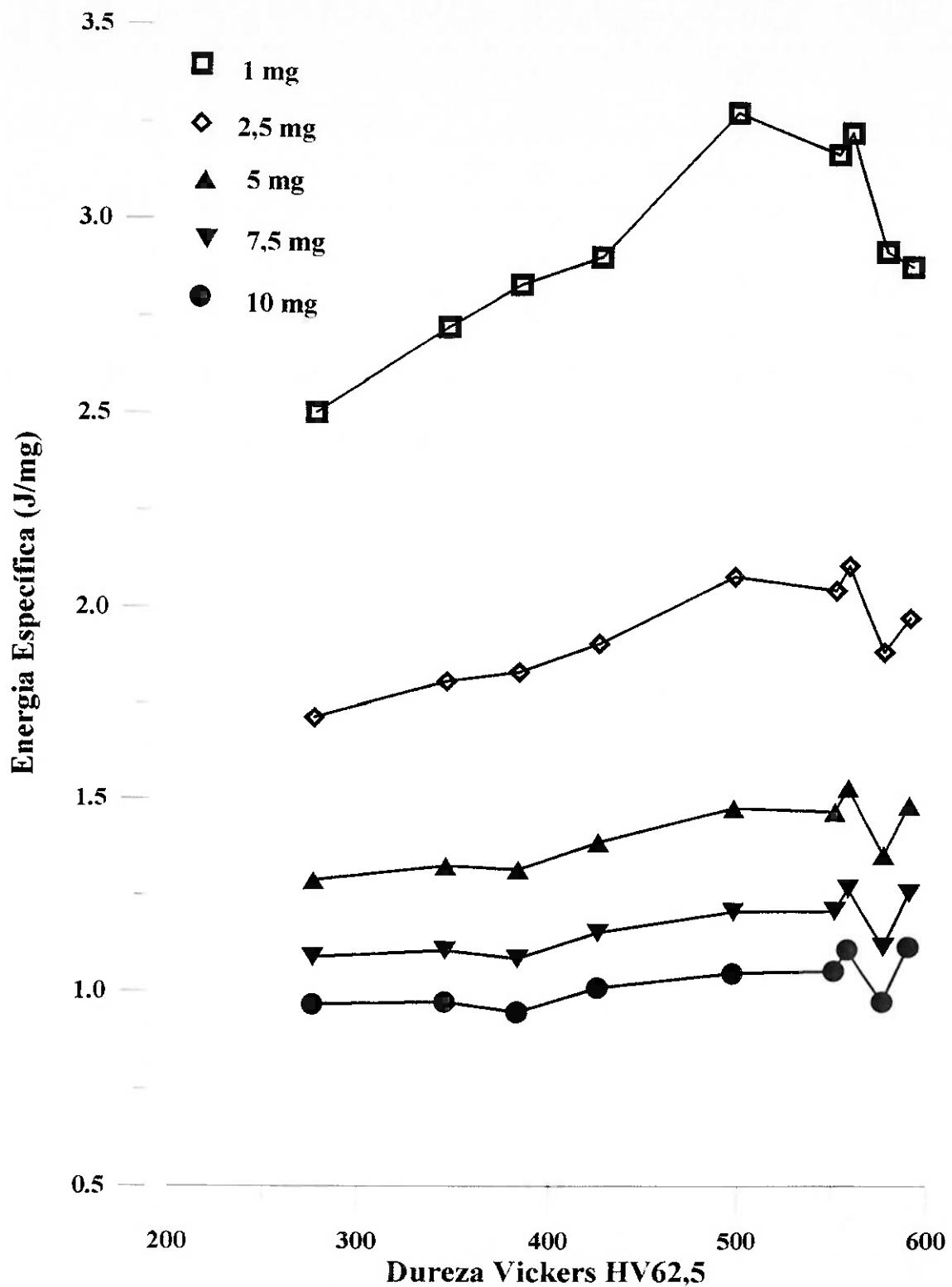


Figura 5-55. Variação da energia específica consumida para diferentes perdas de massa com a dureza do ferro fundido nodular temperado e revenido.

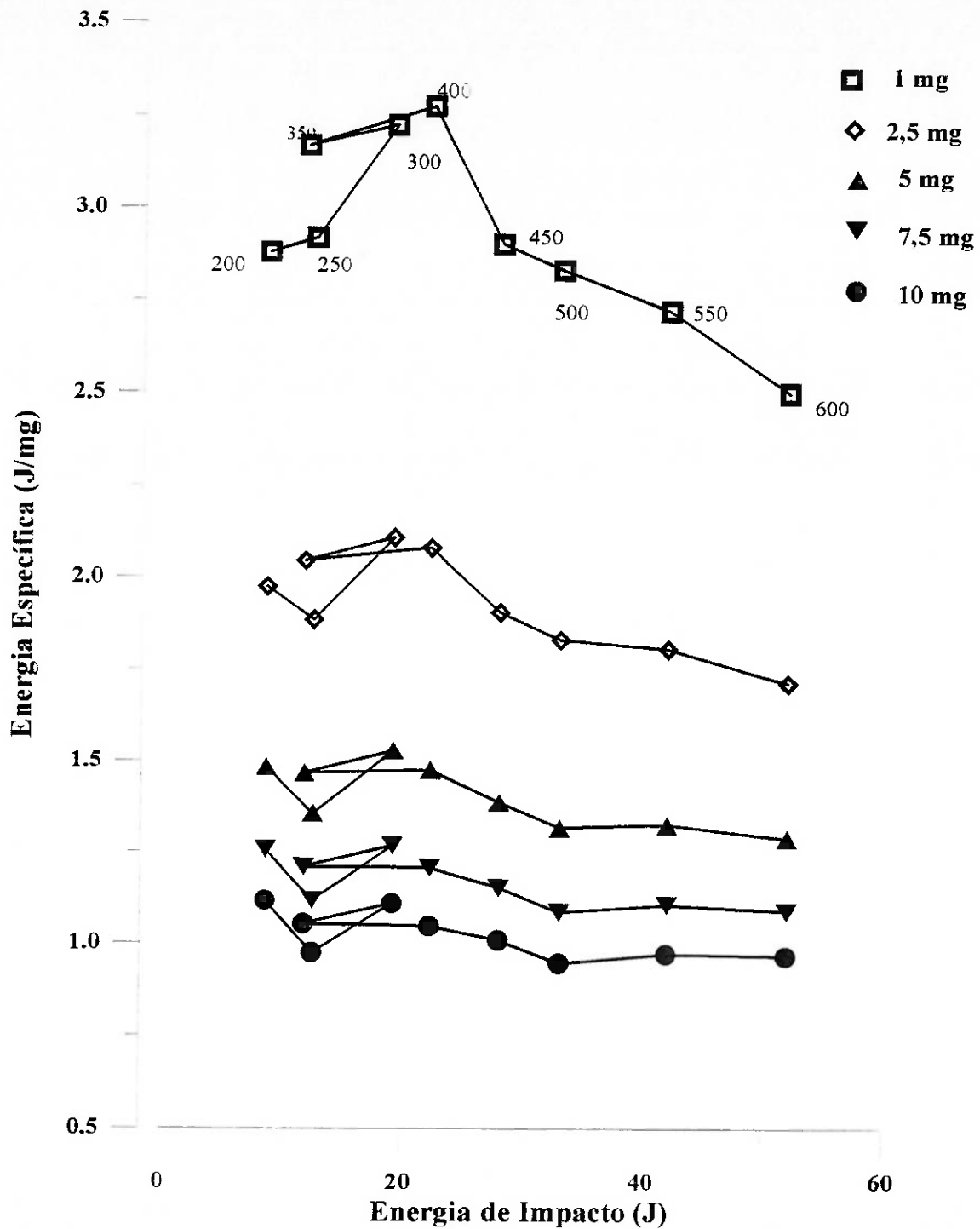


Figura 5-56. Variação da energia específica consumida para diferentes perdas de massa com a energia de impacto do ferro fundido nodular temperado e revenido. As temperaturas de revenido estão indicadas na curva correspondente a 1 mg, para efeitos de ilustração.

É importante relacionar estes resultados com os reportados por outros autores. ZUM GAHR⁸ encontrou um aumento contínuo da resistência à abrasão com o aumento da dureza de 400 HV a 900 HV de ferro fundido nodular de matriz martensítica (figura 3-12). Este resultado é diferente do encontrado no presente trabalho, no qual a resistência ao desgaste diminuiu quando a dureza era maior que 500 HV.

É importante destacar que os sistemas utilizados nos dois trabalhos para medir a resistência à abrasão apresentam características diferentes: ZUM GAHR⁸ utilizou partículas abrasivas de alumina de 60 μm e 190 μm de diâmetro e pressões de contato baixas (0,71 MPa); tal sistema deve produzir, necessariamente, sulcos de profundidade muito pequena na superfície. No presente trabalho, por outro lado, a largura do sulco oscilou entre 500 μm e 700 μm . a profundidade máxima alcançada foi da ordem de 180 μm e as pressões geradas sobre a superfície são muito superiores (~ 1 GPa). Nestas condições de ensaio a combinação de tenacidade e resistência à deformação deve pesar mais que a simples relação linear entre dureza e resistência a abrasão apresentada por ZUM GAHR.⁸

Outros fatores podem influenciar o comportamento do material em temperaturas de revenido inferiores a 400°C (dureza superior a 500 HV), gerando dificuldade para estabelecer uma relação simples entre propriedades mecânicas e energia específica absorvida. O tratamento de revenido produz reações importantes tanto na martensita como na austenita retida presentes na microestrutura da matriz metálica.

Na tabela 5-12 pode-se observar a variação da fração de austenita retida com a temperatura de revenido; no material revenido a 250°C essa fração é da ordem de 18%, e, diminui para 10% quando o material é revenido em temperaturas de até 350°C e chega a zero no material tratado acima de 400°C. As transformações que ocorrem durante esse tratamento podem mudar o comportamento do material frente ao desgaste abrasivo. A transformação da austenita retida para ferrita e carbonetos tem sido reportada em aços carbono em temperaturas entre 200°C e 350°C;¹⁰⁹ no ferro fundido nodular essas transformações podem ocorrer em temperaturas mais elevadas devido à presença do silício que altera o domínio de estabilidade do carboneto ϵ e a cinética de formação do carboneto Fe_3C .¹¹¹

Resultados apresentados por LI & ZHOU ⁹¹ mostram que o efeito da austenita retida na resistência à abrasão é dependente da fração volumétrica dessa fase e da dureza do abrasivo, como ilustrado na figura 3-14. LUO et al. ⁹² reportaram um aumento da resistência à abrasão com o aumento da fração de austenita retida de 10% para 18%.

Adicionalmente, deve ser considerada a instabilidade mecânica da austenita retida; a presença de esforços pode gerar a formação de martensita induzida por deformação ou por esforço que alteram a resposta do material frente ao desgaste abrasivo. Esta análise indica que mais trabalho deve ser feito com o intuito de estabelecer a influência do tratamento de revenido em temperaturas inferiores a 400°C na resistência ao desgaste abrasivo.

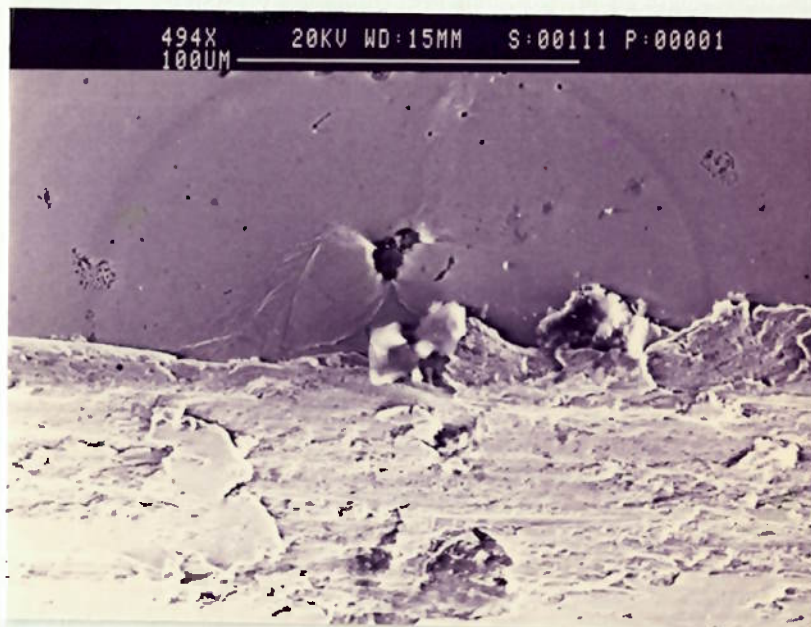
As figuras 5-57 e 5-58 mostram a superfície vizinha ao sulco formado em quatro corpos de prova revenidos a diferentes temperaturas. Observa-se que o material revenido em baixa temperatura apresenta pouca deformação plástica na superfície; os corpos de prova revenidos em temperaturas superiores a 400°C mostram uma deformação plástica mais acentuada. Em ambos os casos ocorre formação de trincas associadas aos nódulos de grafita os quais facilitam tanto a nucleação como a propagação das trincas.

A figura 5-59 mostra a variação da força normal com a profundidade do sulco formado para o ferro fundido nodular revenido entre 250°C e 550°C. Observa-se em geral uma diminuição da força com o aumento da temperatura de revenido, destacando que o material revenido a 250°C apresentou menor força tangencial que materiais de menor dureza como os revenidos entre 300°C e 400°C. Este resultado coloca em evidência a influência de tenacidade do material quando a dureza é superior a 500 HV. A ocorrência de fratura frágil na borda da canaleta contribui para a queda da tensão acima mencionada, como mostram as figuras 5-57 e 5-58.

A variação da força tangencial com a profundidade máxima do sulco realizado é mostrada na figura 5-60; observa-se que há uma relação linear entre essa força e a profundidade, semelhante à encontrada no ferro fundido nodular austemperado e que os valores encontram-se dentro de uma faixa estreita. Pode-se observar também que a força tangencial do material de maior dureza (revenido a 250°C) encontra-se abaixo das

forças registrada para materiais menos duros. Confirma-se assim que a fragilidade do material tratado a 250°C, conduz a sua menor resistência ao desgaste abrasivo.

250°C



350°C

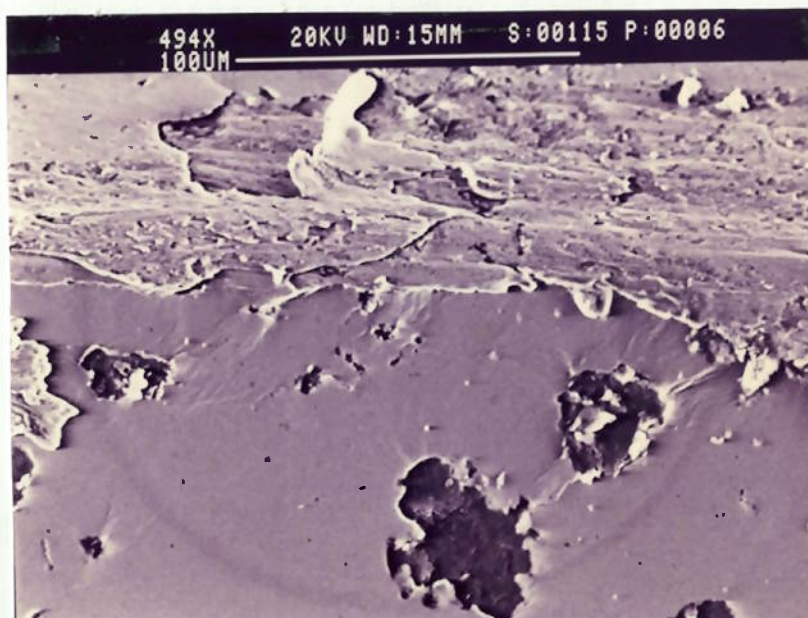
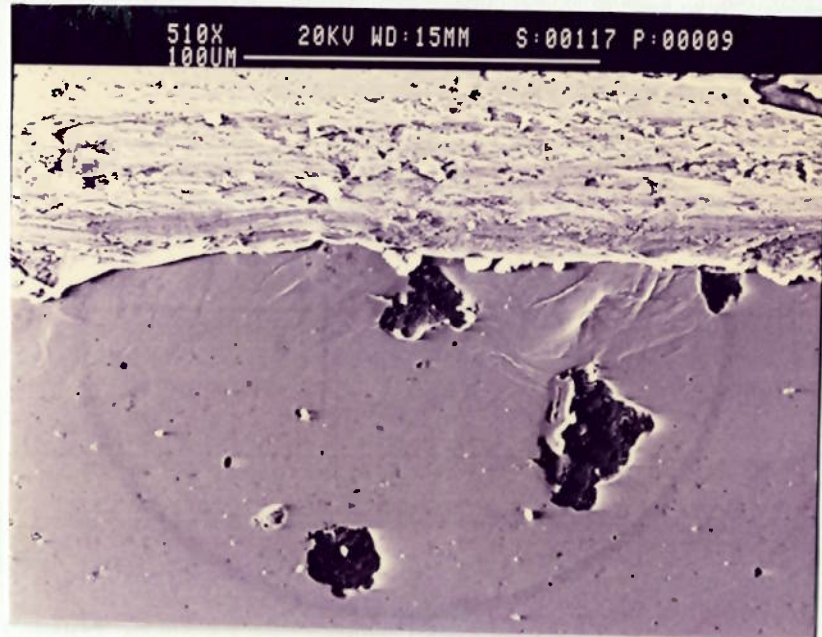


Figura 5-57. Superfície vizinha ao sulco formado em corpos de prova revenidos a 250°C e 350°C por uma hora.

400°C



600°C

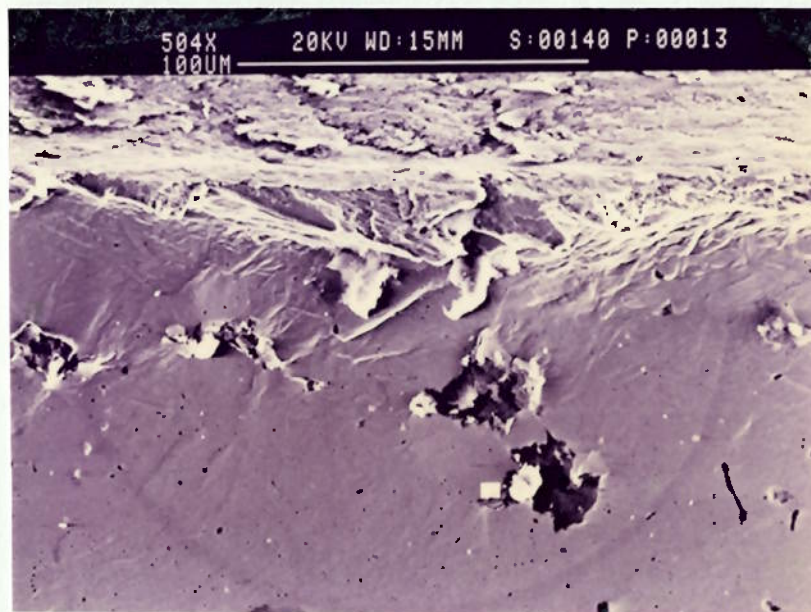


Figura 5-58 Superfície vizinha ao sulco formado em corpos de prova revenidos a 400°C e 600°C por uma hora

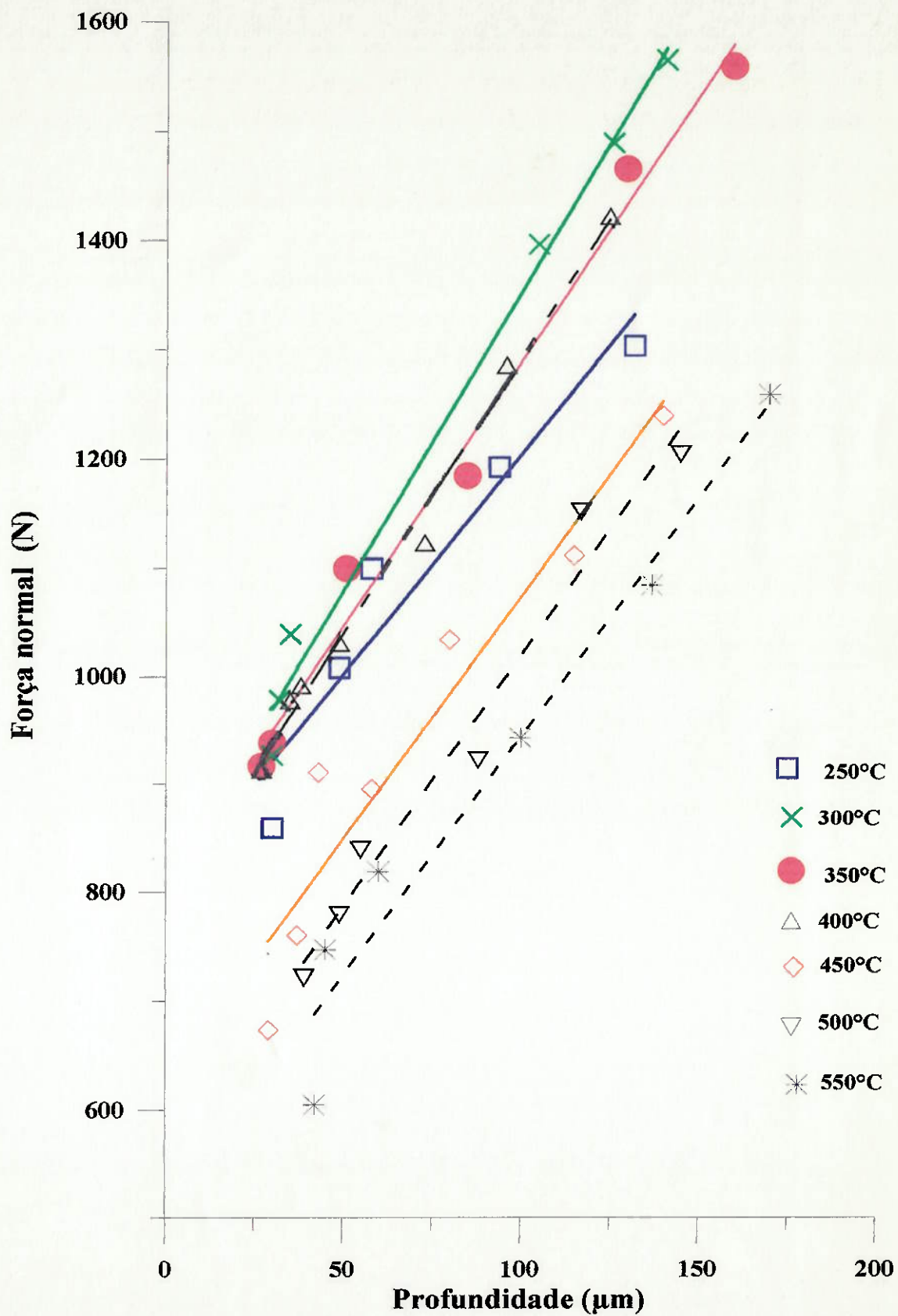


Figura 5-59. Variação da força normal com a profundidade máxima do sulco formado em ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas.

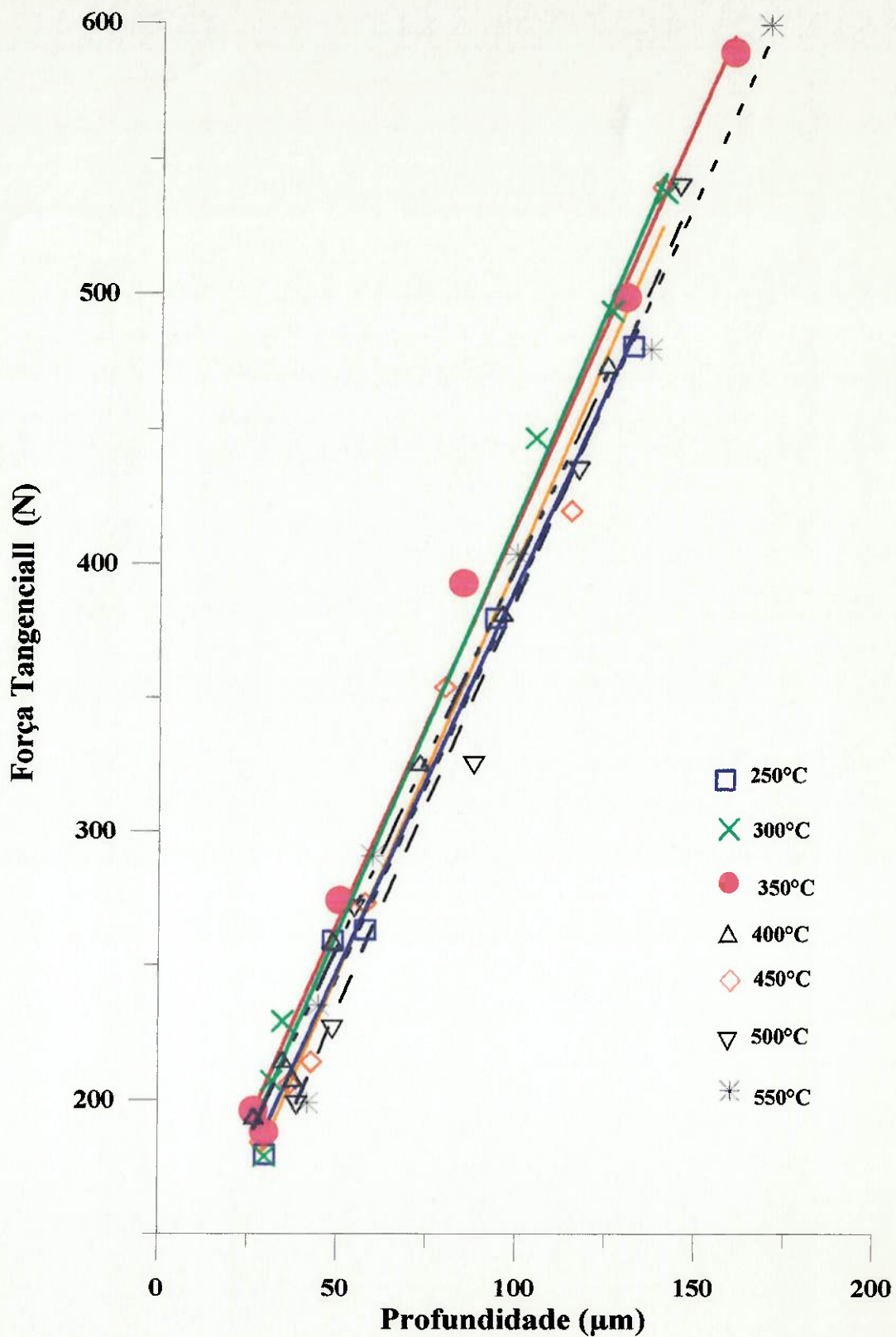


Figura 5-60. Variação da força tangencial com a profundidade máxima do sulco formado em ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas

5.4.3. Dureza dinâmica normal e dureza dinâmica tangencial.

A figura 5-61 mostra a variação da dureza dinâmica tangencial com o volume do sulco formado na superfície do material. Observa-se que há uma tendência similar à encontrada no gráfico de variação de energia específica com a perda de massa, figura 5-53, ou seja há uma diminuição da dureza dinâmica com o volume de material retirado.

Este resultado confirma que a variação da dureza dinâmica com a temperatura de revenido é função do volume do sulco formado. Para volumes menores que 1 mm^3 a maior dureza corresponde ao ferro fundido nodular revenido entre 300°C e 400°C ; os materiais de alta dureza apresentam menor dureza dinâmica tangencial. Para volumes maiores a maior dureza dinâmica corresponde aos materiais revenidos a 300°C e 400°C ; o material de alta dureza, revenido a 250°C , apresentou uma dureza dinâmica tangencial da mesma ordem de grandeza do ferro fundido nodular revenido a temperaturas altas, superiores a 400°C . Isto põe em evidência, novamente, o efeito da tenacidade quando estão presentes altas cargas e velocidades de deformação.

A figura 5-62 mostra a relação entre a energia específica - energia necessária para retirar 1 mm^3 do material - e a dureza dinâmica tangencial. O gráfico contém o conjunto de valores obtidos a partir dos ensaios no ferro fundido nodular temperado e revenido a temperaturas entre 250°C e 550°C ; observa-se uma boa correlação entre as variáveis, como mostrado pelo coeficiente de correlação igual a 0,969.

A equação resultante do ajuste linear entre essas variáveis apresentou um coeficiente de inclinação igual a 1,12, que difere um pouco do encontrado por LIANG et al. ⁶⁹ e do encontrado neste trabalho a partir dos ensaios de resistência ao risco realizados no ferro fundido nodular austemperados a diferentes temperaturas, mostrado na figura 5-30.

A boa correlação encontrada entre a energia específica absorvida (J/mm^3) e a dureza dinâmica tangencial mostra que ambas medidas podem ser utilizadas para classificar os materiais com respeito a sua resistência à abrasão.

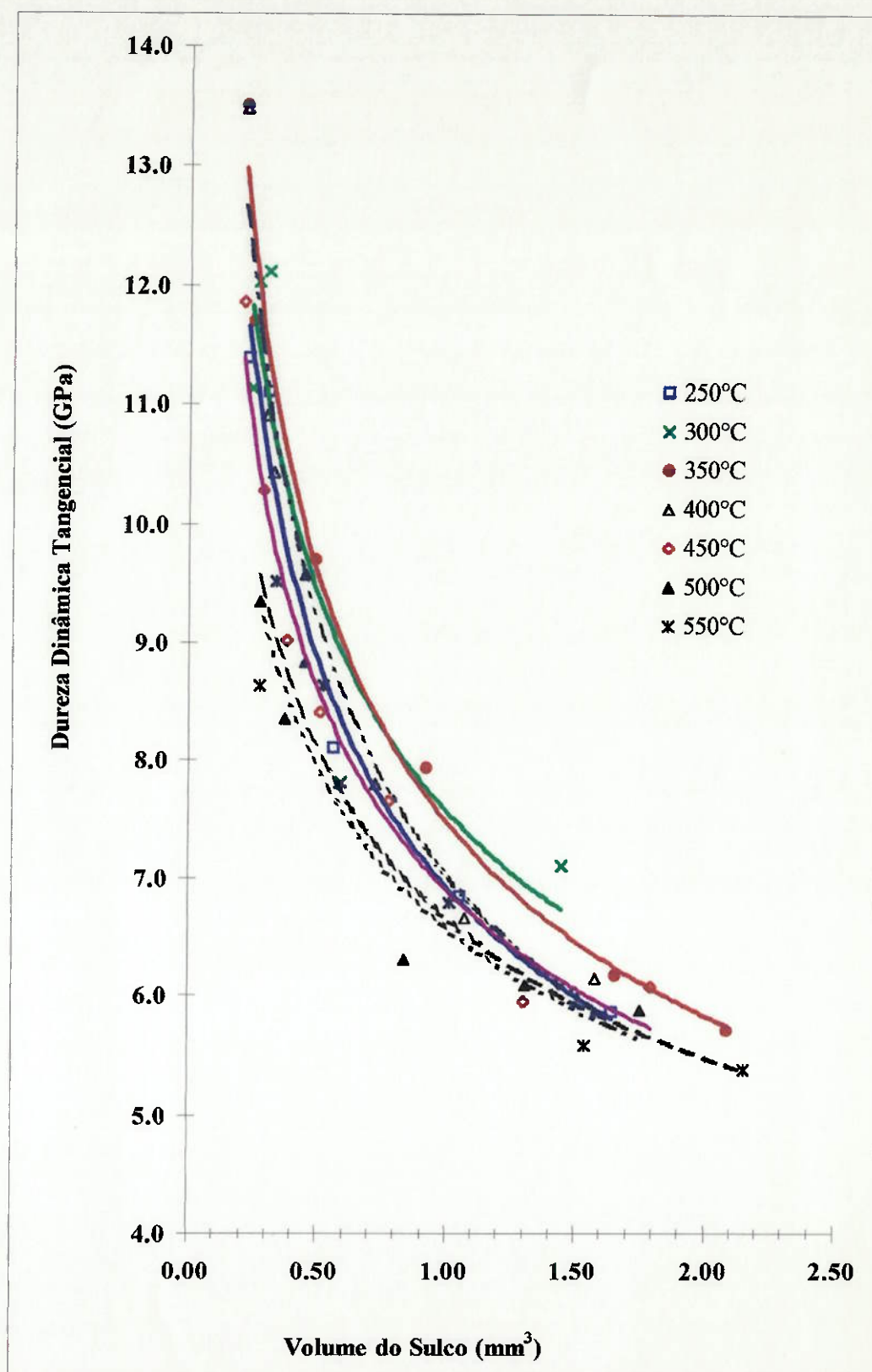


Figura 5-61. Variação da dureza dinâmica tangencial com o volume do sulco para o ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas.

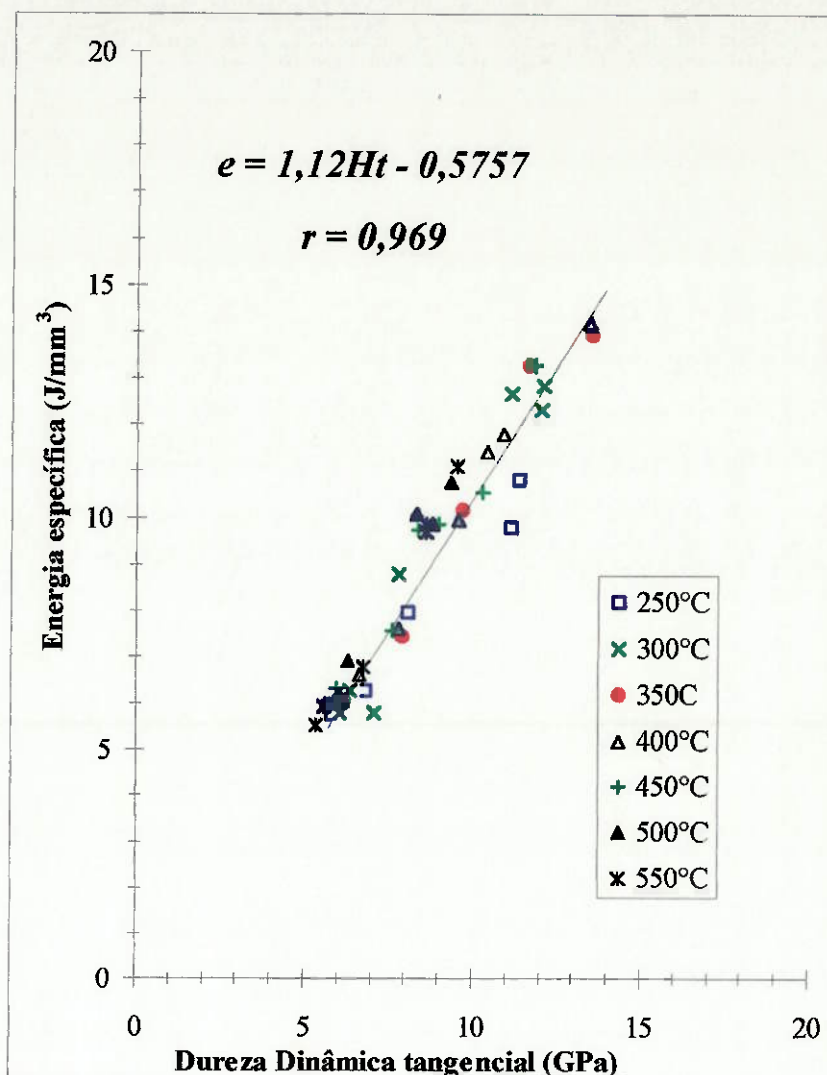


Figura 5-62. Relação entre a energia específica e a dureza dinâmica tangencial para o ferro fundido nodular temperado e revenido a sete temperaturas entre 250°C e 550°C.

A figura 5-63 mostra a variação da dureza dinâmica normal com o volume de material retirado e em função da temperatura de revenido do ferro fundido nodular. Observa-se pouca variação dessa medida com o aumento do volume retirado, sugerindo que esse resultado esteja relacionado diretamente com as propriedades mecânicas do material. É importante notar que essa medida mostra tendência à diminuir com o aumento da temperatura de revenido, ou seja com a diminuição da dureza HV 62,5; nota-se, porém, uma queda repentina na dureza dinâmica normal do material de alta dureza, 576 HV. Um comportamento semelhante foi encontrado na medida da dureza dinâmica tangencial; este resultado confirma o efeito da tenacidade do material na resistência ao desgaste abrasivo de materiais de alta dureza.

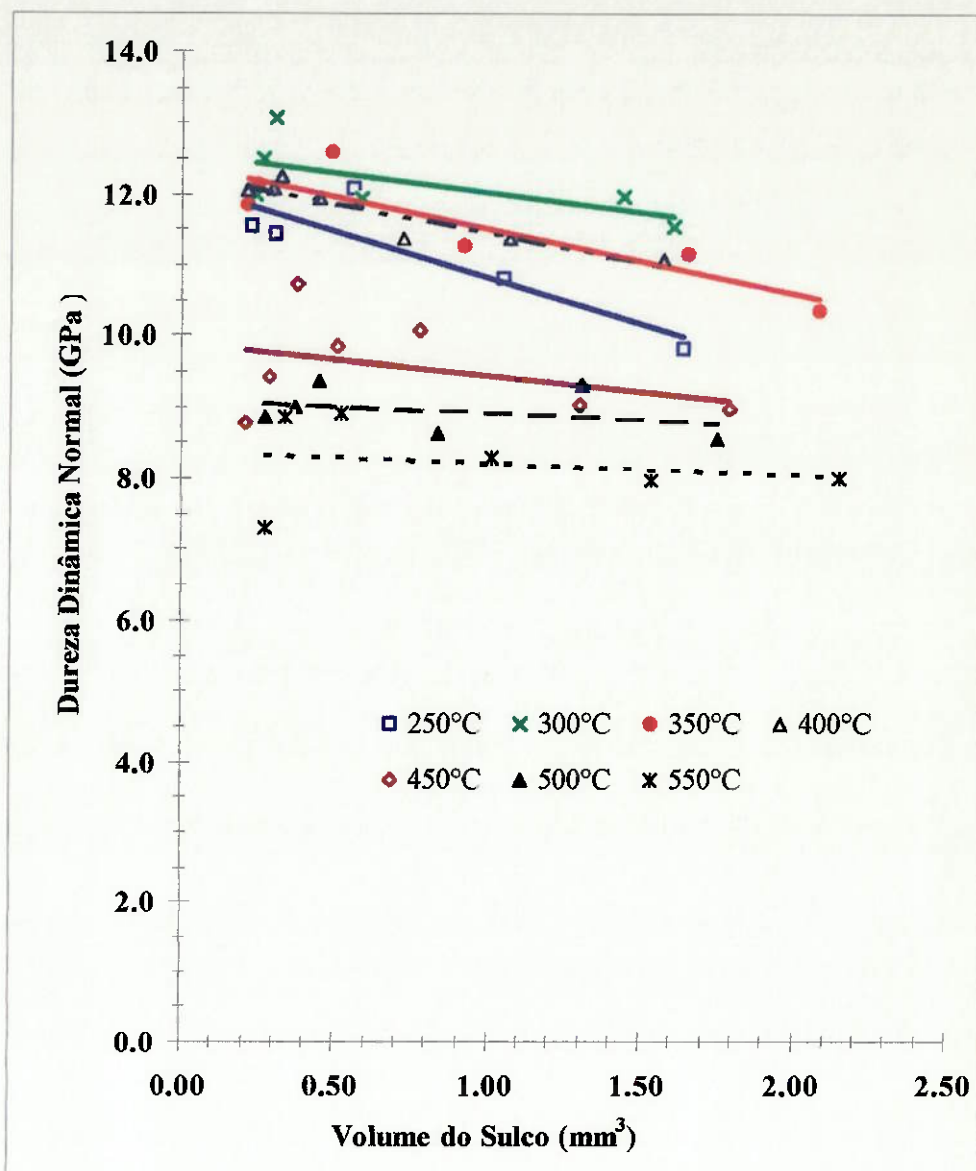


Figura 5-63. Variação da dureza dinâmica normal com o volume do sulco para o ferro fundido nodular temperado e revenido a diferentes temperaturas.

A figura 5-64 mostra a variação da dureza dinâmica normal com a dureza estática, Vickers HV 62,5, para ferro fundido nodular temperado e revenido a temperaturas entre 250°C e 550°C. Observa-se um aumento linear da dureza dinâmica normal com o aumento da dureza Vickers até valores de dureza da ordem de 500 HV, resultado semelhante ao encontrado no ferro fundido nodular austemperado. Para valores de dureza estática superiores a dureza dinâmica mostra tendência a diminuir; este resultado pode ser explicado a partir da tenacidade do material, como mostrado pelos gráficos de

variação de energia específica com dureza (figura 5-55) e com energia absorvida no ensaio de impacto (figura 5-56).

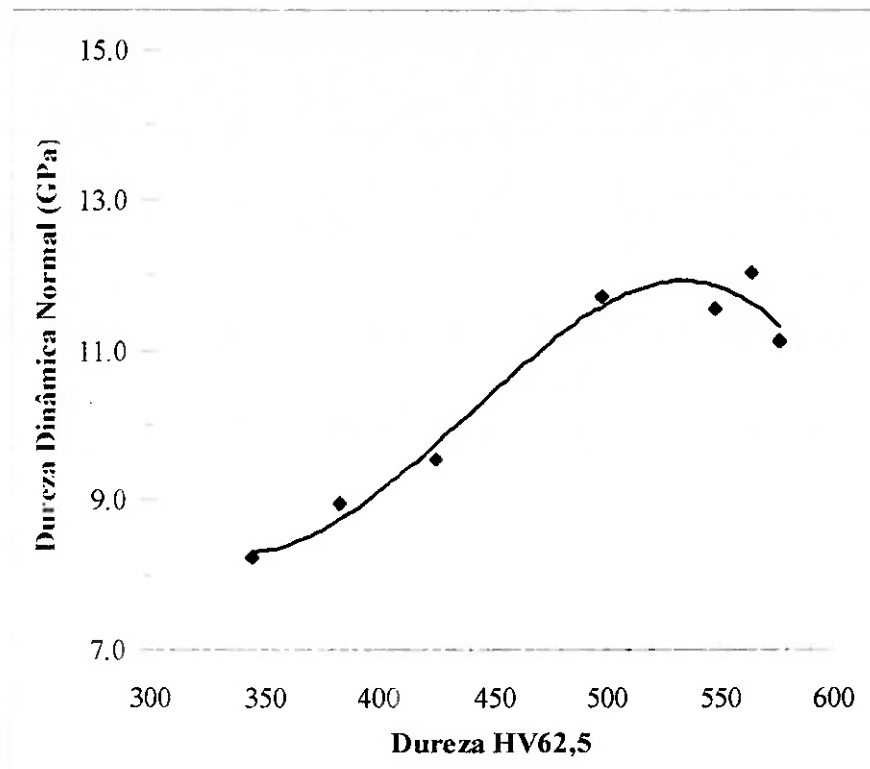


Figura 5-64. Variação da dureza dinâmica normal com a dureza Vickers HV62,5 para ferro fundido nodular temperado e revenido a temperaturas entre 250°C e 550°C.

5.4.4. Coeficiente de atrito.

A figura 5-65 mostra a variação do coeficiente de atrito com a profundidade máxima do sulco em função da temperatura de revenido do ferro fundido nodular. Observa-se que o coeficiente de atrito aumenta com a profundidade máxima do sulco realizado, tendência semelhante à encontrada nos aços carbono, nos ferros fundidos nodulares de matriz ferrítica e perlítica e no ferro fundido nodular austemperado, discutido no item 5.2.4. Nota-se, também, um aumento desse coeficiente com a diminuição da dureza, decorrente da maior deformação plástica imposta ao material na frente da partícula abrasiva que se desloca. Deve-se ressaltar, no entanto, que o material de máxima dureza não apresenta o mínimo coeficiente de atrito, como

esperado; este resultado é explicado pela menor força normal encontrada nesse material devida à sua grande fragilidade, ilustrada na figura 5-59.

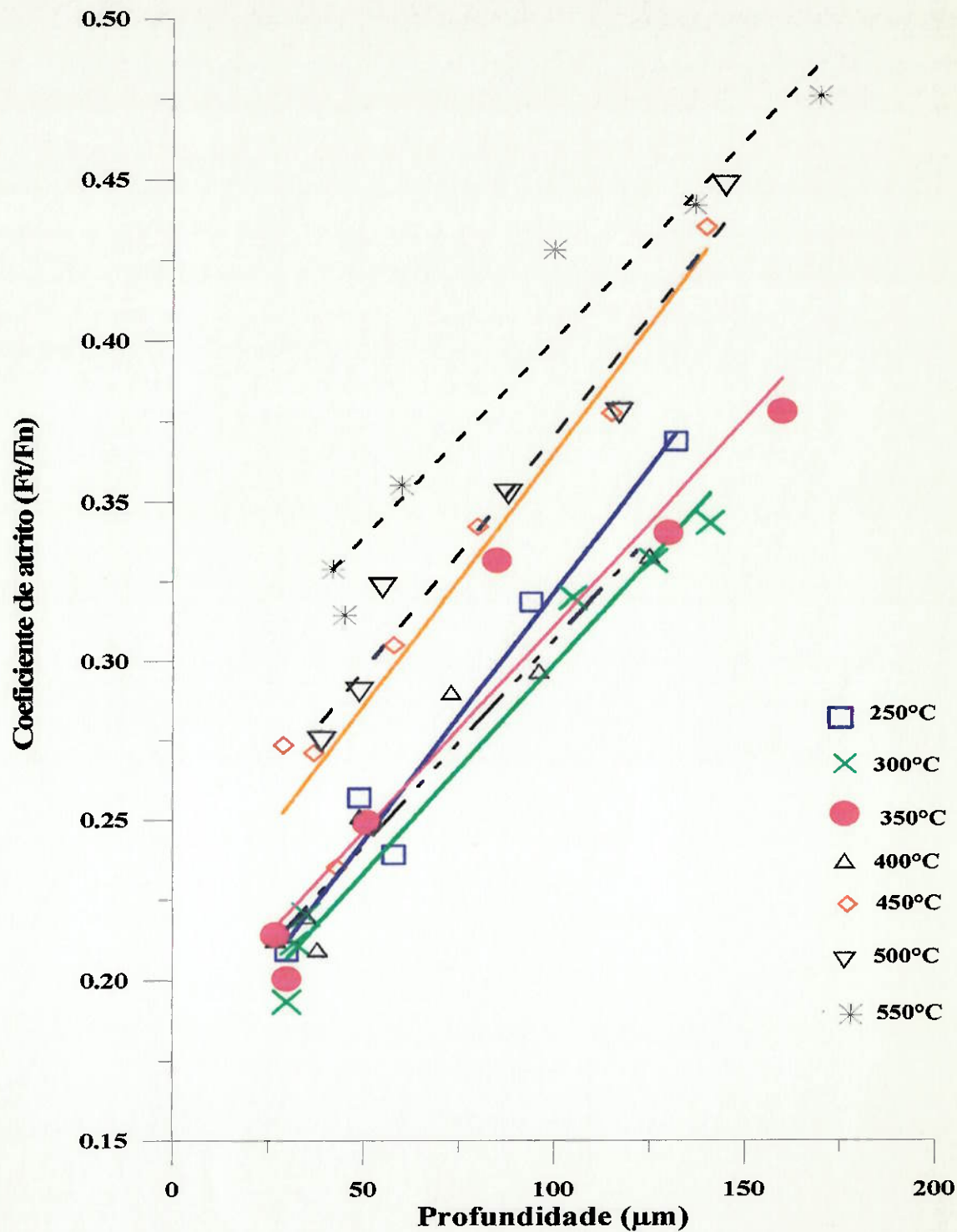


Figura 5-65. Variação do coeficiente de atrito com a profundidade do sulco para o ferro fundido nodular revenido a temperaturas entre 250°C e 550°C.

5.5. RELAÇÃO ENTRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS E OS PARÂMETROS DETERMINADOS NO ENSAIO DE RESISTÊNCIA AO RISCO (K, q).

Adicionalmente, ao estudo da relação entre as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste abrasivo dos aços carbono e do ferro fundido nodular com diferentes microestruturas na matriz metálica, é importante analisar a variação dos parâmetros K e q correspondentes às equações obtidas experimentalmente.

VINGSBO & HOGMARK⁶⁵ sugeriram que o parâmetro K representa a tensão de cisalhamento localizada durante a formação do cavaco, enquanto q representa a deformação localizada. Para testar esta hipótese, será feita, em seguida, essa análise para cada grupo de materiais que foram submetidos ao ensaio de resistência ao risco.

5.5.1. Aços carbono

A figura 5-66 mostra a variação dos valores dos parâmetros K e q com a dureza dos materiais ensaiados, determinados no ensaio de resistência ao risco utilizando o esclerômetro pendular.

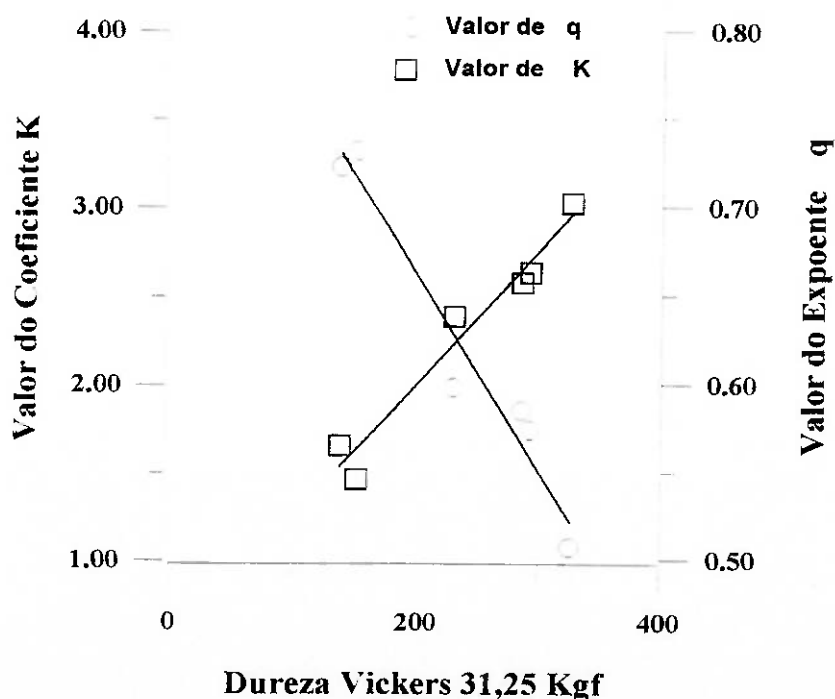


Figura 5-66. Variação do valor dos parâmetros determinados no ensaio de resistência ao risco com a dureza dos materiais ensaiados.

Observa-se claramente um aumento do valor de K e uma diminuição do valor do expoente q com a dureza. Isto sugere que há uma relação entre o valor de K e a resistência que o material opõe à deformação, expressa pela dureza, a resistência à tração e o limite de escoamento, ver tabela 5-1. De forma similar, o parâmetro q apresenta um aumento com a capacidade de deformação do material, expressa pelo alongamento, tabela 5-1.

5.5.2. Ferro fundido nodular bainítico: efeito da temperatura de austêmpera

A variação dos valores do coeficiente K e do expoente q com a dureza do material após o tratamento de austêmpera é apresentada figura 5-67. Em geral, há aumento do valor de K com o aumento da dureza, enquanto o valor de q diminui. Observa-se, ainda, que a variação desses parâmetros é pequena na faixa de durezas correspondente à bainita superior: já para durezas altas, próprias da bainita inferior, ambos parâmetros apresentam uma variação acelerada com a dureza.

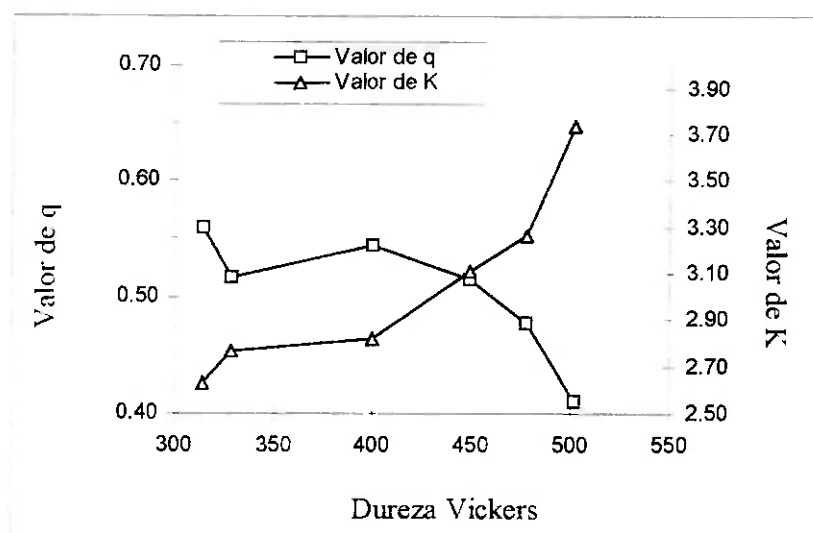


Figura 5-67. Variação dos valores do coeficiente K e do expoente q com a dureza Vickers para o ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C.

Os diferentes valores de K e q obtidos a partir dos ensaios de resistência ao risco podem ser relacionados com as propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares austemperados. A dureza HV 32.5 medida foi devidamente convertida para valores

Brinell para permitir a classificação do material segundo as especificações da norma ASTM 897-90, apresentada na tabela 1-1.

A figura 5-68 mostra a variação do valor do coeficiente K e da resistência a tração com a dureza do ferro fundido nodular austemperado. A resistência à tração e o parâmetro K apresentam uma tendência de variação com a dureza. Observa-se, porém uma mudança de inclinação num valor de dureza da ordem de 400 HB. A análise das microestruturas e dos resultados de dureza mostrados na tabela 5-5 sugere que essa mudança de comportamento esteja relacionada à mudança de morfologia da microestrutura de bainita superior para inferior, devida à diminuição da temperatura de austêmpera.

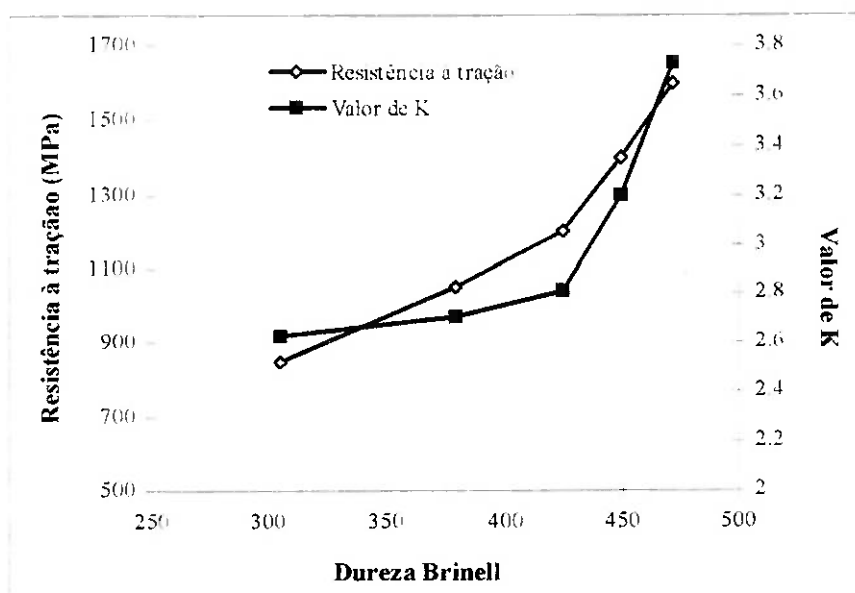


Figura 5-68. Variação do limite de escoamento (segundo norma ASTM 897M-90) e do valor do parâmetro K com a dureza do ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C por duas horas.

A variação do expoente q com a dureza do material austemperado é apresentada na figura 5-69; os valores de alongamento correspondentes a essa faixa de durezas, segundo a norma ASTM 897M-90, são também apresentados. Observa-se uma queda contínua do alongamento com o aumento da dureza; o valor de q , por outro lado, mostra um comportamento diferenciado para durezas baixas e altas. Com durezas menores que 400 HB a variação é pequena, insinuando uma queda; já para durezas altas essa variação é mais acentuada e acompanha a inclinação da mudança no alongamento.

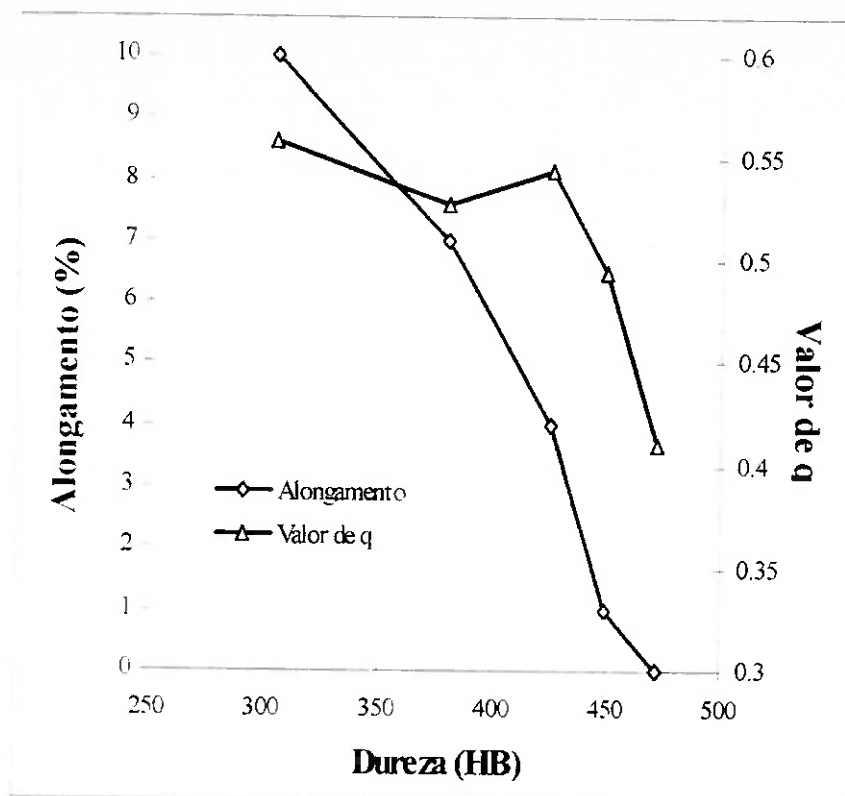


Figura 5-69. Variação do alongamento (segundo norma ASTM 897M-90) e do valor do parâmetro q com a dureza do ferro fundido nodular austemperado em temperaturas entre 260°C e 400°C por duas horas.

Os resultados até aqui apresentados mostram que efetivamente existe uma relação bastante estreita entre os parâmetros K e q determinados a partir do ensaio de abrasão e as duas propriedades mecânicas analisadas para o ferro fundido nodular austemperado, como sugerido por VINGSBO & HOGMARK⁶⁵. Deve-se mencionar, entretanto, que as condições de obtenção dos parâmetros K e q é feita através de um ensaio dinâmico - a velocidade de deslocamento da partícula é de aproximadamente 2,7 m/s- no qual outras propriedades mecânicas podem exercer uma influência importante.

A variação desses parâmetros com a energia absorvida no ensaio de impacto é apresentada na figura 5-70; o valor do parâmetro q aumenta com a energia absorvida no ensaio de impacto, enquanto o valor de K diminui, mostrando que também existe influência desta propriedade; deve se levar em conta a heterogeneidade do material estudado, devida à presença da grafita.

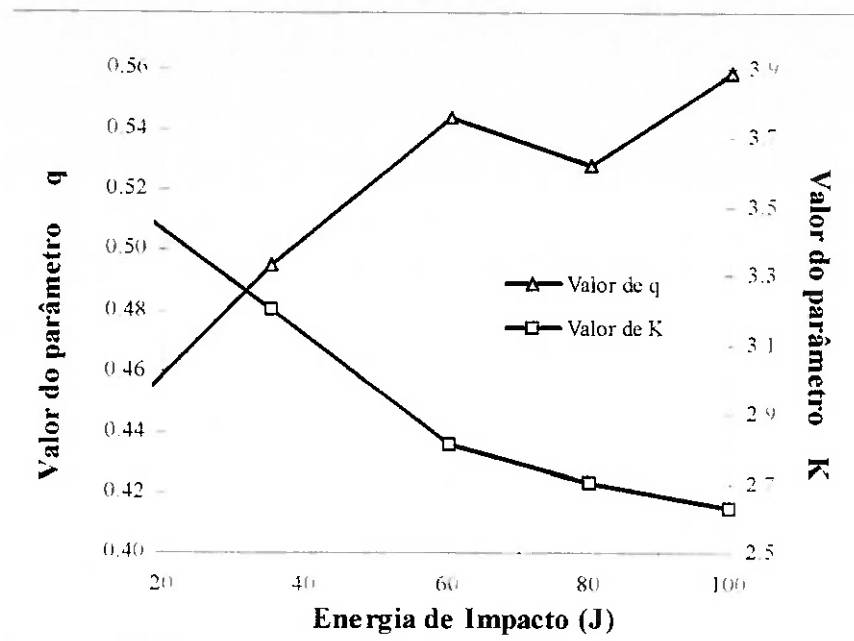


Figura 5-70. Variação dos parâmetros K e q com a energia absorvida no ensaio de impacto para o ferro fundido nodular austemperado entre 260°C e 400°C.

5.5.3. Ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida

A figura 5-71 mostra a variação dos parâmetros K e q com a dureza do ferro fundido nodular de matriz martensítica após revenimento. Observa-se, claramente, um aumento do valor de K até atingir um máximo para durezas da ordem de 500 HV; a partir desse valor o parâmetro diminui. Esta forma da curva sugere que outras propriedades mecânicas, além da resistência à deformação possam estar influenciando esse parâmetro no ensaio de resistência ao risco utilizando um esclerômetro pendular. Observa-se grande semelhança da forma da curva do parâmetro K com a curva de variação de energia específica em função da dureza do material, para todos os tamanhos de sulco realizados.

A curva de variação do parâmetro q com a dureza também mostra uma forma interessante. Observa-se uma queda acentuada do valor de q alcançando um mínimo para um valor de dureza de 500 HV a partir do qual aumenta drasticamente. Valores altos de q foram relacionados com grandes valores de alongamento no caso dos aços carbono e no ferro fundido nodular austemperado em diferentes temperaturas. Deve-se notar, no entanto, que nesses materiais não foram conseguidas durezas acima de 500

HV, a partir da qual pode-se observar a mudança repentina de variação desses parâmetros.

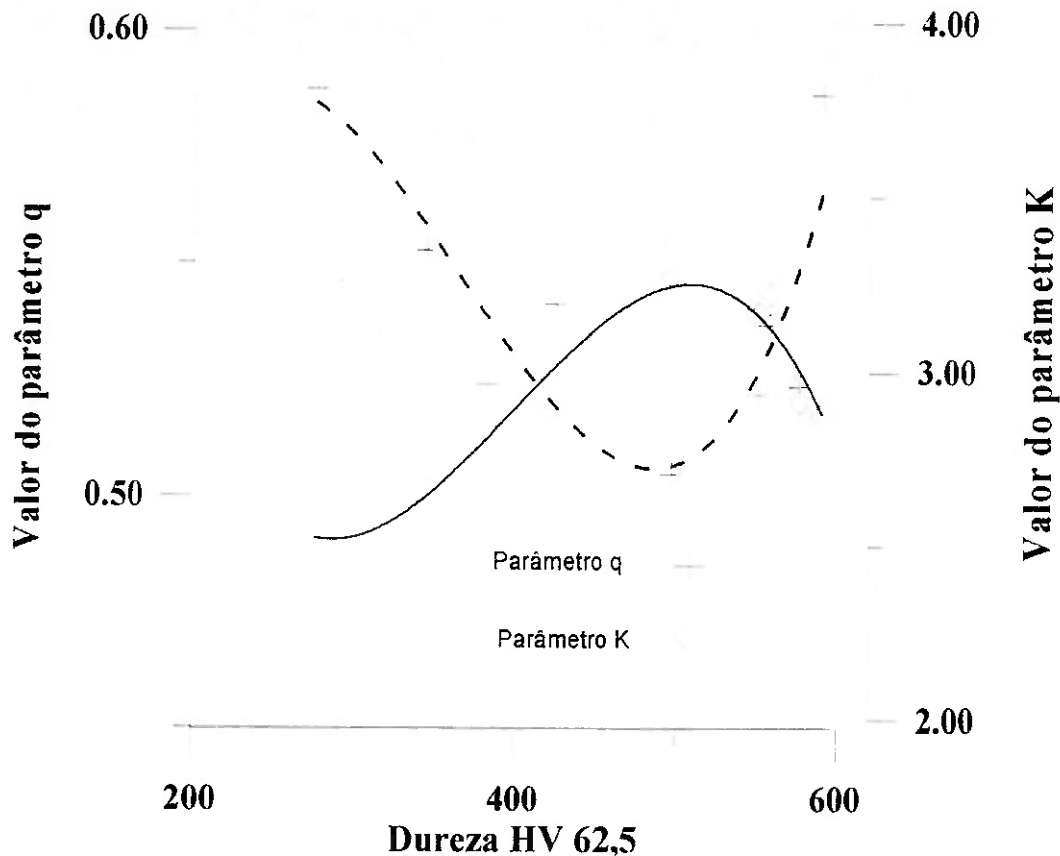


Figura 5-71. Variação dos parâmetros K e q com a dureza para ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida.

A figura 5-72 mostra a variação dos parâmetros obtidos a partir do ensaio de riscamento com a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. A curva de variação do parâmetro K com a energia absorvida no ensaio de impacto apresenta uma forma semelhante à curva de variação de resistência ao desgaste com essa propriedade mecânica; o valor do parâmetro é baixo para matrizes frágeis e dúcteis, existindo um ponto máximo entre esses dois. O parâmetro q mostra um comportamento oposto, valores altos nos materiais frágeis e dúcteis e um mínimo que coincide com a matriz de maior tenacidade.

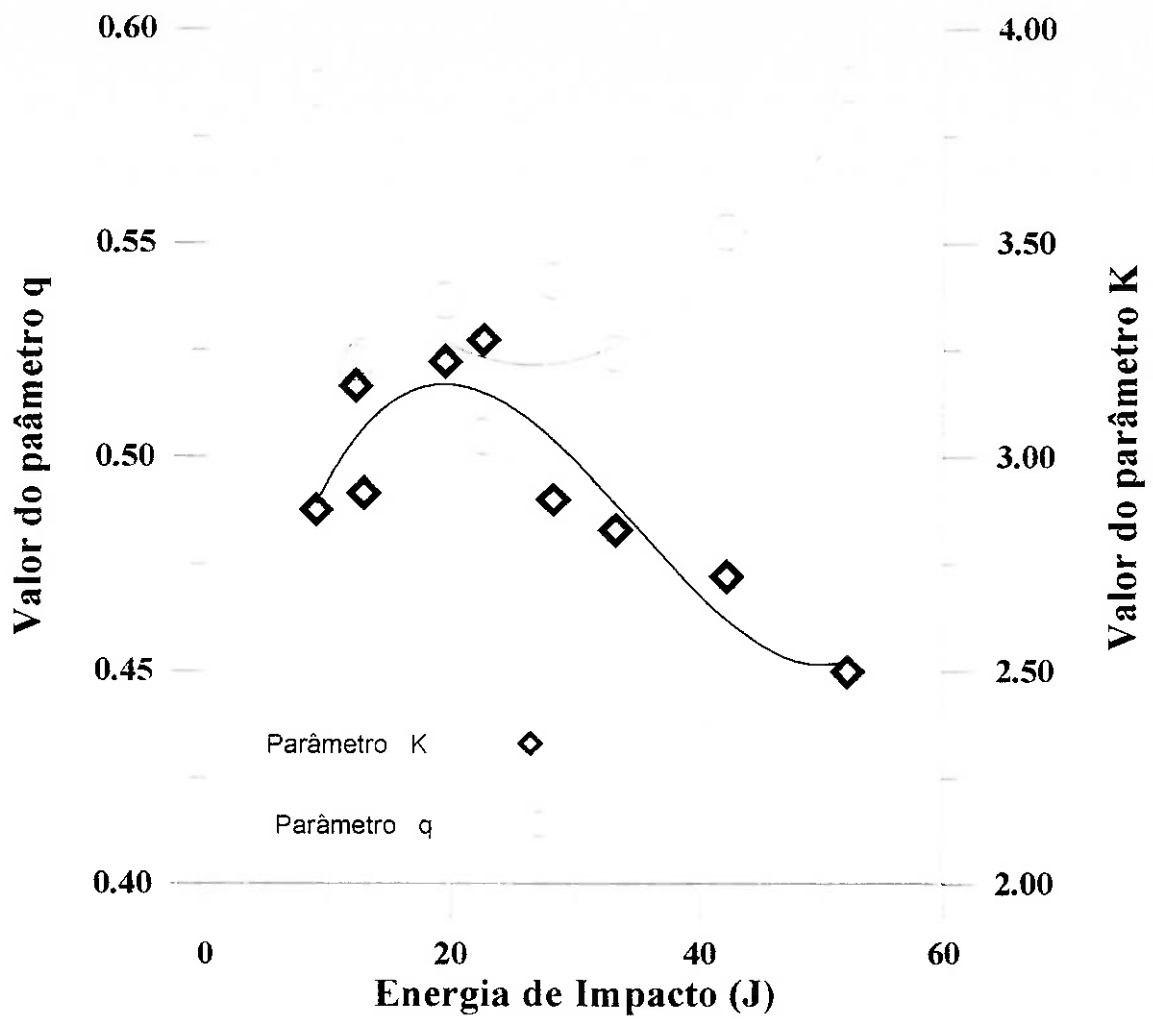


Figura 5-72. Variação dos parâmetros K e q com a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy para ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida.

6. DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS.

6.1. MÉTODO UTILIZADO PARA DETERMINAR A RESISTÊNCIA À ABRASÃO

O objetivo principal dos ensaios de resistência ao desgaste abrasivo realizados em laboratório é prever o desempenho dos materiais em serviço. A grande quantidade de variáveis presentes, porém, dificulta o estabelecimento de uma relação direta entre os resultados de laboratório e o comportamento em serviço.

Muitos sistemas têm sido propostos, cada um com o objetivo de simular determinadas condições específicas de serviço num período curto de tempo. Alguns testes são de ampla aceitação devido a fatores tais como baixo custo do equipamento, facilidade de realização do ensaio e boa reprodutibilidade dos resultados. Dentre desses ensaios pode-se mencionar o ensaio "roda de borracha", que segue a norma ASTM G65-81; o ensaio pino-no-disco, que apresenta várias versões, segundo as cargas e velocidades aplicadas; e ensaios específicos como a máquina de teste de abrasão úmida (Slurry Wear Test) e o britador de mandíbulas.¹¹²

Os sistemas tribológicos presentes nesses ensaios podem ser classificados segundo três fatores principais: 1- número de corpos envolvidos no contato; 2- a grandeza dos esforços aplicados e, 3- a liberdade de movimento da partícula abrasiva. A primeira classificação inclui abrasão a *dois corpos*, se a partícula abrasiva interage só com a superfície desgastada; abrasão a *três corpos*, se a partícula interage com a superfície desgastada e com outras partículas, ou objetos. A segunda classificação estabelece dois níveis de esforços presentes no sistema, a saber: *baixo esforço*, se o esforço não é suficiente para quebrar o abrasivo e *alto esforço* no caso em que ocorre a quebra do abrasivo. Finalmente, pode-se designar como sistemas tribológicos *abertos* aqueles nos quais a partícula abrasiva se desloca livremente na direção da carga normal e, sistemas *fechados* aqueles nos quais a partícula é presa. A tabela 6-1 mostra a classificação de alguns sistemas utilizados para determinar a resistência à abrasão dos materiais, segundo os parâmetros acima mencionados, apresentada por BLICKENS DERFER et al.¹¹²

Tabela 6-1. Classificação de alguns sistemas tribológicos propostos na literatura para estudar o desgaste abrasivo.

<i>Tipo de ensaio</i>	<i>Número de corpos</i>	<i>Nível de esforço</i>	<i>Sistema tribológico</i>
Abrasão úmida	2	baixo	aberto
Roda de borracha	3	baixo	fechado
Pino-no-disco	2	alto	fechado
Britador	3	alto	fechado

No ensaio de roda de borracha as cargas aplicadas são relativamente baixas, da ordem de 200 N. o que resulta em pressões pequenas aplicadas sobre o material. Os mecanismos de desgaste presentes neste tribossistema são representativos dos encontrados em sistemas utilizados para o trabalho do solo. SWASSON ¹¹³ encontrou uma boa correlação entre os resultados obtidos com ensaios de desgaste realizados em campo e os resultados obtidos em ensaios de laboratório usando a roda de borracha.

O ensaio de pino na lixa, classificado como de alto esforço devido ao fato de produzir a quebra das partículas abrasivas, utiliza uma lixa abrasiva de grana 180 sobre a qual se desloca um pino de 6,3 mm de diâmetro com uma carga aplicada de 66 N, gerando uma pressão da ordem de 1 MPa sobre a superfície do material ensaiado. Estas condições estão longe das encontradas em sistemas utilizados em movimentação de terra e tratamento de minério, nos quais as pressões presentes são da ordem de GPa, como reportado por DUNN ¹¹⁴, quem calculou pressões de impacto da ordem de 2300 MPa devidas à queda das bolas num moinho para tratamento de minério.

Do grupo de ensaios apresentado na tabela 6-1, o britador de mandíbulas é o único tribossistema que simula as condições presentes nos equipamentos utilizados na indústria de mineração e de movimentação de terra, isto é, partículas abrasivas de grande tamanho submetidas a grandes esforços que produzem desgaste por goivadura. Deve destacar-se que este ensaio é relativamente difícil de realizar e a confecção dos corpos de prova é laboriosa e de alto custo econômico.

Um ensaio de laboratório que reproduz os grandes esforços e as deformações plásticas acentuadas presentes nesses sistemas é o ensaio de resistência ao risco,

proposto por VINGSBO & HOGMARK⁶⁵, que foi descrito no item 2-3. BRYGGMAN et al.¹¹⁵ mostraram que as condições impostas ao material neste ensaio são semelhantes às encontradas em peças utilizadas em equipamento para movimentação de terra, tais como dentes de escavadeira, lâminas para motoniveladora e carregadores de minério. Esses autores encontraram variações microestruturais semelhantes na região vizinha ao sulco em corpos de prova ensaiados no esclerômetro pendular e colocados em serviço num dente de escavadeira e numa máquina de classificação de minério. Além disso, a melhor correlação entre os resultados obtidos com diferentes ensaios de laboratório e os obtidos com provas em campo foram encontrados com o ensaio de resistência ao risco que utiliza o esclerômetro pendular.¹¹⁶

O sistema utilizado nesta pesquisa para estudar a resistência a abrasão de aços carbono e de ferros fundidos nodulares de diferente microestrutura na matriz metálica, consistiu de um esclerômetro pendular instrumentado que permite realizar riscos na superfície do corpo de prova com uma profundidades máxima de 300 μm ; a velocidade máxima que pode atingir a partícula é de aproximadamente 4 m/s, quando a energia inicial acumulada no braço do pêndulo é a máxima (50 J). Como partícula abrasiva foi utilizada uma ferramenta de carboneto de tungstênio de forma piramidal, com base quadrada e com 0,5 mm de lado da face truncada.

Todos os ensaios foram realizados com um energia inicial de 35 J e uma velocidade máxima da ferramenta da ordem de 2,8 m/s. Foram produzidos sulcos na superfície de profundidade variável entre 30 μm e 150 μm . As forças normais desenvolvidas durante a interação entre a ferramenta e partícula oscilaram entre 500 N e 2000 N e resultaram em pressões sobre a superfície da ordem de 10 GPa. Estes sulcos simulam o impacto de partículas abrasivas que produzem grande deformação plástica ou fratura do material colocado na frente da partícula abrasiva, segundo as propriedades mecânicas do mesmo.

Pode-se afirmar, a partir da análise realizada anteriormente, que o ensaio utilizado nesta pesquisa para estudar a resistência à abrasão é representativo das condições encontradas em sistemas tribológicos que impõem ao material grandes deformações plásticas com altas taxas de deformação.

A resistência ao desgaste abrasivo de aços carbono com diferentes teores de carbono, cuja matriz era composta por ferrita e perlita, foi determinada utilizando este método, como mostrado no item 5-1. Os resultados obtidos mostraram que a resistência ao desgaste abrasivo aumenta com a fração de perlita presente na microestrutura. Este resultado concorda com os obtidos por outros pesquisadores e põe em evidência que este tribossistema permite fazer uma classificação dos materiais segundo a sua resistência ao desgaste abrasivo

6.2. COMPARAÇÃO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE DAS DIFERENTES MICROESTRUTURAS ESTUDADAS.

A resistência ao desgaste abrasivo dos metais e suas ligas depende de diferentes parâmetros do tribossistema, tais como as propriedades mecânicas do elemento abrasivo, as condições de operação - carga aplicada, área de contato, temperatura - e as propriedades mecânicas do material, que são definidas pela composição e microestrutura.

A presente pesquisa teve como objetivo estudar a resistência ao desgaste abrasivo de um ferro fundido nodular com diferentes microestruturas na matriz metálica, a saber: ferrita, perlita, bainita e martensita revenida. Essas microestruturas foram obtidas através de tratamentos térmicos de recozimento, normalização, austêmpera e têmpera seguida de revenido. Foi obtida assim uma ampla gama de propriedades mecânicas que permitisse estabelecer relações importantes entre as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular e sua resistência ao desgaste abrasivo, determinada pelo tribossistema utilizado nesta pesquisa. Essas relações devem também ser analisadas a partir dos mecanismos que promovem o aumento da resistência ao desgaste dos metais e ligas, que são descritos em seguida de forma breve.

A resistência ao desgaste abrasivo das ligas metálicas depende principalmente da microestrutura presente na matriz, a qual define as propriedades mecânicas do material, tais como dureza e tenacidade. O aumento da dureza da matriz promove o aumento da resistência ao desgaste, mas deve levar-se em conta que matrizes de alta dureza podem ter comprometida sua resistência ao desgaste abrasivo devido a sua baixa tenacidade. Este é o caso dos ferros fundidos nodulares de matriz bainítica e martensítica, discutido

no item 3-3, figura 3-12. Para durezas superiores a 500 HV as matrizes bainíticas apresentam um melhor comportamento que as martensíticas revenidas devido a sua maior tenacidade.

Além da microestrutura da matriz metálica existem outras características que influenciam a resistência ao desgaste abrasivo; entre essas características destaca-se o tamanho de grão, a presença de inclusões e de partículas de segunda fase e a presença de entalhes internos tais como microtrincas e poros.

As propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste abrasivo das ligas metálicas podem ser modificados através de processos que geram a presença de uma segunda fase na matriz. Essa segunda fase, ou constituinte, pode apresentar um tamanho próximo do tamanho de grão da fase matriz, como por exemplo a presença de colônias de perlita na matriz de um aço recozido.

A segunda fase também pode se apresentar na forma de partículas duras dispersas na matriz ou como frações residuais de fases moles (austenita retida ou ferrita, por exemplo). As propriedades mecânicas da liga, neste caso, dependem das propriedades mecânicas de cada uma das fases e do tamanho e distribuição das partículas na matriz.

Quando os precipitados da segunda fase são compostos intermetálicos, é conveniente distinguir entre precipitados “moles” e “duros”. Os precipitados coerentes são cortados pelas discordâncias durante a deformação plástica do metal; isto produz uma diminuição local da resistência que o metal opõe à deformação plástica. Estes precipitados produzem um ligeiro aumento da resistência a abrasão, pouco diferente do conseguido através do mecanismo de solução sólida.^{37,90}

Se os precipitados presentes na matriz são coerentes, semicoerentes ou incoerentes, acima de um tamanho crítico, as discordâncias não conseguem cortá-los e são ativados mecanismos de multiplicação de discordâncias que produzem um forte encruamento do metal. Este mecanismo produz um forte aumento da dureza do material e um aumento efetivo da resistência ao desgaste abrasivo. A mais alta resistência ao desgaste é obtida com microestruturas que apresentam uma distribuição fina de partículas semicoerentes.⁷⁷

O efeito da presença de fases moles na matriz do material submetido ao desgaste abrasivo também deve ser considerado. Nas ligas ferrosas é comum encontrar a presença de frações residuais de austenita retida em matrizes de alta dureza, as quais podem aumentar ou diminuir a resistência ao desgaste abrasivo, dependendo das condições específicas do tribossistema. Em aço ferramenta de matriz martensítica tem sido mostrado que a presença dessa fase produz um aumento da resistência ao desgaste sob condições de alta carga, atribuída ao encruamento dessa fase ou a sua transformação para martensita induzida pela deformação. No caso do ferro fundido branco, a presença dessa fase é benéfica quando o abrasivo é de dureza superior ao carboneto presente.

Outros mecanismos de aumento da resistência a deformação de metais e suas ligas são endurecimento por solução sólida e endurecimento por encruamento devido à deformação plástica prévia. Estes são pouco efetivos para contribuir com o aumento da resistência ao desgaste abrasivo; a deformação plástica prévia à ensaios de abrasão mostrou um aumento insignificante da resistência a abrasão devido a que a capacidade de deformação do metal durante o processo abrasivo é fortemente reduzida.

Em seguida será discutida a relação entre as diferentes características microestruturais do ferro fundido nodular obtidas após os tratamentos térmicos, e a resistência ao desgaste abrasivo estudado utilizando o esclerômetro pendular. Pretende-se, ainda, entender os mecanismos que promovem a resistência ao desgaste abrasivo desses materiais.

6.2.1. Influência da presença da grafita

A influência da presença da grafita na resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular pode ser avaliada por comparação entre a resistência de aço e ferros fundidos nodulares de microestrutura semelhante na matriz. Neste trabalho foi detectada uma diminuição da resistência ao desgaste abrasivo devido à presença da grafita quando foi comparado um aço carbono com o ferro fundido nodular com microestruturas perlíticas de dureza semelhante, figuras 5-2 e 5-3. Efeito similar foi encontrado por outros pesquisadores que utilizaram tribossistemas diferentes ao do presente trabalho.

Esses nódulos de grafita constituem um entalhe interno que facilita a nucleação e propagação de trincas, independente da microestrutura presente na matriz metálica, como mostrado nas figuras 5-25, 5-26, 5-57 e 5-58, nas quais se observam trincas que iniciam e se propagam na interface nódulo - matriz em microestruturas bainíticas e martensíticas, respectivamente.

O efeito deletério dessa fase na resistência ao desgaste pode ser explicado através de seu efeito no módulo de Young e na resistência ao impacto. TAKAHASHI et al.¹¹⁷ mostraram que estas propriedades são menores em ferro fundido nodular austemperado quando comparado com aços contendo a mesma microestrutura na matriz.

A forma e distribuição desses nódulos também exerce influência na resistência ao desgaste abrasivo; um alto número de nódulos por milímetro quadrado produz uma diminuição da resistência ao desgaste abrasivo como mostrado por VELEZ et al.¹¹⁸

6.2.2. Influência da microestrutura presente na matriz.

A figura 6-1 apresenta um “*mapa geral*” de resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza do ferro fundido nodular para as diferentes microestruturas obtidas. Nesse mapa são sobrepostos os valores de resistência ao desgaste abrasivo das microestruturas ferrítica, perlítica, bainítica e martensíticas revenidas. Observa-se que a variação da resistência ao desgaste abrasivo com a dureza é uma função da microestrutura da matriz e da profundidade do sulco formado na superfície, isto é do tribossistema.

No ferro fundido nodular cuja matriz é composta por ferrita e perlita pode-se observar que há um aumento linear da resistência ao desgaste abrasivo com o aumento da dureza e com o aumento da fração volumétrica de perlita na matriz. Um resultado semelhante foi obtido nos aços carbono; a resistência ao desgaste abrasivo aumentou linearmente com a fração de perlita na matriz, como discutido no item 5-1 e mostrado na figura 6-2, a qual mostra a variação da resistência ao desgaste com o teor de carbono e com a fração de perlita na matriz de aços carbono normalizados.

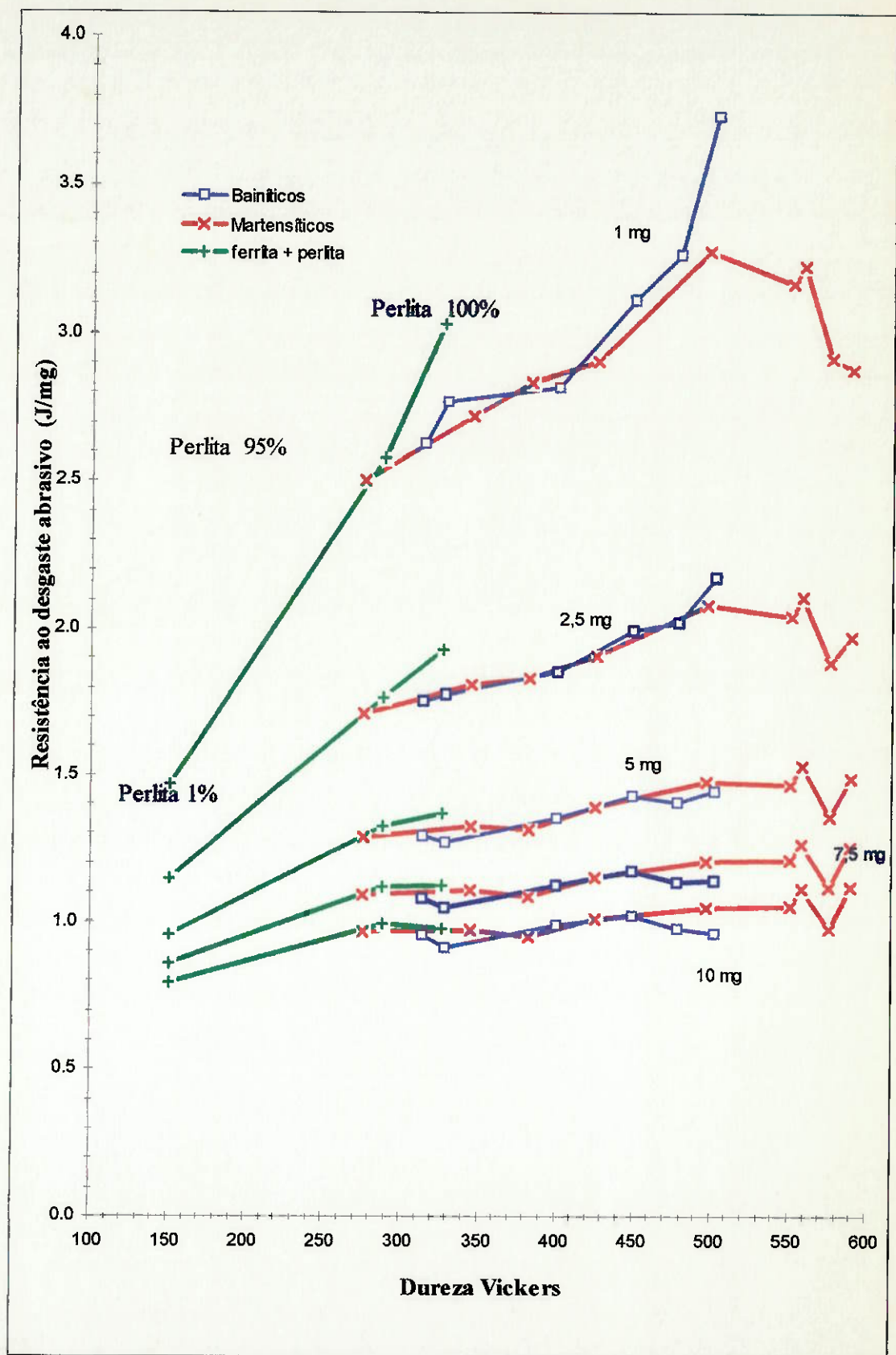


Figura 6-1. Variação da resistência ao desgaste com a dureza para diferentes microestruturas no ferro fundido nodular.

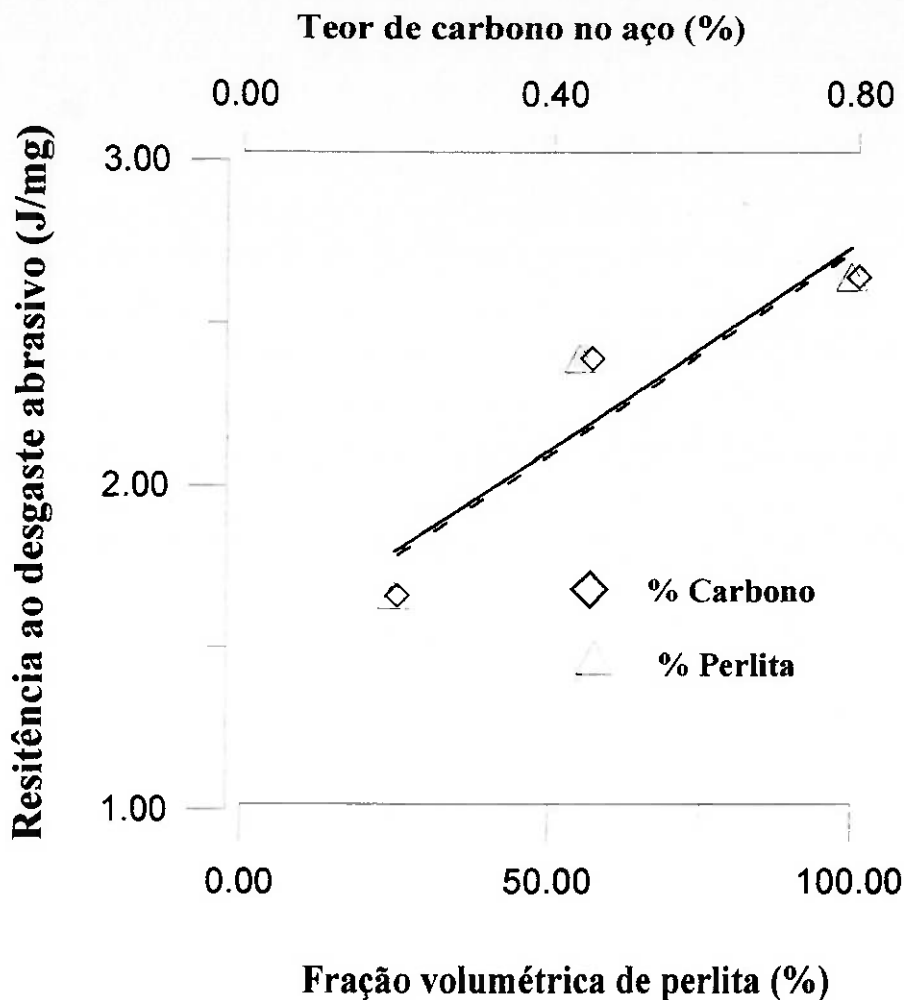


Figura 6-2. Variação da resistência ao desgaste abrasivo com o teor de carbono do aço e com a fração volumétrica de perlita presente na matriz.

Este resultado põe em evidência a efetividade do mecanismo de formação de uma segunda fase, composta por partículas duras (cementita) dispersas na matriz, para aumentar a resistência ao desgaste abrasivo. Deve-se notar, também, que a presença de pequenas frações de uma fase mole, ferrita neste caso, produz uma forte queda na resistência à abrasão.

Na figura 6-1 é importante notar que para durezas da ordem de 330 HV a resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular cuja matriz é formada por perlita fina é superior à encontrada no material com matrizes bainítica e martensítica revenidas de durezas similares. Observa-se, ainda que o efeito se repete para todos os tamanhos do sulco estudados, porém de forma mais acentuada para sulcos de 30 μm e 60 μm . Neste ponto é importante analisar a constituição da microestruturas do ferro

fundido nodular austemperado e temperado e revenido correspondentes a essa faixa de durezas, para entender a diferença na resistência ao desgaste

Os ferros fundidos nodulares bainíticos com durezas na faixa entre 315 HV e 400 HV mostraram uma matriz constituída por plaquetas de ferrita bainítica superior, acompanhada de frações de austenita retida entre 20% e 30%, como discutido no item 5-2 e mostrado na tabela 5-6. Essa microestrutura apresenta uma menor resistência ao desgaste abrasivo que o material de matriz perlítica, mostrando que a presença dessas frações de austenita retida não produzem uma melhora do desempenho do material no tribossistema utilizado neste trabalho. Este resultado é contrário ao reportado por ZUM-GHAR, quem mostrou que um aumento da fração volumétrica dessa fase resulta em maior resistência ao desgaste abrasivo; este pesquisador atribui esse resultado ao forte encruamento dessa fase durante a deformação ou a transformação martensítica induzida pela deformação.

A figura 6-3 mostra como varia a resistência ao desgaste abrasivo determinada nesta pesquisa em função da fração de austenita retida presente na matriz austemperada, para sulcos de 30 μm de profundidade. Observa-se, claramente, uma diminuição da resistência ao desgaste com o aumento dessa fase na microestrutura.

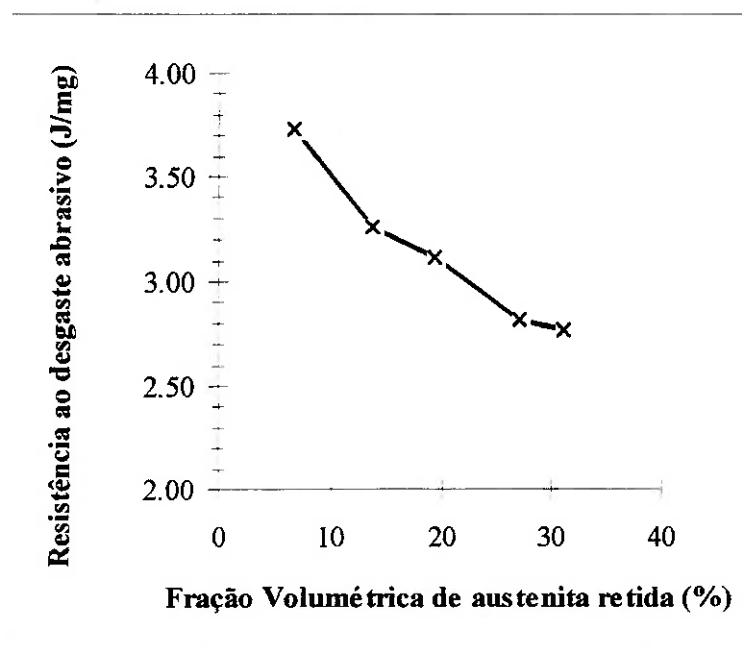


Figura 6-3. Variação da resistência ao desgaste abrasivo para ferro fundido nodular austemperado entre 260°C e 370°C.

Uma análise similar feita com as microestruturas martensíticas nessa faixa de dureza, mostra igualmente menor resistência ao desgaste abrasivo que a encontrada no material perlítico, de mesma faixa de dureza. Essas microestruturas martensíticas foram obtidas com tratamento de revenido em temperaturas superiores a 500°C, que produz uma matriz composta por ferrita e carbonetos Fe₃C de forma esferoidal. A precipitação de carbonetos grandes numa matriz mole não constitui um mecanismo interessante de aumento da resistência dos metais à deformação, e por tanto da resistência ao desgaste abrasivo.

Na faixa de durezas entre 330 HV e 430 HV não há uma diferença significativa da resistência ao desgaste entre o ferro fundido nodular com matriz bainítica e martensítica, independente do tamanho do sulco formado.

Para durezas na faixa de 450 HV a 500 HV com sulcos de 30 µm os materiais de matriz bainítica apresentam um melhor comportamento que o encontrado nos materiais martensíticos. Essas durezas correspondem aos materiais austemperados em temperaturas entre 260°C e 300°C e aos temperados e revenidos em temperaturas entre 400°C e 450°C; os primeiros apresentam uma microestrutura formada por bainita inferior - (ferrita + carbonetos) - e austenita retida, enquanto que nos martensíticos a matriz é formada por carbonetos dispersos numa matriz ferrítica.

Para sulcos de aproximadamente 60 µm de profundidade só há uma ligeira vantagem do material de matriz bainítica com 500 HV de dureza, austemperado a 260°C. Com grandes arrancamentos de massa os materiais bainíticos de dureza superior a 450 HV mostraram menor resistência ao desgaste abrasivo que os martensíticos, como ilustrado na figura 6-1; essa menor resistência pode ser atribuída à baixa tenacidade dos ferros fundidos nodulares bainíticos de alta dureza.

Para durezas superiores a 500 HV, conseguida com tratamento de têmpera e revenido a temperaturas inferiores a 400°C, não há mais ganho na resistência ao desgaste abrasivo. Este resultado é atribuído à baixa tenacidade das estruturas martensíticas de alta dureza.

A partir dos resultados apresentados pode-se tirar algumas conclusões sobre a relação entre a microestrutura do ferro fundido nodular e a resistência ao desgaste

abrasivo, dividindo-as segundo a profundidade do sulco realizado na superfície do material.

1. - Para sulcos da ordem de 30 μm pode se dizer que:

- Para durezas da ordem de 300 HV o melhor comportamento é obtido quando a microestrutura é formada por perlita fina.

- Na faixa de durezas entre 350 HV e 400 HV não há diferença entre o comportamento dos materiais bainíticos e os martensíticos revenidos.

- Para ferro fundido nodular com durezas entre 400 HV e 500 HV o material bainítico apresenta o melhor comportamento.

- Os materiais de dureza superior a 500 HV não apresentam bom desempenho frente ao desgaste abrasivo, medido com o tribossistema utilizado nesta pesquisa.

Estes resultados permitem fazer um mapa que relaciona a resistência ao desgaste abrasivo, a dureza e a microestrutura do ferro fundido nodular, para sulcos da ordem de 30 μm de profundidade realizados com o esclerômetro pendular, como ilustrado na figura 6-4.

Pode-se concluir, ainda, que a maior resistência ao desgaste abrasivo é obtida com matrizes cuja microestrutura é formada por carbonetos finos dispersos numa matriz ferrítica, como é o caso da bainita inferior e da martensita revenida com dureza entre 350 HV e 400 HV. Esta afirmação é suportada pelos estudos que mostram que a condição na qual é obtida a uma ótima combinação de ductilidade e resistência à deformação numa liga bifásica é aquela na qual a fase dura e frágil, neste caso o carboneto, encontra-se disperso na matriz dúctil ⁷⁷.

2- Para sulcos da ordem de 60 μm :

- Para durezas inferiores a 330 HV a maior resistência ao desgaste abrasivo é conseguida com o material cuja matriz metálica é formada por perlita fina.

- Para durezas entre 330 HV 480 HV o comportamento do material com matriz bainítica não apresenta diferença significativa do material de matriz martensítica revenida; o ferro fundido nodular austemperado para 500 HV mostra o melhor desempenho.

3- Para sulcos de 90 μm e superiores:

O melhor comportamento é encontrado nos materiais de matriz martensítica revenida com durezas da ordem de 500 HV.

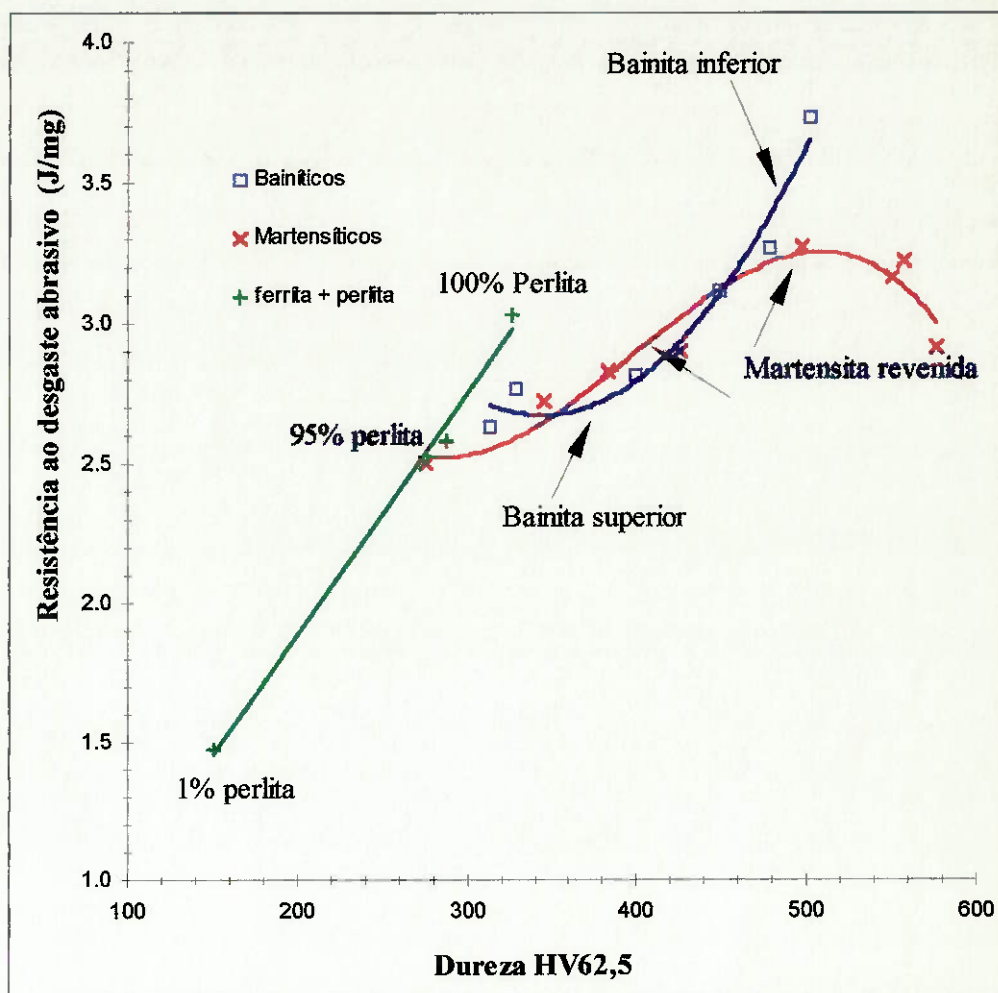


Figura 6-4. Mapa de variação da resistência ao desgaste abrasivo em função da dureza, para diferentes microestruturas do ferro fundido nodular. Profundidade do sulco 30 μm .

6.2.3. Variação da resistência ao desgaste abrasivo com as propriedades mecânicas.

A partir do “mapa de resultados” mostrado na figura 6-1 pode-se afirmar que, em geral, há um aumento da resistência ao desgaste abrasivo com a dureza do material, como afirmado por diversos pesquisadores. A dureza representa a resistência que o material opõe à deformação.

Deve-se notar, porém, que a dureza não é um parâmetro único que determine a resistência ao desgaste abrasivo. É evidente que há microestruturas do ferro fundido nodular que conferem maior resistência ao desgaste abrasivo ao material, como descrito no item anterior. Esta diferença de comportamento pode ser explicada a partir da influência de outras propriedades mecânicas como por exemplo a tenacidade do ferro fundido nodular.

A figura 6-5 mostra a variação da resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida com a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Observa-se claramente que a resistência ao desgaste atinge um máximo num valor de energia de impacto aproximado de 20 J.

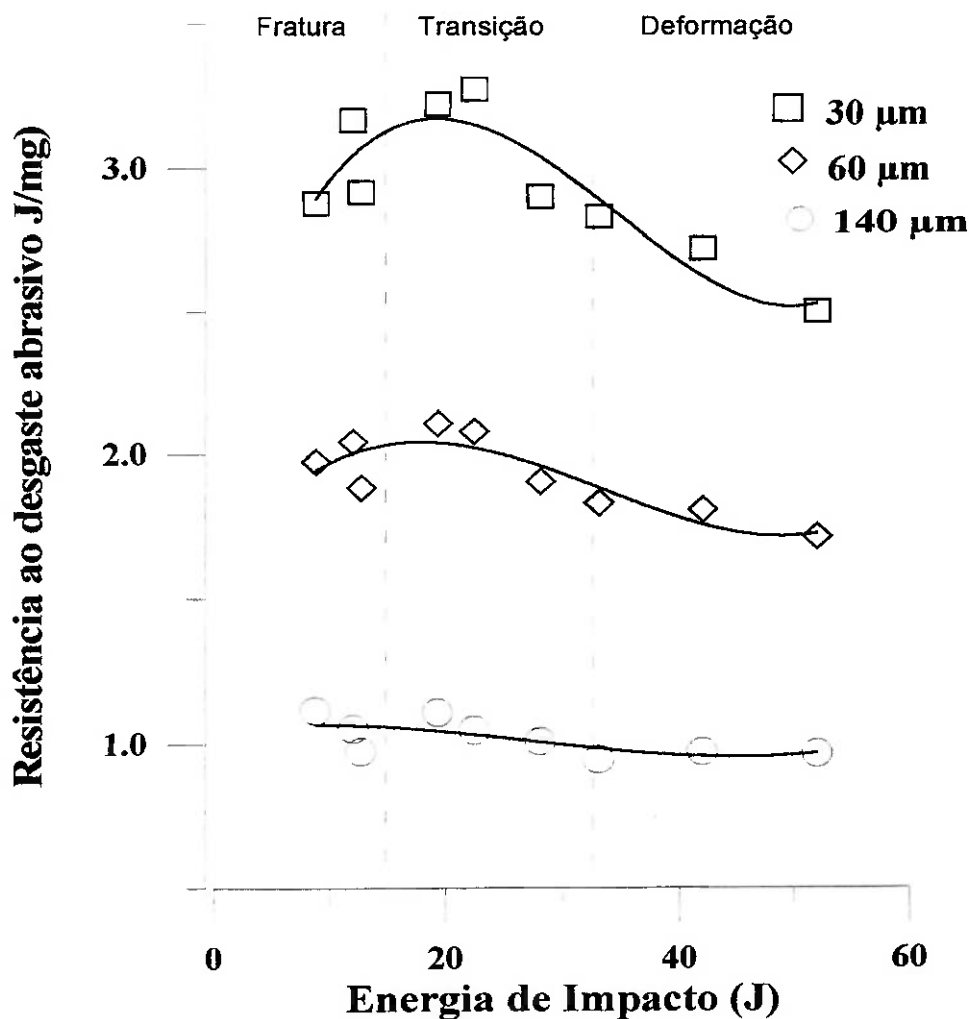


Figura 6-5. Variação da resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular de matriz martensítica com a energia absorvida no ensaio de impacto, para três profundidades do sulco formado.

Para valores menores de energia ocorre fratura do material devido à pouca tenacidade do material o que resulta em baixa resistência ao desgaste abrasivo; com valores de energia maiores a resistência ao desgaste abrasivo é baixa devido à pouca dureza do material. No gráfico de variação de resistência ao desgaste pode-se identificar uma região de *fratura*, e uma de *deformação plástica*, separadas por uma região denominada de *transição*, como proposto por ZUM-GHAR. Essas regiões são ilustradas na mesma figura.

Estes resultados mostram que existe um efeito combinado das propriedades mecânicas relacionadas com a resistência que o material opõe à deformação, tais como resistência à tração e limite de escoamento, e as relacionadas com a capacidade de deformação plástica do material, como tenacidade e alongamento. A grandeza da participação de cada uma dessas propriedades na resistência ao desgaste abrasivo, deverá depender de diferentes fatores tais como o tribossistema utilizado, o tipo de material e o formato da partícula abrasiva. É evidente que o tamanho do sulco formado, ou seja a penetração da partícula abrasiva, também deve ser considerado.

6.2.4. Relação entre as propriedades mecânicas e os parâmetros K e q .

A figura 6-6 mostra a variação dos parâmetros K e q com a dureza para os aços carbono e para o ferro fundido nodular com todas as microestruturas ensaiadas. Esse gráfico abrange uma ampla faixa de durezas, entre 135 HV até 600 HV. Os dois parâmetros mostram uma mudança de tendência para valores de dureza da ordem de 500 HV. Esse valor coincide com o valor de início de queda da resistência ao desgaste do ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida.

Esta análise permite concluir que a variação de q não está exclusivamente relacionada - linearmente - com a capacidade de deformação localizada durante o cisalhamento dos cavacos gerados na passagem da partícula, como sugerido por VINGSBO et HOGMARK⁶⁵. Isto significa, que um alto valor de q pode também indicar fragilidade da matriz como encontrado com os materiais martensíticos revenidos.

O mesmo raciocínio pode ser aplicado para entender a mudança na curva de variação do parâmetro K com o valor de dureza medido. Nem sempre o aumento dessa

propriedade - dureza - leva a obter valores altos de K ; uma alta dureza acompanhada de fragilidade da matriz conduz à obtenção de valores baixos de K .

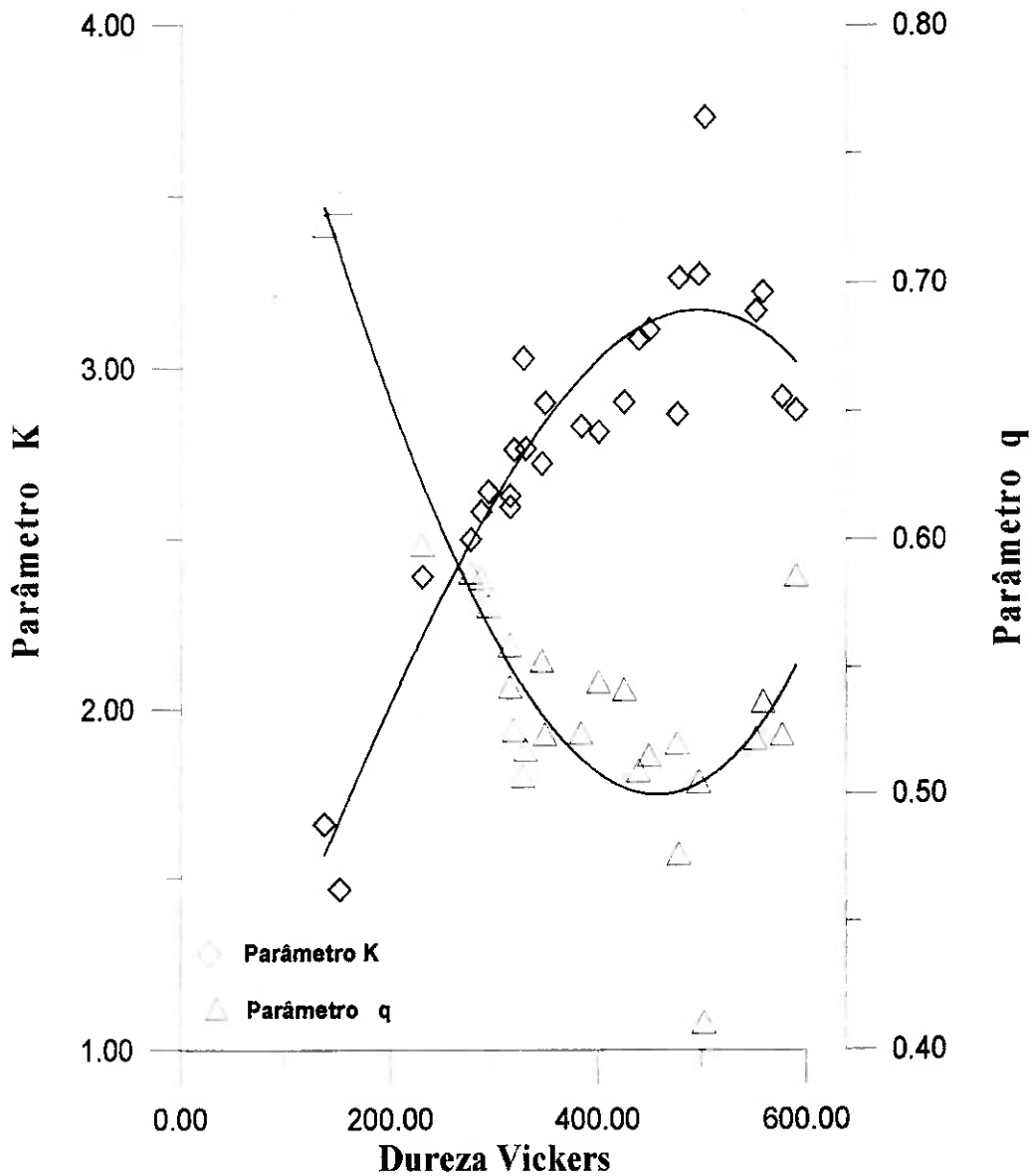


Figura 6-6. Variação dos parâmetros K e q com a dureza para todos os aços e ferros fundidos nodulares estudados.

A figura 6-7 mostra a variação dos parâmetros K e q com a tenacidade para um grupo de materiais formado por ferro fundido nodular nodulares austemperados a diferentes temperaturas e ferros fundidos nodulares temperados e revenidos. Pode-se observar, apesar da grande dispersão uma tendência ao aumento do valor de q com a energia de impacto acompanhada de uma diminuição do valor de K .

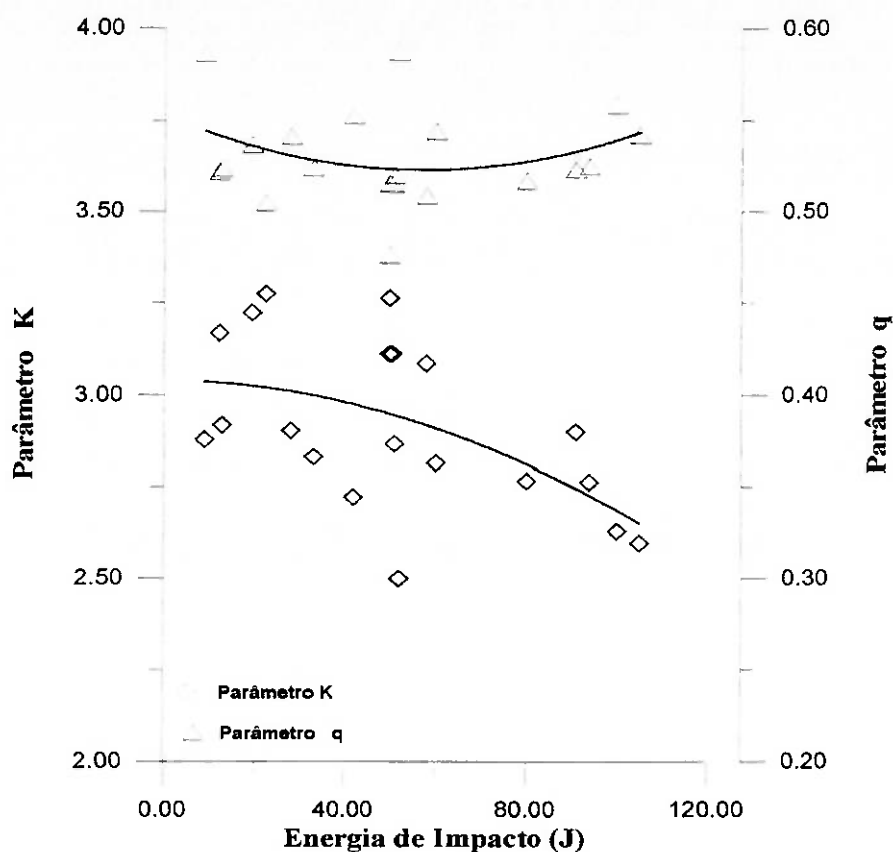


Figura 6-7. Variação dos parâmetros K e q com a energia de impacto para ferros fundidos nodulares bainíticos e martensíticos revenidos.

A dispersão encontrada nesses resultados é explicada pela diferença de comportamento dos grupos de materiais analisados; isto é, os valores de energia de impacto absorvidos pelo ferro fundido nodular de matriz martensítica e bainítica são amplamente diferentes.

Isto sugere que há um comportamento diferenciado entre esses dois grupos de microestruturas no ferro fundido nodular. Para analisar o efeito da microestrutura foram separados os valores correspondentes a cada uma delas, como mostrado na figura 6-8. - Nesse gráfico pode-se observar que para valores de K e q da mesma ordem de grandeza o ferro fundido nodular bainítico apresenta uma maior energia absorvida no ensaio de impacto. Dessa forma, se o parâmetro K representa a resistência que o material opõe a deformação, quer dizer que para valores iguais de resistência o material apresenta maior tenacidade.

A figura 6-8 constitui um resultado importante para a seleção de ferros fundidos nodulares para serem utilizados na fabricação de peças submetidas à desgaste abrasivo,

ao menos nas condições impostas no tribossistema utilizado na presente pesquisa. Um material que apresente uma maior tenacidade apresentará um melhor comportamento frente a esforços repetidos.

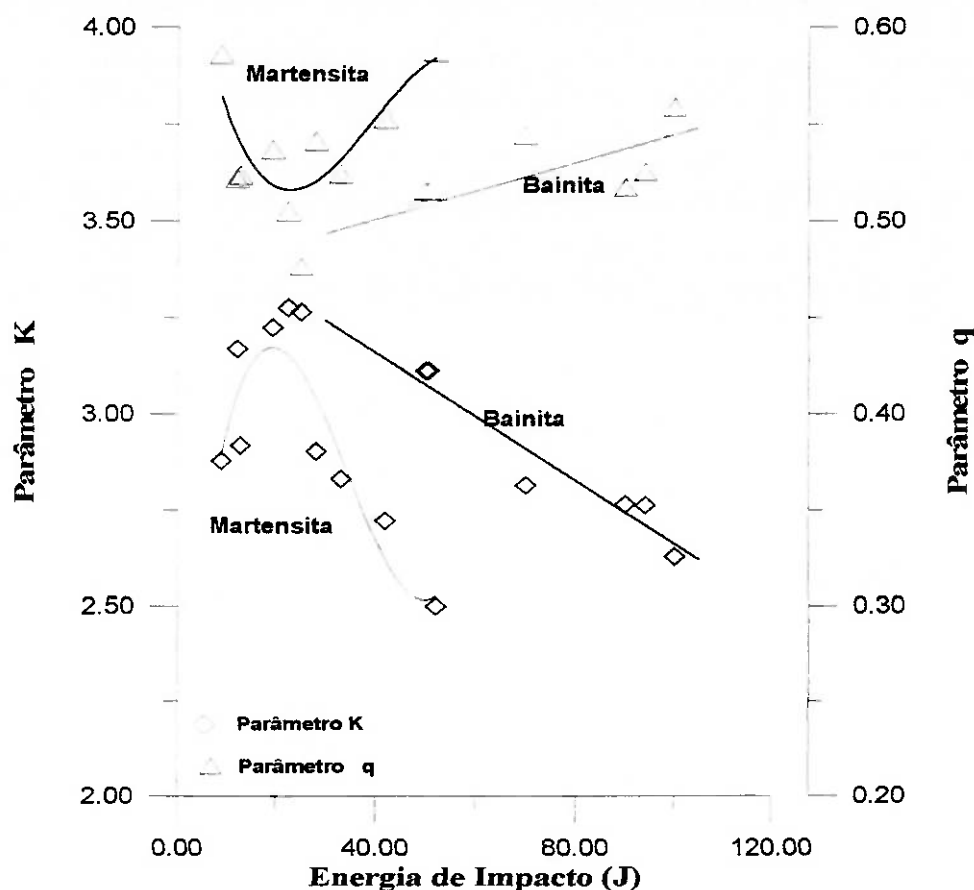


Figura 6-8. Variação separada dos parâmetros K e q com a energia de impacto do ferro fundido nodular com matrizes bainíticas e martensíticas revenidas.

6.2.5. Dureza dinâmica tangencial e normal.

As medidas de dureza dinâmica tangencial e normal foram feitas em ferro fundido nodular com matriz bainítica e martensítica revenida. A partir da força tangencial registrada durante o evento abrasivo foram calculadas a energia específica e a dureza dinâmica tangencial, fato que explica a semelhança entre as curvas de variação dessas duas medidas, como discutido anteriormente. A relação entre essas duas medidas é linear como foi mostrado nas figuras 5-30 e 5-62, resultado que concorda com o apresentado por LIANG et al.⁶⁹

Outro resultado importante encontrado neste trabalho foi a variação da dureza dinâmica normal com o volume de material retirado. Em ambos grupos de materiais foi observada uma relação linear entre essa medida e a dureza determinada estaticamente, até valores de 500 HV, como ilustrado nas figuras 5-32 e 5-64.

Para durezas maiores que esse valor, porém, a relação muda mostrando uma ligeira tendência à queda da dureza dinâmica normal, especificamente para os materiais martensíticos revenidos, como ilustrado na figura 6-9.

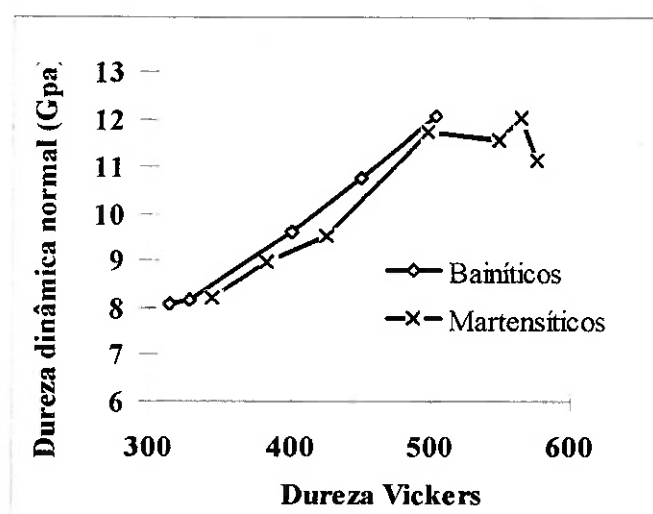


Figura 6-9. Variação da dureza dinâmica normal com a dureza Vickers para ferro fundido nodular de matriz martensítica e bainítica.

Nessa figura pode-se observar, claramente, que os materiais bainíticos apresentam maior dureza dinâmica para um mesmo valor de dureza estática. Nota-se, também, que o aumento da dureza Vickers acima de 500 HV não resulta num aumento da dureza dinâmica normal. Este resultado mostra que com medidas de dureza dinâmica normal pode-se detectar, facilmente, o efeito da tenacidade no comportamento do material quando submetido a altos esforços dinâmicos.

6.2.6. Coeficiente de atrito.

O coeficiente de atrito foi definido nesta pesquisa como o quociente entre a forças tangencial e normal máximas registradas durante a passagem da partícula abrasiva. A variação desse coeficiente de atrito com a profundidade do sulco, com a dureza do material e com a carga aplicada foi discutido para os materiais bainíticos e

martensíticos no capítulo 5. Esses resultados mostraram que o valor desse coeficiente está ligado aos mecanismos de interação entre a partícula abrasiva e o material.

Alguns resultados de caráter geral serão apresentados em seguida:

- Foi observado um aumento do coeficiente de atrito com a diminuição da dureza do material, para todas as microestruturas presentes na matriz metálica do ferro fundido nodular. O valor máximo foi encontrado nos materiais com matriz ferrítica, nos quais foi observada alta deformação plástica e adesão de material à superfície da partícula.

- Ocorre aumento do coeficiente de atrito com a profundidade do sulco formado, independente da dureza do material. Isto significa que ao aumentar a profundidade ocorre um aumento mais acelerado da força tangencial que a normal; tal aumento é devido à um maior volume de material deslocado na frente da ferramenta.

- Há aumento do coeficiente de atrito com a força normal que atua sobre a superfície, mostrando que esse coeficiente varia com a carga aplicada; este resultado é atribuído a uma maior componente de deformação

É importante considerar a relação entre o coeficiente de atrito e resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular. Em geral ocorre uma diminuição do coeficiente de atrito com o aumento da resistência ao desgaste abrasivo; isso é apresentado na figura 6-10, a qual mostra a relação entre o parâmetro K e o valor do coeficiente de atrito para um sulco de 100 μm de profundidade máxima.

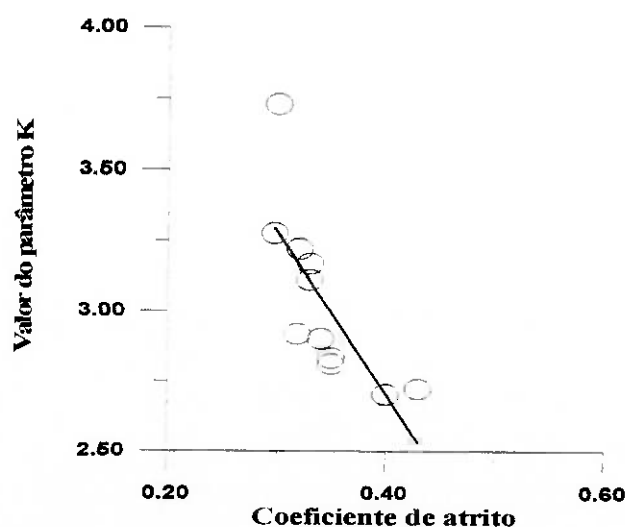


Figura 6-10. Variação do parâmetro K com o coeficiente de atrito para ferro fundido nodular de matrizes martensítica revenida e bainítica.

Observa-se, claramente, um aumento do coeficiente de atrito com a diminuição da resistência ao desgaste, expressa pelo valor de K . Este resultado concorda com o reportado por ZUM-GHAR^{8, 37, 90} que mostrou um aumento geral do coeficiente de atrito com a taxa de desgaste abrasivo.

6.3. COMENTÁRIOS FINAIS

A partir da análise dos resultados obtidos nesta pesquisa, sobre a resistência ao desgaste abrasivo de aços carbono e de ferro fundido nodular com diferentes microestruturas na matriz, podem-se fazer alguns comentários de caráter geral sobre os diferentes tópicos encontrados no decorrer do trabalho, os quais serão discutidos em seguida.

6.3.1. Sobre o método utilizado:

Os mecanismos de arrancamento do material presentes durante o ensaio de resistência à abrasão com esclerômetro pendular, são similares a aqueles encontrados nos tribossistemas nos que estão presentes grandes esforços e deformações acompanhados de altas velocidades de deformação; estas condições correspondem às definidas na literatura como abrasão por goivadura (gouging). A variação da energia específica consumida com a profundidade do sulco, permite medir a resistência ao desgaste abrasivo dos materiais e também classificá-los quanto a sua resistência ao desgaste abrasivo. O método apresenta uma baixa dispersão dos resultados, como ilustrado pelos altos coeficientes de regressão obtidos no ajuste das curvas para a equação potencial.

A instrumentação do ensaio permite conhecer detalhes fundamentais sobre a interação entre partícula e superfície tal como o coeficiente de atrito; as durezas dinâmicas normal e tangencial constituem medidas do comportamento do material frente aos esforços dinâmicos impostos pela partícula abrasiva. É importante implementar métodos avançados para o estudo da forma dos sulcos formados e da topografia da superfície obtida após o ensaio de riscamento.

A análise da morfologia dos cavacos obtidos mostrou que há grande semelhança entre os mecanismos de arrancamento de material encontrados no presente ensaio e os reportados em pesquisas sobre o corte de metais (usinagem). Neste campo tem sido desenvolvido um trabalho interessante que envolve a aplicação do *método de elementos finitos* para determinar a relação entre as propriedades do material e as variáveis do processo. É de interesse desenvolver um trabalho direcionado à aplicação *método de elementos finitos* ao ensaio de abrasão com o esclerômetro pendular para estabelecer possíveis relações entre a resistência à abrasão e as propriedades do material.

6.3.2. Sobre a relação entre as propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste abrasivo:

Os resultados obtidos neste trabalho mostraram claramente a influência da dureza e da resistência ao impacto do ferro fundido nodular na resistência ao desgaste abrasivo do material. O compromisso entre tenacidade e dureza é um parâmetro importante na obtenção da melhor resistência ao desgaste dos materiais bainíticos e martensíticos revenidos. Foi difícil, porém, estabelecer uma relação quantitativa entre essas propriedades mecânicas e a resistência ao desgaste abrasivo, devido à influência da profundidade do sulco realizado na superfície. Uma equação que expresse a resistência ao desgaste abrasivo deve incluir, além das propriedades mecânicas e da profundidade do sulco, um termo relacionado com a geometria da partícula abrasiva. Mais trabalho deve ser feito nesta direção para chegar a um modelo que permita prever o comportamento dos materiais submetidos a abrasão por goivadura a partir de ensaios no esclerômetro pendular.

6.3.3. Sobre o material estudado:

O estudo das superfícies desgastadas mostrou uma forte participação dos nódulos de grafita na fratura do material durante a passagem da partícula abrasiva. A redução da fração volumétrica dessa fase pode ser um método interessante para aumentar a resistência ao desgaste abrasivo destes materiais; propostas similares foram feitas para melhorar as propriedades mecânicas de ferro fundido nodular de matriz bainítica.

Outro fato que deve ser mencionado, em relação ao material, é que o presente estudo foi realizado com um ferro fundido nodular base, isto é, sem adição de elementos de liga; a adição de alguns elementos de liga pode constituir um método interessante para aumentar a resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular. O método de avaliação da resistência ao desgaste abrasivo que utiliza o esclerômetro pendular mostrou ser uma ferramenta potente para evidenciar o efeito de diferentes elementos adicionados.

6.3.4. Sobre a microestrutura da matriz metálica

A melhor resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular com durezas da ordem de 300 HV foi conseguida com um tratamento térmico que produziu uma microestrutura formada por perlita fina; em durezas entre 350 HV e 500 HV o melhor desempenho é encontrado nos materiais bainíticos, para riscos de até 60 micra, e nos martensíticos revenidos para sulcos grandes, de 90 micra e superiores.

Pode-se notar, ainda, que na faixa de durezas da ordem de 300 HV o ferro fundido nodular com matriz perlítica mostrou maior resistência ao desgaste abrasivo que o material austemperado e temperado e revenido da mesma dureza. Além disso, observou-se que o aumento da fração volumétrica de austenita retida, conseguido com o aumento da temperatura de austenitização ou de austêmpera, não resultou num aumento da resistência ao desgaste abrasivo, como afirmado por outros pesquisadores. Essa diferença é devida às condições impostas ao material em cada um dos ensaios, como discutido anteriormente.

Os resultados obtidos neste trabalho mostraram que a melhor resistência ao desgaste abrasivo é conseguida quando a matriz apresenta carbonetos precipitados seja na perlita fina, bainita inferior ou martensita revenida.

6.3.5. Sobre a relação dos parâmetros K e q e as propriedades mecânicas:

No presente trabalho foi encontrado que existe uma relação praticamente linear entre os parâmetros K e q , determinados a partir do ensaio de resistência ao risco no esclerômetro pendular, e as propriedades mecânicas do material até durezas da ordem de 500 HV; a partir dessa dureza a relação linear perde a validade. Deve se lembrar ,

no entanto, que tal relação é obtida a partir de ensaios com ferro fundido nodular. A realização de ensaios de resistência ao risco em materiais de microestrutura semelhante na matriz, sem a presença da fase grafita, será importante para determinar com maior certeza essa relação e quantificar o efeito da presença da grafita.

7. CONCLUSÕES

Para as condições experimentais utilizadas no presente trabalho, em que a resistência ao desgaste abrasivo de um ferro fundido nodular, sem elementos de liga, com diferentes microestruturas na matriz metálica, foi avaliada, utilizando um esclerômetro pendular instrumentado, com velocidade média da partícula durante o contato com a superfície de 2,8 m/s, profundidade de sulco entre 30 μm e 150 μm , e pressões aplicadas ao material da ordem de 1.000 MPa, podem ser tiradas as seguintes conclusões:

1. Pode-se afirmar que, o ensaio utilizado nesta pesquisa para estudar a resistência à abrasão é representativo das condições encontradas em sistemas tribológicos que impõem ao material grandes deformações plásticas com altas taxas de deformação. A alta sensibilidade do equipamento utilizado permite fazer uma classificação da resistência ao desgaste dos materiais estudados.
2. Os resultados de variação de energia específica com a quantidade de massa arrancada confirmam o modelo proposto por outros pesquisadores, que prediz que a relação entre essas duas quantidades obedece a uma equação potencial. Esse comportamento, também concorda com a variação de energia específica consumida com a profundidade de corte, reportada para operações de usinagem de metais.
3. A dureza dinâmica tangencial constitui uma medida do desgaste abrasivo equivalente à energia específica determinada utilizando o esclerômetro pendular. A dureza dinâmica normal, por outro lado, poderia ser um indicativo mais apropriado que dureza estática para mostrar a resistência ao desgaste abrasivo, já que envolve a tenacidade do material.
4. Existe uma relação linear entre os parâmetros K e q e a dureza do material, na faixa de valores de dureza entre 300 HV e 500 HV. Esta, entretanto, perde a validade para valores maiores que 500HV quando ocorre uma inversão no sentido de variação desses parâmetros, o que mostra o efeito de outras propriedades mecânicas, especificamente a tenacidade do ferro fundido nodular.

5. A resistência ao desgaste abrasivo variou em função da dureza, da microestrutura do ferro fundido nodular e da profundidade de penetração da partícula abrasiva; como descrito a seguir:
 - para sulcos de até 60 micra de profundidade: com durezas da ordem de 300 HV o melhor comportamento foi encontrado no material perlítico; com durezas em torno de 450 HV a melhor resistência foi obtida com materiais bainíticos. Os materiais com dureza acima de 500 HV, martensíticos revenidos, apresentaram baixa resistência à abrasão devido à baixa tenacidade.
 - Para sulcos de grande profundidade, 90 micra e maiores, o melhor desempenho foi mostrado pelo ferro fundido nodular de matriz martensítica revenida, com durezas entre 450 e 550 HV.
 - O aumento da fração volumétrica de austenita não produziu um aumento da resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular austemperado.
6. A melhor resistência ao desgaste abrasivo foi conseguida com microestruturas constituídas de carbonetos precipitados em matrizes ferríticas supersaturadas e/ou com alta densidade de defeitos cristalinos, obtidas em condições fora do equilíbrio, tais como perlita fina, bainita inferior e martensita revenida, de forma a obter o melhor compromisso entre dureza e tenacidade.
7. A presença da grafita provoca uma queda da resistência ao desgaste abrasivo do ferro fundido nodular, quando comparado com um aço carbono, ambos com microestruturas perlíticas de dureza semelhante. Os nódulos de grafita constituem um entalhe interno que facilita a nucleação e propagação de trincas, independente da microestrutura presente na matriz metálica.
8. Sobre o coeficiente de atrito medido no presente trabalho, pode-se concluir que:
 - Foi observado um aumento do coeficiente de atrito com a diminuição da dureza do material, para todas as microestruturas presentes na matriz metálica do ferro fundido nodular.

- Ocorre aumento do coeficiente de atrito com a profundidade do sulco formado, independente da dureza do material.
- Há aumento do coeficiente de atrito com a força normal que atua sobre a superfície, mostrando que esse coeficiente varia com a carga aplicada; este resultado é atribuído a uma maior componente de deformação plástica durante o contato.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ELLIOTT ROY. **Cast Iron Technology**. Butterworth, London, 1988.
2. DORAZIL E.; BÁRTA B.; MÜNSTEROVÁ; STRÁNSKY, L.; HUVAR, A. High Strength Bainitic Ductile Cast Iron. **A. F. S. International Cast Metal Journal**, v. 7, n. 2, p. 52-62, 1982.
3. GUNDLACH R.B.; JANOWAK J.F. Austempered Ductile Iron Combines Strength With Toughness and Ductility. **Metal Progress**, v.19, July 1985.
4. LAUB, J.R.; Cast Austempered Ductile Iron For high Strength and long Wear. **Avanced Materials and Processes**. v. 2, n. 41, 1994.
5. SCHMIDT ; SCHUCHERT. Unlubricated Sliding Wear of Austempered Ductile Iron. **Z. Metalkde**, v. 78, p 871, 1987.
6. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF METALS (ASTM). **Annual Book of ASTM standards** ASTM 897-90, 1991.
7. GUNDLACH, R.B. ; JANOWAK J.F. Resistance of Austempered Ductile Iron to Abrasive Wear. **Giesserei Prax**, v. 11, p. 171-77, 1987.
8. ZUM GAHR. How Microstructure Affects Abrasive Wear Resistance. **Metal Progress**, v. 47, Sept. 1979.
9. FORDYCE, E.P.; ALLEN, C. The dry sliding wear of an austempered spheroidal Cast Iron. In: INTERNATIONAL .CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS, Denver, USA,. 9-13 April, 1989. **Proceedings**. v.1, ASME, 1989.
10. JACOBSSON, M.; OLSSON, M.; HEDENQVIST, P.; VINGSBO. Scratch Testing; ASM Handbook: **Friction, Wear and Tribology**, v. 18, p. 430, 1995.

11. SANDVIK, B.P.; NEVALAINEN, H.R.; Structure-Properties Relationships in Commercial Low Alloy Bainitic-Austenitic Steels With high strength, ductility and toughness. **Metals Technology**, p. 213, 1981.
12. LeHOULLIER, R. ; BEGIN, G.; DUBÊ, A. A study of the Peculiarities of Austenite During the Formation of Bainite. **Metallurgical Transactions, A**. v. 2, p. 2645, Sept. 1971.
13. GUNDLACH, R.B et al. Transformation Behavior in Austempering Nodular Iron. In: THE PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON. THIRD INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON THE PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON. Stockholm, Sweden, August 29-31 1984. **Proceedings**. p, 399.
14. VOIGT, R.C.; LOPER, C.R.; Austempered Ductile Iron Influence of Microstructure Control. In: THE PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON. THE THIRD INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON THE PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON , Stockholm, Sweden, August 29-31 1984. **Proceedings**. p. 377.
15. DARWISH, N; ELLIOT R. Austempering of low Manganese Ductile Irons, Part 1: Processing Window. **Materials Science and Technology**, v. 9, p. 572, July 1993.
16. MOORE, D. J. ; ROUNS , T.N.; RUNDMAN, K.B. Effect of Manganese on the Structure and Properties of Austempered Ductile Iron: A Processing Window Concept. **Transactions of the American Foundrymens Society**. v. 95, p. 851, 1987.
17. MOORE, D. J. ; ROUNS , T.N.; RUNDMAN, K.B. The Relationship Between Microstructure and Tensile Properties in Austempered Ductile. **Iron; Transactions of the American Foundrymens Society**. v. 95 , p. 765, 1987.
18. ROUNS , T.N. ; RUNDMAN, K.B. Constitution of Austempered Ductile Iron and Kinetics of Austempering. **Transactions of the American Foundrymens Society**. v. 95 , p. 116, 1987.

19. DUBENSKY, W.J.; RUNDMAN, K.B. Na **Electron Microscope study of Carbide Formation in Austempered Ductile Iron. Transactions of the American Foundrymens Society.** v. 93, p. 389, 1985.
20. BOSCHEM, R. ; VETERS, H. ; HAYR, P.; RYDER , P.L.. "TEM". Analysis for Characterization of the Microstructure of Bainitic Spheroidal Cast Iron. **Praktische Metallographie.** v. 25, p. 524, 1988.
21. SIDJANIN, L.; SMALLMAN, R.E. Metallography of bainitic transformation in austempered ductile Iron. **Materials Science and Technology**, v 8, p. 1095, Dec. 1992.
22. ARANZABAL, J. ; GUTIERREZ, I.; URCOLA, J.J. Influence of heat treatments on microstructure of austempered ductile iron. **Materials Science and Technology**, v. 10, p. 728, Aug. 1994.
23. VJEKOSLAV, F.; SACHDEV, A.K.; RYNTZ, E.F. A transmission Electron Microscopy Study of Austempered lower Bainitic Nodular Cast Iron. **Metallography**, v. 20, p.15, 1987.
24. DARWISH, N.; ELLIOT, R. Austempering of low Manganese Ductile Irons Part 3: Variation of mechanical properties with heat treatment conditions. **Materials Science and Technology**, v. 9, p. 882, October 1993.
25. DARWISH, N.; ELLIOT, R. Austempering of low Manganese Ductile Irons Part 2. Influence of austenitising temperature. **Materials Science and Technology**, v. 9, p. 586, July 1993.
26. GRECH, M., YOUNG, J.M. Effect of austenitising temperature on tensile properties of Cu- Ni austempered ductile Iron. **Materials Science and Technology.** May 1990, v.6, p. 415-21.

27. NIESWAAG, H. NIJHOF, J. W. Influence of Silicon on Bainitic Transformation in Ductile Iron, relation to Mechanical properties. In: THE PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON. OF THE THIRD INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON THE PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON , Stockholm, Sweden, August 29-31 1984. **Proceedings**. p. 411.
28. MILLER COMPANY. **The Ductile Iron Process**; Compendium VI; 1982. p, 95.
29. SOLTNEV, L. A. Investigation of the isothermal decomposition Kinetics of supercooled austenite in a magnesium inoculated cast iron. **Russian Metallurgy**, n. 4, p. 119, 1987.
30. VELEZ, J. M.; GARBOGGINI, A.; TSCHIPTSCHIN, A. Effect of silicon on kinetics of bainitic reaction in austempered ductile cast iron. **Materials Science and Technology**, v. 12, p. 329, April 1996.
31. PELLEG, J. Influence of Silicon on Ductile Iron. **Source Book on Ductile Iron. American Society for Metals**, p. 315, 1977.
32. LEE, Y.H.; VOIGHT, R. C. The Hardenability of ductile Iron. **Transactions of American Foundrymens Society**, v. 97, p. 915, 1989.
33. BOERI, R.; WEINBERG, F. Microsegregation in Ductile Iron. **Transactions of American Foundrymens Society**, v. 97, p. 179, 1989.
34. BAYATI, H.; ELLIOTT, R. Relationship between structure and mechanical properties in high manganese alloyed ductile iron. **Materials Science and Technology**, v. 11, p. 284, March 1995.
35. GAGNE, M. The influence of Manganese and silicon on the Microstructure and Tensile Properties of Austempered Ductile Iron. **Transactions of American Foundrymens Society**, v. 95, p. 801, 1985.
36. LEE, S.C. ; LEE, C. C. The effects of heat treatment and alloying Elements on Fracture Toughness of Bainitic Ductile Cast iron. **Transactions of American Foundrymens Society**, v. 98, p. 827, 1988.

37. ZUM GAHR, K.H. **Microstructure and wear of materials**. Tribology series, 10, ELSEVIER, 1987.
38. TUCKER, R. C. Wear Failure. In: **A.S.M. Metals handbook, Failure analysis and prevention**. ninth edition, v 11, p. 145, 1986.
39. RIGNEY, D.A.; SHEWMON, P.G. In: **Metallurgical Treatises**, Edited by Jhon K. Tien and Jhon F. Elliot, Warrendale, AIME, 1981, p. 620.
40. POHL, M. Mecanismos de Desgaste. /Apresentado à EPUSP, 1989.
41. ARCHARD, J.F. Wear theory and Mechanisms. In: **Wear control Handbook**, Edited by M. B. Peterson and W.O. Winer; A.S.M.E, 1980 , p. 35.
42. CZICHOS, H. Systems Approach to wear Problems. In: **Wear control Handbook**, Edited by M. B. Peterson and W.O. Winer; A.S.M.E, 1980 , p. 17.
43. DE MELLO, J. D. Abordagem global do estudo do processo abrasivo. Parte I: Considerações sobre os métodos abrasométricos. In: Primeiro seminário sobre materiais resistentes ao desgaste, 1989. **Anais**. Associação brasileira de Metais, p. 29.
44. TYLCZAK, J.H. Abrasive Wear. **A.S.M. Metals Handbook**, ninth edition, v.1, p. 597, 1978.
45. GREGOLIN, R. J. A. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) Resistentes ao desgaste**. São Paulo, 1990. Tese (Doutorado) de doutoramento; Departamento de Eng. Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
46. ALBERTIN, E. **Efeito da percentagem 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, 1993. Tese (Doutorado). Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

47. SINATORA, A. **Desgaste abrasivo de ferros fundidos brancos com 12,5% de cromo e 2% de carbono.** São Paulo, 1990. Tese (Doutorado). Departamento de Eng. Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
48. AVIENT, B.W.E.; GODDARD, J.; WILMAN, H. Experimental study of friction and wear during abrasion of metals. *Proceeding Royal Soc. (London)*, A258, 1960, p. 159.
49. HUTCHINGS, I.M. **Tribology, Friction and Wear Materials.** Edward Arnold, London 1992.
50. RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials.** Jhon Wiley & Sons, New York, 1965.
51. GODDARD, J.; HARKER, H.J.; WILMAN, H. A Theory of Abrasion of Solids such as Metals. *Nature*, August 1959.
52. STROUD, M.F.; WILMAN, H. The proportion of the groove volume removed as wear in abrasion of metals. *British Journal Applied Physics*, v. 13, 1962.
53. GODDARD, J.; WILMAN, H. A theory of friction and wear during the abrasion of Metals. *Wear*, v.5, p. 114-135, 1962.
54. MULHEARN, T. O.; SAMUELS, L. E. The abrasion of metals: a model of process. *Wear*, v. 5, p. 479-498, 1962.
55. SEDRIKS, A. J.; MULHEARN, T. Mechanics of cutting and rubbing in simulated abrasive processes. *Wear*, v. 6, p. 457-466, 1963.
56. GRAHAM, D.; BAUL, R.M. An investigation into mode of metal removal in the grinding process. *Wear*, v. 19, p. 301 -314, 1972.
57. SHAW, M. C. **Metal Cutting Principles.** Clarendon Press, Oxford, 1984.
58. GANE, N. ; SKINNER, J. The friction and scratch deformation of metals on a micro scale. *Wear*, v. 24 , p. 207-217, 1973.

59. SUH, N. P. ; SIN, H. C.; SAKA, N. Fundamental aspects of abrasive wear. In **Fundamentals of Tribology**, edited by MIT press, Cambridge, 1980, p. 493-518.
60. SIN, H. ; SAKA, N. C. ; SUH, N. P. Abrasive wear mechanisms and the grit size effect. **Wear**, v. 55, p. 163-190, 1979.
61. KAYABA, T. ; HOKKIRIGAWA, K. ; KATO, K. Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning electron microscope. **Wear**, v. 110, p. 419-430, 1986.
62. KATO, K. Micro - mechanisms of wear - wear modes. **Wear**, p. 277, March 1992.
63. KATO, K. ; HOKKIRIGAWA, K. ; KAYABA, T. ; ENDO, Y. Three Dimensional Shape Effect on Abrasive Wear. **Transactions of the ASME**. v. 108, p. 346-51, July 1986.
64. ZUM GAHR KARL- HEINZ. Modeling of Two-Body Abrasive Wear. **Wear**, v. 124, p. 87, 1988.
65. VINGSBO, O. ; HOGMARK, S. Single-pass pendulum grooving - A technique for abrasive testing. **Wear**, v. 100, p. 489, 1984.
66. FRANCO, S.D. ; DE MELLO, J.D. Desenvolvimento, construção e avaliação de esclerômetro pendular. In: Primeiro seminário sobre materiais resistentes ao desgaste, 1989. **Anais**. Associação brasileira de Metais, p. 165.
67. BRYGGMAN, U.; HOGMARK, S.; VINGSBO, O. Mechanisms of gouging abrasive wear of steel investigated with aid of pendulum single-pass grooving. **Wear**, v. 112, p. 145, 1986.
68. LIANG, Y.N. ; LI, S. Z. ; LI, S. Evaluation of abrasability of porous seal materials in a single pendulum scratch device. **Wear**, v. 177, p. 167-173, 1994.

69. LIANG, Y. N. ; LI, S. Z. ; LI, D. .F. : LI, S. Some developments for single-pass pendulum scratching. **Wear**, v. 199, p. 66-73, 1996.
70. NATHAN, G. K. ; JONES, J. D. The Empirical Relationship Between Abrasive Wear and the Applied Conditions. **Wear**, v. 9, p. 300-309, 1966.
71. RABINOWICZ, E.; MUTIS, A. Effects of Abrasive Particle size on Wear. **Wear**, v. 8, p. 381-90, 1965.
72. MISRA, A.; FINNIE, I. On the Size effect in abrasive and erosive wear. **Wear**, v. 65, p.359-373, 1981.
73. MISRA, A.; FINNIE, I. Some observations on Two - Body Abrasive Wear. **Wear**, v. 68, p. 41-56, 1981.
74. DRUCKER, D.C. An Analysis of the Mechanics of Metal Cutting. **Journal of Applied Physics**. v. 20, n. 20, p. 1013-21, 1949.
75. MERCHANT, M. E. Contributed Original Research. **Journal of Applied Physics**. v. 16, n. 5, p. 267-75, 1945.
76. SHAW, M. C. A Quantized Theory of Strain Hardening as Applied to the Cutting of Metals. **Journal of Applied Physics**. v. 21, p. 599-606, 1950
77. DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. McGraw - Hill Metric Edition, 1988.
78. BING-QING, W. ; ZHI-DONG, G.; BAO-KAI, L.; DE HAI, W. A new bainitic ductile cast iron and its application on grinding ball production. World conference on Austempered Ductile Iron, 12-14 March 1991, AFS -1991.
79. RAC, A. Influence of load and speed on wear characteristics of .gray cast iron in dry sliding-selection for minimum wear. **Tribology International**, v. 18, p. 29-33, 1985.
80. SUGISHITA, J.; FUJIYOSHI, S. The effect of cast iron graphites on friction and wear performance. I: Graphite film formation on grey cast iron surfaces. **Wear** v. 66, p. 209-221, 1981.

81. LEACH, P.; BORLAND, D. The unlubricated wear of flake graphite cast iron. **Wear**, v. 85, p. 257-266, 1983.
82. SUGISHITA, J.; FUJIYOSHI, S. The effect of cast iron graphites on friction and wear performance. II: Variables influencing graphite film formation. **Wear**, v. 68, p. 7-20, 1981.
83. SUGISHITA, J. ; FUJIYOSHI, S. The effect of cast iron graphites on friction and wear performance. III: The lubricating effect of graphite under rolling-sliding contacts. **Wear**, v. 77, p. 181-193, 1982.
84. TAKEUCHI, E. The Mechanism of wear of spheroidal graphite cast iron in dry sliding. **Wear**, v. 19, p.276-276, 1972.
85. ISLAM, M.A.; HASEEB; KURNY. Study of wear of as-cast and heat treated spheroidal graphite cast iron under dry sliding condition. **Wear**, v. 188, p. 61, 1995.
86. FORDYCE, P.; ALLEN, C. The dry sliding wear behavior of an austempered spheroidal cast iron", In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS, Denver, Colorado (USA), April 9-13, 1989. **proceeding**. p. 319.
87. PING, L. ; BAHADUR, S.; VERHOEVEN, J.D.; et al. Friction and wear behavior of high silicon bainitic structures in austempered cast iron and steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS, Denver, Colorado (USA), April 9-13, 1989. **proceeding**. p. 183.
88. PRADO, J. M.; PUJOL, A. ; CULLEL, J.; TARTERA, J. Dry sliding wear of austempered ductile iron. **Materials Science and Technology**, v. 11, p. 294, 1995.
89. SAMUELS, L. E.; CRAIG, J. V. Abrasion damage to graphite flakes in cast irons. **Journal of The Iron and Steel Institute**. p. 75-77, January 1965.

90. ZUM GAHR K. H. Relation between abrasive wear rate and the microstructure of metals ; proceeding of international. Conference on Wear of Materials. Reston, Virginia, April 11-14, 1983.
91. LI, C.; ZHOU, Q. Influence of carbon content of martensitic matrix and retained austenite on wear of martensitic ductile iron. **Wear** 162-164, p. 75-82, 1993
92. LUO, Q.; XIE, J.; SONG, Y. Effects of microstructure on the abrasive wear behavior of spheroidal cast iron. **Wear**, v. 184, p. 1-10, 1995.
93. RAO, Q.; HE, B.; ZHOU, Q. A study of the impact fatigue resistance of grinding balls - matrices and retained austenite. **Wear**, v. 151, p. 13-21, 1991.
94. SHEPPERSON, S.; ALLEN, C. The abrasive wear behavior of austempered spheroidal cast irons. **Wear**, v. 121, p. 271-287, 1988.
95. SEETHARAMU, S.; SAMPATHKUMARAN, P.; KUMAR, R. K; NARASIMHA, M.; MARTIN JEBRAJ, P. Abrasion and erosion resistance of permanent molded austempered ductile iron. **Wear**, v. 167, p. 1-8, 1993.
96. SCHISSLER et al. Abrasive wear resistance of austempered ductile iron at room temperature. **Metallurgical Science and Technology**, v. 5, p. 71, 1987.
97. DALL'O et al. Wear resistance of austempered ductile iron. /Publicação Interna INTEMA, Universidad del Mar del Plata , Argentina, 1992..
98. CULLITY, B. D. **Elements of X-ray diffraction** , 2 Ed., London, Addison - Wesley, 1978.
99. AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. Handbook of Metals Preoperties. Firts Edition, McGraw-Hill Book, New York, 1954
100. QIT - FER et TITANE INC. **Ductile Iron Data for Design Engineers**. 1990.
101. BOULGER, F. W. Machining Characteristics of Steels. **Metals Handbook**, v. 6, 9 Edition, p. 572-576.

102. ANTIONS, S. ; CAMERON, A.; GENTIE C. The Friction - Speed relation From Stick - Slip Data. **Wear**. v.36, p. 235-54, 1976.
103. SOOM, A ; KIN, C. Interactions Between Dynamic Normal and Frictional forces During Unlubricated Sliding. **Journal of lubrication Technhology**.. v. 105, p.221, Abril 1983.
104. ARANZABAL, J.; GUTIERREZ, I. ; URCOLA, J. J. Influence of The Amount and Morphology of Retained Austenite on the Mechanical Peroperties of an Austempered Ductile Iron. **Metalurgical and Materials Transactions**, v. 28a, p. 1143-1155, 1997.
105. BAYATI, H.; ELLIOT, R. Role of Austenite in Promoting Ductility in an austempered ductile iron. . **Materials Science and Technology**, v. 13, p. 319-326, 1997.
106. BOWDEN, F. P.; TABOR, D. **The Friction and Lubrication of Solids**. Oxford, 1950.
107. ZUM GAHR, K. H. Formations of wear Debris by the Abrasion on Ductile Metals. **Wear**, v. 74, p. 353-373, 1981-1982.
108. CUEVA, G. ; VELEZ. J. M.; TSCHIPTSCHIN, A P. Influência da temperatura de Austenitização na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares austemperados. Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil. A ser Publicada.
109. PORTER, D. A; EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 2 Edition., London, Chapman & Hall, 1992.
110. DINGERS, G.; GRUVER, Jr. W. E. temper Embrittlement of Ductile iron. **Modern Casting**. p. 61-71, October, 1966.
111. OWEN, W. S. The effect of Silicon on the Kinetics of Tempering. **Transactions of the ASM**. V. 46, p. 812-829, 1954.

112. BLICKENSDECKER, R.; MADSEN, B.W.; TYLCZAK, J. H. Comparison of Several Types of Abrasive Wear Test. In: THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. The International Conference on Wear of Materials. Vancouver, B. C., Canada, April 14-18, 1985, p. 313-319.
113. SWANSON, P. A. Comparison of Laboratory and Field abrasion Test. In: THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. The International Conference on Wear of Materials. Vancouver, B. C., Canada, April 14-18, 1985, p. 519-525.
114. DUNN, D. J. Metal Removal Mechanisms Comprising Wear in Mineral Processing. In: THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. The International Conference on Wear of Materials. Vancouver, B. C., Canada, April 14-18, 1985, p. 501-508.
115. BRYGGMAN, U.; HOGMARK, S.; VINGSBO, O. Mechanics of Gouging Abrasive Wear of Steel Investigated with the Air of Pendulum single Pass Grooving. In: THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. The International Conference on Wear of Materials. Vancouver, B. C., Canada, April 14-18, 1985, p. 324.
116. BRYGGMAN, U.; HOGMARK, S.; VINGSBO, O. Prediction of Gouging Abrasion Resistance of Steel by Pendulum Grooving and Other Laboratory Test Methods. **Wear**. v.115, p. 203-213, 1987.
117. TAKAHASHI, T.; OSHOHOKO, A.; TADA, S. Effect of Bainite Transformation and Retained Austenite on Mechanical Properties of Austempered Spherulitic Graphite Cast Steel. **Metalurgical and Materials Transactions**, v. 27, p. 1589-1598, 1996.
118. VELEZ, J.M. & TSCHECHIN A P. Resistência ao desgaste abrasivo de aços carbono e ferros fundidos nodulares estudada através de técnica de esclerometria pendular instrumentada. Trabalho apresentado no 12º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos materiais . Aguas de Lindoia -S.P. 8-12 de Dezembro de 1996.