REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

"Efeito da substituição do molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro em aços Hadfield no desempenho ao desgaste abrasivo"

Dissertação de Mestrado

Autor: Gilson Neves da Silva

Orientador: Cristóvam Paes de Oliveira

Ouro Preto, 21 de junho de 2004

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais

"Efeito da substituição do molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro em aços Hadfield no desempenho em desgaste abrasivo"

Gilson Neves da Silva

Cristovam Paes de Oliveira

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Ouro Preto, junho de 2004.

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP - CETEC - UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais

"Substituição do Molibdênio pelo Nióbio e Nióbio-Boro em Aços Hadfield"

Autor: Gilson Neves da Silva

Dissertação defendida e aprovada, em 28 de junho de 2004, pela banca examinadora constituída pelos professores:

Prof. Dr. Cristovam Paes de Oliveira - Orientador
REDEMAT/Univ. Federal de Ouro Preto

Prof. Dr. Paulo César de Matos Rodrigues
FUNREI-Univ. Federal de São João del Rei

Prof. Dr. José Roberto Tavares Branco
REDEMAT/Centro Tecnológico de Minas Gerais

Prof. Dr. André Barros Cota
REDEMAT/ Universidade Federal de Ouro Preto

Silva, Gilson Neves da.

S586s Substituição do Molibdênio pelo Nióbio e Nióbio-Boro em Aços Hadfield [manuscrito]. / Gilson Neves da Silva. – 2004.

xix, 99f.: il. color., grafs. , tabs.

Orientador: Prof. Dr. Cristovan Paes de Oliveira.
Área de concentração: Engenharia de Materiais.
Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Rede Temática em Engenharia de Materiais.

1.Engenharia de Materiais - Teses. 2. Aço-manganês - Teses.

Catalogação: sisbin@sisbin.ufop.br

LISTA DE TABELAS

01	Composição química dos aços da classe ASTM A-128	02
02	Tipos de desgaste	30
03	Dureza de alguns carbonetos	35
04	Dureza de algumas matrizes	35
05	Principais parâmetros nas duas versões do ensaio de britador de Mandíbulas	43
06	Ensaios recomendados em função do tribossistema	45
07	Composição química das ligas no ensaio de Roda de Borracha	47
08	Composição química das ligas no ensaio de Britador de Mandíbulas	47
09	Frequência e rotação do motor acionador do sistema Triboflex	52
10	Norma ASTM G65-94 e parâmetros de ensaio de Roda de Borracha	54
11	Análise granulométrica do fornecedor do abrasivo	56
12	Constituintes minerais de granito	61
13	Brita grossa – alimentação	65
14	Composição química do carboento de nióbio obtida por EDS	68
15	Dureza Brinell após tratamentos térmicos sem deformação	74
16	Durezas após encruamento por martelamento (média de 5 medidas)	75
17	Liga ASTM – classe A – mandíbula móvel	76
18	Liga ASTM – classe A – mandíbula fixa	76
19	Liga 2% Mo – mandíbula móvel	77
20	Liga 2% Mo – mandíbula fixa	77
21	Liga 0,4% Nb – mandíbula móvel	77
22	Liga 0,4% Nb – mandíbula fixa	77
23	Liga 0,4% Nb / 80 ppm B – mandíbula móvel	78
24	Liga 0,4% Nb / 80 ppm B – mandíbula fixa	78
25	Roda de borracha – molibdênio – sem patamar – sem revenido	80
26	Roda de borracha – molibdênio – sem patamar – com revenido	80
27	Roda de borracha – molibdênio – com patamar – sem revenido	80
28	Roda de borracha – molibdênio – com patamar – com revenido	80
29	Roda de borracha – nióbio – sem patamar – sem revenido	81
30	Roda de borracha – nióbio – sem patamar – com revenido	81
31	Roda de borracha – nióbio – com patamar – sem revenido	81

32	Roda de borracha – nióbio – com patamar – com revenido	81
33	Roda de borracha – nióbio-boro – sem patamar – sem revenido	82
34	Roda de borracha – nióbio-boro – sem patamar – com revenido	82
35	Roda de borracha – nióbio-boro – com patamar – sem revenido	82
36	Roda de borracha – nióbio-boro – com patamar – com revenido	82
37	Britador de mandíbula – aço classe A – aquecimento direto – sem revenido Mandíbula móvel	86
38	Britador de mandíbula – aço classe A – aquecimento direto – sem revenido Mandíbula fixa	86
39	Britador de mandíbula – molibdênio – aquecimento direto – sem revenido Mandíbula móvel	87
40	Britador de mandíbula – molibdênio – aquecimento direto – sem revenido Mandíbula fixa	87
41	Britador de mandíbula – molibdênio – aquecimento direto – com revenido Mandíbula móvel	87
42	Britador de mandíbula – molibdênio – aquecimento direto – com revenido Mandíbula fixa	87
43	Britador de mandíbula – molibdênio – patamar de aquecimento – sem revenido Mandíbula móvel	88
44	Britador de mandíbula – molibdênio – patamar de aquecimento – sem revenido Mandíbula fixa	88
45	Britador de mandíbula – molibdênio – patamar de aquecimento – com revenido Mandíbula móvel	88
46	Britador de mandíbula – molibdênio – patamar de aquecimento – com revenido Mandíbula móvel	88
47	Britador de mandíbula – nióbio –aquecimento direto – sem revenido Mandíbula móvel	89
48	Britador de mandíbula – nióbio – aquecimento direto– sem revenido Mandíbula fixa	89
49	Britador de mandíbula – nióbio – aquecimento direto – com revenido Mandíbula móvel	89
50	Britador de mandíbula – nióbio – aquecimento direto – com revenido Mandíbula fixa	89

51 Britador de mandíbula – nióbio – patamar de aquecimento – sem revenido
Mandíbula móvel 90
52 Britador de mandíbula – nióbio – patamar de aquecimento – sem revenido
Mandíbula fixa 90
53 Britador de mandíbula – nióbio – patamar de aquecimento – com revenido
Mandíbula móvel 90
54 Britador de mandíbula – nióbio – patamar de aquecimento – com revenido
Mandíbula fixa 90
55 Britador de mandíbula – nióbio-boro –aquecimento direto – sem revenido
Mandíbula móvel 91
56 Britador de mandíbula – nióbio-boro – aquecimento direto– sem revenido
Mandíbula fixa 91
57 Britador de mandíbula – nióbio-boro – aquecimento direto – com revenido
Mandíbula móvel 91
58 Britador de mandíbula – nióbio-boro – aquecimento direto – com revenido
Mandíbula fixa 91
59 Britador de mandíbula – nióbio-boro – patamar de aquecimento – sem revenido
Mandíbula móvel 92
60 Britador de mandíbula – nióbio-boro – patamar de aquecimento – sem revenido
Mandíbula fixa 92
61 Britador de mandíbula – nióbio-boro – patamar de aquecimento – com revenido
Mandíbula móvel 92
62 Britador de mandíbula – nióbio-boro – patamar de aquecimento – com revenido
Mandíbula fixa 92

LISTA DE FIGURAS

01	Classificação do desgaste segundo o número de corpos	23
02	Representação esquemática dos componentes de um tribossistema	25
03	Tipos de desgaste abrasivo	26
04	Tribossistema para desgaste abrasivo: (a) a dois corpos e (b) a três corpos	27
05	Ação do abrasivo em corpo sólido	29
06	Reações do material à ação de uma partícula abrasiva	29
07	Resistência ao desgaste do material com relação a diferentes relações entre dureza do material (Hs) e dureza do abrasivo (Ha)	34
08	Influência da tenacidade à fratura e dureza do material sobre a resistência ao desgaste	36
09	Comportamento da perda de material em função da relação de dureza do abrasivo e dureza do material	39
10	Ciclos de tratamentos térmicos sem patamar intermediário	48
11	Ciclos de tratamentos térmicos com patamar intermediário	49
12	Representação esquemática do equipamento de Roda de Borracha	51
13	Cicatriz do ensaio com roda de borracha no aço com molibdênio	55
14	Análise granulométrica da areia	57
15	Moldes preparados para confecção das mandíbulas	59
16	Moldes preparados para confecção das mandíbulas	59
17	Tratamento térmico	60
18	Mandíbulas após solubilização	60
19	Vista lateral (espessura)	60
20	Superfície de trabalho (desgaste)	60
21	Fotografia ilustrando granulometria de alimentação – brita grossa (BG)	62
22	Fotografia ilustrando granulometria do produto britado	62
23	Fotografia do britador de mandíbulas do laboratório da Faço II	63
24	Fotografia do britador de mandíbulas do laboratório da Faço II	63
25	Detalhes dos posicionamentos das mandíbulas	63

26	Detalhe do posicionamento para mandíbulas móvel e fixa	64
27	Detalhe do posicionamento para mandíbulas móvel e fixa	64
28	Esquema ilustrando parâmetros do ensaio de britador de mandíbulas	64
29	Espectro da análise química do carboneto de nióbio por EDS	68
30	Amostra de molibdênio bruta de fusão – 100X	69
31	Amostra de nióbio bruta de fusão – 100X	69
32	Amostra de nióbio-boro bruta de fusão – 100X	69
33a/b	Amostra de molibdênio–sem patamar intermediário–sem revenido–100/500X	70
34a/b	Amostra de molibdênio–com patamar intermediário–sem revenido–100/500X	70
35a/b	Amostra de molibdênio–sem patamar intermediário–com revenido–100/500X	70
36a/b	Amostra de molibdênio–com patamar intermediário–com revenido–100/500X	70
37a/b	Amostra de nióbio –sem patamar intermediário–sem revenido–100/500X	71
38a/b	Amostra de nióbio –com patamar intermediário–sem revenido–100/500X	71
39a/b	Amostra de nióbio –sem patamar intermediário–com revenido–100/500X	71
40a/b	Amostra de nióbio–com patamar intermediário–com revenido–100/500X	71
41a/b	Amostra de nióbio-boro–sem patamar intermediário–sem revenido–100/500X	72
42a/b	Amostra de nióbio-boro–com patamar intermediário–sem revenido–100/500X	72
43a/b	Amostra de nióbio-boro–sem patamar intermediário–com revenido–100/500X	72
44a/b	Amostra de nióbio-boro–com patamar intermediário–com revenido–100/500X	72
45a/b	Camadas encruadas após britagem–aço classe A–mandíbula móvel–100/500X	73
46a/b	Camadas encruadas após britagem–aço classe A–mandíbula fixa–100/500X	73
47a/b	Camadas encruadas-nióbio com patamar- envelhecido–mandíbula móvel 100/500X	73
48a/b	Camadas encruadas-nióbio com patamar- envelhecido–mandíbula fixa 100/500X	73
49	Durezas Brinell de amostras no estado bruto de fusão e após tratamentos térmicos	74
50	Taxa de desgaste de molibdênio	80
51	Taxa relativa de molibdênio	80
52	Taxa de desgaste de nióbio	81
53	Taxa relativa de nióbio	81

54	Taxa de desgaste de nióbio-boro	82
55	Taxa relativa de nióbio-boro	82
56	Perda de massa versus tempo de ensaio para Roda de Borracha	83
57	Taxa de desgaste versus tempo de ensaio para Roda de Borracha	84
58	Taxa relativa versus tempo de ensaio para Roda de Borracha	84
59	Curva granulométrica do produto	85
60	Taxa de desgaste da mandíbula de aço classe A	86
61	Taxa relativa de desgaste da mandíbula do aço classe A	86
62	Taxa de desgaste do aço à base de molibdênio	87
62	Taxa de desgaste do aço à base de molibdênio	87
63	Taxa relativa do aço à base de molibdênio	87
64	Taxa de desgaste do aço à base de molibdênio	88
65	Taxa relativa do aço à base de molibdênio	88
66	Taxa de desgaste do aço à base de nióbio	89
67	Taxa relativa do aço à base de nióbio 89	
68	Taxa de desgaste do aço à base de nióbio	90
69	Taxa relativa do aço à base de nióbio 90	
70	Taxa de desgaste do aço à base de nióbio-boro	91
71	Taxa relativa do aço à base de nióbio-boro	91
72	Taxa de desgaste do aço à base de nióbio-boro	92
73	Taxa relativa do aço à base de nióbio-boro	92
74	Taxa de desgaste das mandíbulas móveis	93
75	Taxa de desgaste das mandíbulas fixas	93
76	Taxa relativa das mandíbulas móveis 94	
77	Taxa relativa das mandíbulas fixas	94
78	Aspecto da superfície de mandíbula fixa após ensaio de desgaste – 25X	95
79	Aspecto da superfície de mandíbula fixa após ensaio de desgaste – olho nu	95
80	Aspecto da superfície de mandíbula móvel após ensaio de desgaste – 25X	95
81	Aspecto da superfície de mandíbula móvel após ensaio de desgaste – olho nu	95
82	Diagrama mostrando movimento relativo entre abrasivo e mandíbulas	96

83 Movimento realizado pelo abrasivo sob compressão das mandíbulas 96

SUMÁRIO

1	Introdução	01
2	Revisão bibliográfica	02
2.1	Efeitos dos elementos de liga	02
2.1.1	Carbono e manganês	03
2.1.2	Silício e fósforo	04
2.1.3	Modificações Comuns de Ligas	04
2.1.3.1	Cromo	05
2.1.3.2	Molibdênio	05
2.1.3.3	Nióbio	06
2.1.3.4	Vanádio	08
2.1.3.5	Cobre	08
2.1.3.6	Bismuto	09
2.1.3.7	Titânio	09
2.1.3.8	Enxofre	09
2.2	Processamento na fundição	09
2.3	Propriedades do estado bruto de fusão	10
2.4	Tratamentos térmicos	11
2.5	Precauções	13
2.6	Propriedades mecânicas após tratamento térmico	14
2.7	Encruamento	15
2.8	Limitações em serviço	17
2.9	Métodos de encruamento	18
2.10	Reaquecimento	18
2.11	Corrosão	20
2.12	Efeitos da temperatura	20
2.13	Desempenho ao desgaste	21
2.13.1	Contato metal-metal	21
2.13.2	Abrasão	21
2.13.3	Tipos de desgaste	24
2.13.3.1	Considerações sobre o desgaste abrasivo	25
2.14	Propriedades do material que afetam o desgaste abrasivo	32

2.14.1 Características microestruturais 32
2.14.2 Dureza 33
2.14.3 Tenacidade 35
2.14.4 Encruamento 36
2.14.5 Tipo de movimento relativo 37
2.14.6 Tamanho do abrasivo 38
2.14.7 Dureza do abrasivo 38
2.15 Ensaios de desgaste abrasivo 39
2.15.1 Ensaio de pino sobre disco 41
2.15.2 Ensaio de abrasão por sulcamento (ensaio de mandíbulas) 42
2.15.3 Ensaio de roda de borracha 43
2.15.4 Ensaio em moinho de laboratório 44
2.15.5 Máquina de ensaio do tipo pino sobre cinto 45
2.15.6 Máquina de ensaio do tipo pino sobre tambor 45
2.15.7 Máquina de ensaio do tipo tambor de areia 45
3 Procedimento experimental 46
3.1 Elaboração das ligas 46
3.2 Corpos de prova utilizados 46
3.3 Análise química 47
3.4 Tratamentos térmicos 47
3.5 Encruamento 49
3.6 Análise metalográfica 50
3.7 Ensaios de desgaste 50
3.7.1 Ensaio de roda de borracha 50
3.7.1.1 Fundamentos 50
3.7.1.2 Procedimento A de acordo com a Norma ASTM G65-94 52
3.7.1.3 Especificações do Abrasivo (NBR 7214) 56
3.7.2 Ensaios de desgaste em campo – mandíbulas 58
3.7.2.1 Elaboração dos Corpos de Prova 58
3.7.2.2 Caracterização microestrutural e de dureza dos corpos de prova 60
3.7.2.3 Caracterização dos abrasivos dos ensaios em campo – britagem- mandíbulas 60
3.7.2.4 Características dos ensaios em campo – britagem (mandíbulas) 62
3.7.2.4.1 Descrição do equipamento 62

3.7.2.4.2 Caracterização do abrasivo 64
3.7.2.4.3 Propriedades físicas do granito 64
3.7.2.4.4 Aspectos a serem considerados para esse tipo de ensaio 64
4 Apresentação e discussão dos resultados 66
4.1 Metalografia 66
4.1.1 Metalografia dos corpos de prova tratados termicamente, sem desgaste 66
4.1.2 Metalografia dos corpos de prova tratados termicamente, com desgaste 72
4.2 Dureza 73
4.2.1 Durezas após os ciclos de tratamento térmico 73
4.2.2 Durezas após processo de encruamento por martelamento 74
4.2.3 Durezas após ensaio em campo – britador (mandibulas) 75
4.3 Ensaios de desgaste 78
4.3.1 Ensaio de roda de borracha 78
4.3.2 Ensaio em campo – britador (mandíbulas) 84
4.3.2.1 Observações das superfícies após ensaios de desgaste 94
5 Conclusões 96
Em relação à microestrutura 96
Em relação à dureza 96
Em relação ao desgaste 97
Em relação ao objetivo 97
6 Sugestões para trabalhos futuros 98

ABSTRACT

The aim of this research was to allow the development of these types of alloys for wear resistance, in order to promote the application of these alloys in economic terms and mechanical properties.

Nowadays, with the high prices of some materials, mainly those with molybdenum, both ferro-alloy as oxide, there is a bigger and bigger necessity in to develop new alloys and raw materials that they have as target to replace at all or only in some aspects these materials belonging to the chemical composition of the Hadfield alloys.

This work has studied the Hadfield manganese steel, chemically modified in relation to the original alloy of the ASTM A-128/ E-2.

Some heat treatments aimed to improve mechanical properties and they were measured by wear test (rubber wheel and jaw crusher) and impact through pre-deformation with rolling and, after this, hammering.

In as-casting state, these alloys present austenitic structure with a very strong carbides precipitation, lowering the strength and becoming the material brittle.

The heat treatment promotes a dissolution of these carbides in the austenitic matrix and a following water cooling avoids new precipitation, resulting in a super-saturated matrix.

This class of Hadfield steel (E2) allows a special treatment, heating until 600°C, soaking in it and, after this, heating until the final temperature. This process is called pearlitization.

Two heating processes were made: direct heating until the final temperature and another soaking at 600°C during 2 hours before the final soaking at 1.110°C.

Aging at 600°C during 2 hours were also made to some samples, precipitating the finely dispersed carbides in the matrix, increasing the strength of the alloys that, after plastic deformation, work harden enough, reaching their ideal work state.

This work has shown that is possible to promote the replacement of the molybdenum by niobium and niobium-boron, improving the mechanical properties and still having a reducing of cost, since the quantity to be used in this replacement is lower than the original composition of the ASTM A-128, grade E-2.

RESUMO

A motivação dessa pesquisa veio no sentido de se viabilizar o desenvolvimento desse tipos de liga de desgaste, que atenda às necessidades de aplicação das mesmas, tanto em termos econômicos quanto do ponto de vista de propriedades mecânicas.

Hoje em dia, com o aumento de preços de alguns insumos, em particular aqueles ligados ao molibdênio, tanto na forma de ferro-liga ou óxido, justifica-se todo empenho em se caracterizar novas ligas que visem substituir no todo ou em parte esses materiais que entram na composição dos aços Hadfield.

Estudaram-se os aços austeníticos do tipo “Hadfield”, modificados quimicamente em relação ao original da ASTM A-128, classe E-2, e ainda alguns tratamentos térmicos que objetivaram melhorar propriedades mecânicas, medidas através de teste de desgaste (roda de borracha) e impacto por martelamento.

Quando no estado bruto de fusão, essas ligas apresentam estrutura austenítica com precipitação intensa de carbonetos, diminuindo a resistência e fragilizando o material.

Foram feitos dois caminhos de aquecimento: aquecimento direto até a temperatura final e outro com patamar a 600ºC por 2 horas, antes do encharque final a 1.100°C.

O tratamento térmico promove a redissolução desses carbonetos na matriz austenítica e um posterior resfriamento em água impede nova precipitação, dando uma estrutura austenítica supersaturada.

A classe E-2 da ASTM A-128 permite um tratamento especial, onde aquece-se até cerca de 600ºC, mantendo nessa temperatura por um certo tempo e, em seguida, prossegue-se com o aquecimento até atingir a temperatura final, chamado processo de perlitização.

Algumas amostras sofreram envelhecimento a 600ºC por 2 horas, precipitando carbonetos finamente dispersos na matriz, aumentando a resistência da liga que, após deformação plástica, encrua-se bastante, atingindo o estado ideal de trabalho.

Esse trabalho mostrou que é possível se efetuar a substituição proposta do molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro, mantendo ou melhorando as propriedades mecânicas e ainda tendo-se uma redução de custo, já que a quantidade usada na substituição é menor do que aquela da composição tradicional referente à norma da ASTM A-128, classe E-2.

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

No caso específico dos aços, a adição de determinados elementos, mesmo em quantidades pequenas, pode promover o aparecimento de microconstituintes, em quantidade e morfologia, que tornem tais materiais mais susceptíveis a certos tipos de solicitações e tratamentos, visando melhorar suas propriedades mecânicas.

O presente estudo determinou o efeito causado pela adição de nióbio e nióbio-boro, em substituição ao molibdênio, em aços do tipo “Hadfield”, com o objetivo de obter-se ligas com propriedades mecânicas semelhantes àquelas de composição convencional.

Nesses aços, a influência de diversos elementos de liga já foi amplamente estudada.

No entanto, especificamente para o caso do nióbio, poucos trabalhos foram desenvolvidos até o momento, objetivando verificar a influência desse elemento nas propriedades mecânicas nos aços “Hadfield”, que são resistentes ao desgaste. O molibdênio aparece sempre como elemento de liga importante na formação de microestruturas que resultam em propriedades mecânicas adequadas.

Espera-se contribuir para desenvolver novos aços, onde a presença do nióbio possa contribuir para melhorar o desempenho tribológico. Estudar-se-á, particularmente, os aços da classe Hadfield, partindo-se do tipo E-2 ao nióbio e nióbio-boro, comparando-as com aquelas do aço Hadfield original com molibdênio.

Serão realizados ensaios (análise química, ensaios de desgaste e análise microestrutural, através de microscopia ótica e eletrônica de varredura).

E o fato é que é possível substituir-se alguns elementos hoje presentes na composição química de uma série de aços fabricados industrialmente por nióbio, o que de imediato traz duas implicações: uma de ordem econômica e outra de caráter estratégico, pois o Brasil é, como se sabe, o maior produtor de nióbio do mundo, advindo daí um componente da importância desta pesquisa

OBJETIVOS

Obter-se ligas com propriedades mecânicas semelhantes àquelas do aço Hadfield original ou de composição convencional, com custo de fabricação mais reduzido.

Determinar o efeito causado pela adição de nióbio e nióbio-boro, em substituição ao molibdênio, em aços do tipo “Hadfield” da classe E-2, analisando seu desempenho em relação ao desgaste abrasivo, já que esses aços são bastante usados para a indústria de mineração e pedreiras.

Caracterizar as ligas em relação às microestruturas obtidas.

Observar a influência dos diversos tratamentos térmicos tradicionais (solubilização) e alternativos (envelhecimentos por precipitação ou revenidos).

Mostrar que a substituição do molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro nessa categoria de aços pode ser realizada, tornando essa pesquisa mais uma fonte de aplicação desses metais em condições fabris de uso na indústria de mineração e pedreiras.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1) EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA

Muitas variações do aço manganês austenítico original foram propostas, mas somente umas poucas foram adotadas como melhorias significantes [Avery, 1949]. Elas, geralmente, envolvem variações de carbono e manganês, com ou sem elementos de liga, tais como cromo, níquel, molibdênio, vanádio, titânio.

As mais comuns dessas composições são dadas na tabela 1 [ASTM A-128].

Tabela 1: composição química dos aços da classe ASTM A-128 [Avery, 1949].

AÇO	C	Mn	Si (MÁX)	P (MÁX)	Cr	Mo	Ni
A	1,05 – 1,35	11,0 MÍN	1,00	0,07			
B-1	0,9 – 1,05	11,5 – 14,0	1,00	0,07			
B-2	1,05 – 1,2	11,5 – 14,0	1,00	0,07			
B-3	1,12 – 1,28	11,5 – 14,0	1,00	0,07			
B-4	1,2 – 1,35	11,5 – 14,0	1,00	0,07			
C	1,05 – 1,35	11,5 – 14,0	1,00	0,07	1,5 – 2,5		
D	0,7 – 1,3	11,5 – 14,0	1,00	0,07			3,0 – 4,0
E-1	0,7 – 1,3	11,5 – 14,0	1,00	0,07		0,9 – 1,2	
E-2	1,05 – 1,45	11,5 – 14,0	1,00	0,07		1,8 – 2,1	
F	1,05 – 1,35	6,0 – 8,0				0,9 – 1,2	

As composições da ASTM A 128 (tabela 1) não permitem qualquer transformação da austenita quando as ligas são resfriadas em água a partir de acima de Acm (isto é, a temperatura que corresponde o contorno entre os campos austenita-cementita e austenita), tornando-a metaestável. Quando as peças são espessas, ocorre a formação de carbonetos nos contornos de grão e outras áreas interdendríticas e, em algum grau, afeta quase todos os fundidos comerciais, exceto aqueles com espessura de paredes muito finas, abaixo de 100 mm [Oliver et al., 1956].

2.1.1) Carbono e Manganês

As propriedades mecânicas do aço manganês austenítico variam tanto com o teor de carbono quanto de manganês [Bain, 1932]. O carbono aumenta sua resistência mecânica até um teor de 1,05 a 1,35% C.

À medida que o carbono é aumentado, torna-se crescentemente difícil manter todo o carbono em solução sólida, o que pode ocasionar a diminuição da resistência à tração e dutilidade. Não obstante, devido à resistência à abrasão tender a aumentar com o teor de carbono, um teor de carbono maior que 1,2% pode ser preferido mesmo quando a dutilidade é abaixada. Um teor de carbono acima de 1,4% é raramente usado por causa da dificuldade de se obter uma estrutura austenítica suficientemente livre de carbonetos em contornos de grão, que são prejudiciais à resistência mecânica e dutilidade.

Os carbonetos se formam em fundidos que são resfriados lentamente nos moldes.

Eles se formam em fundidos de seções pesadas durante tratamento térmico se a taxa de resfriamento é insuficiente para produzir resfriamento rápido através da espessura total da seção. Os carbonetos podem se formar durante a soldagem ou durante serviço, em temperatura acima de 275º C [Avery, 1954].

Se o carbono e o manganês são abaixados juntamente, por exemplo 0,53%C com 8,3% Mn, a taxa de encruamento é aumentada por causa da formação da martensita induzida por deformação, α (CCC). Porém, isso não melhora a resistência ao desgaste (pelo menos para altas tensões de abrasão), como é frequentemente esperado.

O manganês contribui para a estabilização da austenita atrasando a transformação (mas não a elimina). Portanto, em um aço simples que contenha 1,1%Mn, uma transformação isotérmica a 370ºC começa cerca de 15 segundos após o aço ser resfriado para aquela temperatura, embora em um aço com 13%Mn, a transformação na mesma temperatura não começa em menos de 48 horas.

Abaixo de 260ºC, mudanças de fases e precipitação de carbonetos são tão difíceis que, para todos os propósitos práticos, eles podem ser negligenciados na ausência de deformação, se o teor de manganês excede 10%.

O teor de manganês tem pouco efeito sobre o limite de escoamento. Em ensaios de tração, o limite de resistência e a dutilidade aumentam rapidamente com o aumento do teor de manganês até cerca de 12% e então tendem a um nivelamento, embora pequenas melhorias

normalmente continuem até cerca de 13% Mn.

O ASTM A 128, classe F, possui teor de manganês reduzido (6 a 8%) para tornar a austenita menos estável, mas isso requer compensação de 1% Mo para ganhar propriedades mecânicas. Taxas de encruamento são registradas serem maiores que aquelas da classe padronizada 13%Mn, com alguma perda na tenacidade. Tal material foi usado em bolas de moinho e liners, grades de descarga e telas para moagem de minério silicoso. A vida útil das bolas é aumentada, se comparado com aquelas fabricadas com o aço cromo-molibdênio perlítico. Ele não é adaptado para seções espessas ou temperaturas de serviço a partir de 315ºC. Possui soldabilidade pobre (Avery, 1949).

2.1.2) Silício e Fósforo

Como notado na tabela 1, o silício e o fósforo estão presentes em todas as classes ASTM A 128 de aços austeníticos ao manganês [Avery, 1949]. O silício é raramente adicionado, a não ser para propósitos siderúrgicos. Teor de silício excedendo 1% é incomum. Um teor de silício de 1 a 2% pode ser usado para aumentar o limite de escoamento, em um grau moderado, mas outros elementos são preferidos para isso. A perda de resistência é abrupta acima de 2,2 % Si e um aço ao manganês contendo mais que 2,3%Si não é normalmente utilizado. Por outro lado, um teor de silício menor que 0,10% diminui a fluidez.

Quanto ao fósforo, é prática comum manter seu teor abaixo de 0,04%, embora um teor máximo de 0,07% seja admissível pela ASTM A 128 [Avery, 1949]. Níveis acima de 0,06%, que antigamente prevaleciam, contribuem para fragilidade a quente e baixo alongamento, em temperaturas muito altas e frequentemente são as causas de fraturas nas peças fundidas. É particularmente desvantajoso manter o fósforo nos níveis mais baixos nos aços que são soldados, em eletrodos de solda de aços manganês e em fundidos de seções espessas. O fósforo pode ser causa de trincas nos fundidos, principalmente quando se tem segregação do mesmo em zonas quentes, ou seja, aquelas que são as últimas a solidificar.

2.1.3) Modificações Comuns de Ligas

Os elementos de liga mais comuns são cromo, molibdênio e níquel [Oliver et al., 1956]. Adicionados ao nível de carbono de cerca de 1,15%, tanto o cromo quanto o molibdênio aumentam o limite de escoamento e a resistência ao fluxo sob impacto.

Adições de cromo são menos caras para um dado aumento, e as classes de cromo

(ASTM A 128, classe C, por exemplo) são provavelmente as modificações mais comuns.

2.1.3.1) Cromo

O ASTM A128, classe B, frequentemente, contém também algum cromo.

A adição de 2% Cr na classe C não necessariamente diminui a tenacidade em seções leves. Porém, em seções pesadas, seu efeito é semelhante àquele de elevar o nível de carbono.

O resultado é um decréscimo na dutilidade devido a um aumento na fração volumétrica de carbonetos de cromo na microestrutura. Adições de cromo são usadas até 6% para algumas aplicações, algumas vezes em combinação com cobre, mas essas classes não receberam muita atenção [Avery, 1949]

O cromo melhora tanto a resistência à corrosão, quanto ao desgaste, embora o último efeito nem sempre é consistente e depende de aplicações individuais. É também usado até 18% em eletrodos baixo carbono para aço manganês para solda. Devido ao efeito estabilizador do cromo sobre o carboneto de ferro, altas temperaturas de solubilização são, frequentemente, necessárias antes do resfriamento brusco em água. No ensaio de tração, o limite de resistência diminui, o limite de escoamento aumenta e o alongamento diminui.

Na prática, é raro se ter um teor acima de 3% nessas ligas industriais [Avery, 1949].

2.1.3.2) Molibdênio

Adições de molibdênio, geralmente 0,5 a 2% são feitas para melhorar a tenacidade e resistência à fratura de fundidos na condição de estado bruto de fusão e para elevar o limite de escoamento (e possivelmente a tenacidade) de seções espessas em condição solubilizada e resfriada bruscamente [Norman, 1956]. O molibdênio nos carbonetos primários tende a mudar a morfologia de envelopes contínuos ao redor das dendritas de austenita para uma forma nodular menos perigosa, especialmente quando o molibdênio excede 1,5%.

A microestrutura final dos fundidos não é completamente austenítica, mas contém precipitados de carbonetos e perlita na matriz austenítica. Para seções pesadas, à medida que a espessura da seção aumenta, a taxa, na qual os fundidos se resfriam nos moldes de areia, diminui, aumentando a possibilidade de fragilidade, pela precipitação de carbonetos.

A adição de molibdênio em quantidades maiores que 1% pode aumentar a susceptibilidade do aço manganês à fusão incipiente, durante tratamento térmico [Bain, 1956]. Essa tendência é agravada por níveis de fósforo mais altos (>0,05%), maiores temperaturas de vazamento (que promovem segregação no fundido) e maiores níveis de carbono (>1,3%).

Esses efeitos ocorrem porque o molibdênio no aço manganês está distribuído parcialmente em solução na austenita e parcialmente em carbonetos primários formados durante a solidificação do aço. O molibdênio, em solução, efetivamente suprime a formação tanto de precipitados de carbonetos frágeis quanto de perlita, mesmo quando a austenita é exposta a temperaturas acima de 275ºC durante a soldagem ou em serviço [Norman, 1958].

As classes 1% Mo (ASTM A 128, classe E-1 e AWS A5.13, classe FeMn-B) são resistentes ao efeito do reaquecimento, que limita a utilização das classes padronizadas B-2, B-3 e B-4 [Avery, 1949]. A classe E-1 é adaptada para fundidos de seção espessa usados em britadores que são frequentemente reaquecidos durante soldagem.

À classe E-2, que contém cerca de 2% Mo, pode ser aplicado um tratamento térmico especial para desenvolver uma estrutura de carbonetos finamente dispersos na austenita. Esse tratamento promove um refino de grão parcial [Oliver et al., 1956] por uma perlitização próxima de 595ºC, por 12 horas e resfriamento brusco em água a partir de 980ºC.

Esse tipo de microestrutura, como se sabe, aumenta a resistência à abrasão em aplicações de britagem, por exemplo. As propriedades de tração de amostras removidas de partes de britadores tipo cone variaram de 440 a 485 MPa (64 a 70ksi) no limite de escoamento, 695 a 850MPa (100 a 125ksi) no limite de resistência e 15 a 25% no alongamento [Avery, 1954]. Além disso, o molibdênio pode ser usado para aço manganês classe F para suprimir fragilidade tanto no estado bruto de fusão quanto tratado termicamente.

No ensaio de tração, o limite de resistência diminui quando o teor de molibdênio é maior que 2%, o que é raro de se usar industrialmente. O limite de escoamento aumenta, assim como o alongamento até o valor de 2%; só depois disso, diminui [Avery, 1954].

2.1.3.3) Nióbio

Quanto ao nióbio, um dos efeitos mais conhecidos é a notável influência sobre a temperabilidade, visto que esse elemento desloca, fortemente, as curvas TTT e TRC (CCT) para a direita e para baixo, além de promover uma modificação sensível na forma dessas mesmas curvas, o que pode facilitar a realização de tratamentos térmicos ou termomecânicos específicos [Serin et al., 1978].

Além disso, a afinidade do nióbio pelo carbono e pelo nitrogênio propicia, em determinadas faixas de temperatura (normalmente acima de 600^0C e leis de resfriamento

menos drásticas), a precipitação de carbonitretos de nióbio [Saito, 1972].

Tais precipitados têm um papel importante nas características mecânicas dessas ligas, a saber [Serin et al., 1978]:

- podem agir como inibidores de crescimento de grão austenítico, em posterior tratamento térmico que necessite de uma reaustenitização, visto que sua redissolução na matriz austenítica ocorre para temperaturas da ordem de 1300 ^{0}C;

- promovem um sensível endurecimento da liga, aumentando-lhe, por conseqüência, o limite de resistência mecânica;

- quando precipitam no decorrer do revenido em temperaturas da ordem de 550 a 650 ^{0}C, a partir do nióbio restante em solução supersaturada na fase matriz, produzem um notável efeito endurecedor, por se apresentarem finamente distribuídos na matriz. As ligas com os carbonetos de nióbio resistem mais ao desgaste abrasivo. Esses efeitos são, em muitos casos, benéficos e podem ampliar, sensivelmente, a aplicação industrial de uma determinada liga.

2.1.3.3.1) Morfologia dos Carbonetos NbC

A solubilidade do nióbio na austenita é muito baixa (coeficiente de partição K_{Nb} variando de 0 a 0,2) e o nióbio forma, geralmente, carbonetos do tipo MC [Serin et al., 1978].

Análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) revelam que os carbonetos NbC primários cristalizam-se em dendritas e os carbonetos NbC eutéticos cristalizam-se em forma de pétalas ou espiral com faces planas. Quando o plano de polimento corta transversalmente os carbonetos NbC eutéticos, estes são microscopicamente observados sobre o plano como partículas e agulhas.

A morfologia dos carbonetos NbC varia de acordo com o teor de nióbio na liga.

São quatro as formas observadas: carbonetos na forma de pétalas, carbonetos na forma de discos hexagonais, carbonetos nodulares e carbonetos dendríticos. À medida em que se aumenta o teor de nióbio a forma do carboneto NbC muda conforme essa sequência apresentada. A adição de nióbio nos aços manganês, além de aumentar a dureza, com a formação do carboneto NbC, e melhorar, indiretamente, a temperabilidade, promove também um refino da estrutura [Serin et al., 1978]. Numa matriz mais mole, como a austenita, carbonetos presentes tendem a aumentar a resistência ao desgaste abrasivo quando são finos e com boa distribuição.

Para uma fração volumétrica constante dos carbonetos, seu efeito se torna tanto melhor

quando seu tamanho diminui e sua quantidade cresce. Por outro lado, os carbonetos de grande tamanho tendem a ser prejudiciais porque agem como entalhes internos, iniciadores de trincas. Não é somente o aspecto tecnológico que conta. Como o Brasil possui grandes reservas de nióbio e é o maior produtor do planeta e, portanto, estudos que visem ampliar sua utilização são estrategicamente importantes.

2. 1.3.3.2) Ação Combinada do Nióbio e Boro

Nos aços baixo carbono, a adição de boro é feita para que, em solução na austenita, iniba a formação da ferrita. O nióbio, agindo sinergicamente com o boro, tem a função de retardar a recristalização da austenita em baixas temperaturas e contribuir para o aumento da temperabilidade do aço [Serin et al. , 1978; Bellon et al. , 1992].

A percentagem de boro a adicionar é extremamente pequena, ficando entre 0,0008% e 0,0030% dependendo do tipo de aço. A presença do nióbio tem efeito importante neste processo, principalmente em aços baixo carbono, por contribuir para preservar os átomos de boro em solução na austenita, através da inibição da precipitação de ferrocarbonetos de boro [Bellon et al., 1992].

2.1.3.4) Vanádio

Forte formador de carbonetos, sua adição aumenta substancialmente o limite de escoamento, mas com um correspondente decréscimo na dutilidade [Oliver et al., 1956].

O vanádio é usado nos aços manganês endurecíveis por precipitação em quantidades variando de 0,5 a 2%. Devido à estabilidade dos carbonitretos de vanádio, uma temperatura alta de solubilização (1120 a 1175ºC) é recomendada antes do envelhecimento (geralmente de 500ºC a 650ºC). Limites de escoamento de mais de 700 MPa são obtidos, dependendo do nível de dutilidade que pode ser tolerado para os efeitos desejados.

2. 1.3.5) Cobre

Como o níquel, o cobre, em quantidades de 1 a 5%, foi usado em aços manganês austeníticos para estabilizar a austenita [Avery, 1949]. Os efeitos do cobre sobre as propriedades mecânicas não são claramente estabelecidas. Estudos indicam que ele pode ter

um efeito fragilizador, devido à solubilidade limitada do cobre na austenita.

2. 1.3.6) Bismuto

Melhora a usinabilidade, principalmente com Mn > 13% [Avery, 1949].

2. 1.3.7) Titânio

Pode reduzir o carbono na austenita formando carbonetos muito estáveis [Avery, 1949].

As propriedades resultantes podem simular aquelas dos graus de baixo carbono. Ele pode também neutralizar um pouco o efeito do fósforo excessivo. Adições de microligantes (<0,1%) de titânio, vanádio, boro, zircônio e nitrogênio promovem refino de grão nos aços manganês. Esse efeito, porém, é inconsistente. Altos níveis desses elementos podem produzir uma perda séria na dutilidade [Bellon et al., 1992].

2. 1.3.8) Enxofre

O teor de enxofre raramente influencia as propriedades do aço manganês, porque o manganês elimina o enxofre, fixando-o na forma de inclusões arredondadas tipo sulfeto.

O alongamento dessas inclusões em materiais trabalhados pode contribuir para propriedades direcionais [Oliver et al., 1956]. Porém, é melhor manter o enxofre tão baixo quanto possível para minimizar as inclusões na microestrutura, que seriam potenciais sítios para nucleação de fraturas de fadigas em serviço [Avery, 1949].

2.2) PROCESSAMENTO NA FUNDIÇÃO

Aços manganês austeníticos são mais frequentemente produzidos em fornos elétricos usando a prática básica de fusão, com a formação de escória redutora branca (Avery, 1961). Materiais típicos da carga incluem coque e sucata de aço manganês, ferro-manganês alto carbono, ferro-silício e ferro-sílico-manganês. Elementos de liga, tais como cromo, molibdênio e vanádio são geralmente adicionados como ferro-ligas, enquanto que elementos como níquel são usados em um estado metálico quase puro [Chipman, 1964]. A desoxidação do aço é realizada com alumínio, cálcio-silicio e ferro-silicio-zirconio.

É interessante analisarmos a quantidade de retornos de fundição que vai ser usado na carga fria do forno, para não introduzir nitrogênio em excesso no banho metálico, gerando

porosidades nas peças [Chipman, 1965].

No caso da maioria das fundições, a temperatura de vazamento é regulada para menos de 1.450ºC para prevenir um tamanho de grão excessivamente grosseiro e minimizar a segregação química e outros defeitos relacionados à fundição. Quanto maior a peça, menor a temperatura. Fundidos em areia são produzidos com areia de cromita ao invés de sílica para evitar a reação metal-molde. O tamanho de grão de aços manganês trabalhados é geralmente muito menor do que aqueles de fundidos, devido à recuperação e recristalização dos grãos de austenita durante o processo de laminação a quente [Chipman, 1964].

2.3) PROPRIEDADES DO ESTADO BRUTO DE FUSÃO

Embora os aços manganês austeníticos na condição bruta de fusão sejam geralmente considerados frágeis demais para o uso normal, algumas aplicações usam essa liga nesse estado. Os dados indicam que, abaixando o teor de carbono para menos de 1,1% e/ou adicionando cerca de 1% Mo ou cerca de 3,55 Ni, obtêm-se dutilidades de peças brutas de fusão comercialmente aceitáveis, em espessuras de seção leves e moderadas [Avery, 1949].

Esses dados também se aplicam a depósitos de solda, que são normalmente deixados em condição como depositados e, portanto, são essencialmente equivalentes ao material em estado bruto de fusão [Avery, 1954]. Ajustes na composição que limitam a fragilidade dos carbonetos e a transformação da austenita reduzem ou eliminam a fratura de fundidos de aço manganês durante resfriamento nos moldes ou reaquecimento para tratamento de solubilização [Oliver et al., 1956]. O aço é geralmente vazado em temperaturas altas, acima de 1.400ºC, para evitar defeitos de preenchimento nos fundidos. Mas não deve ultrapassar 1.430ºC. Essa prática ajuda a assegurar uma rápida solidificação do metal no molde, que, por sua vez, evita um tamanho de grão excessivamente grosseiro [Chipman, 1964]. A microestrutura final, na maioria dos fundidos, não é completamente austenítica, mas contém precipitados de carbonetos e perlita na matriz austenítica.

O uso comercial de fundidos na condição bruta de fusão resulta em economia de custos e energia e elimina os problemas de descarbonetação de fundidos finos durante a solubilização e empenamento durante o resfriamento em água.

Uma alta dutilidade e/ou a tenacidade não é requerida em certas aplicações do aço manganês. Por exemplo, aços manganês no estado bruto de fusão foram utilizados para transportadores de panelas e para outras aplicações de seções leves, onde fundidos

solubilizados e resfriados bruscamente estavam sujeitos a empenamentos severos.

Para seções pesadas, à medida que a espessura da seção aumenta, a taxa na qual os fundidos se resfriam nos moldes de areia diminui [Avery, 1949]. Isso aumenta a oportunidade de fragilidade pela precipitação de carbonetos.

Formas que tendem a desenvolver altas tensões residuais, tais como cilindros e cones, podem ser particularmente afetadas. Essas tensões muito provavelmente resultam de mudanças de volume acompanhando a precipitação dos carbonetos e a transformação da austenita que ocorre durante o resfriamento normal dos fundidos.

Entre 850 e cerca de 705ºC, somente carbonetos são precipitados, primeiramente como envelopes ao redor dos grãos de austenita e depois como colônias do tipo lamelar dentro dos grãos. As colônias de carbonetos do tipo lamelar tem a aparência de perlita grosseira, mas elas são realmente placas de carbonetos na austenita [Avery, 1954].

Abaixo de 705ºC, e particularmente entre 650 e 550ºC, nódulos de perlita, nucleados pelos carbonetos precipitados anteriormente, crescem em uma taxa relativamente rápida.

Carbonetos transgranulares aciculares também tendem a precipitar abaixo de 600ºC, especialmente na austenita contendo mais que 1,1%C [Saito, 1972]. Essa precipitação pode continuar abaixo de cerca de 300ºC num aço 1,2%C – 12% Mn. Pode ser seguido pela transformação de alguma austenita empobrecida em carbono para martensita, à medida que a temperatura ambiente se aproxima.

2.4) TRATAMENTOS TÉRMICOS

As peças de aço Hadfield exigem, geralmente, tratamento térmico antes de entrar em regime de trabalho. Isso porque o resfriamento lento em moldes de areia permite que os carbonetos estejam presentes na estrutura solidificada, fragilizando o material. Como essas ligas trabalham quase sempre em regimes que exigem alta capacidade de resistir aos choques, torna-se uma necessidade submeter esses materiais a tratamento térmico, que vai dissolver ou solubilizar esses carbonetos [Bain, 1932]. A solubilização, que é o tratamento padrão que produz propriedades normais de tração e tenacidade desejada, envolvem a austenitização seguida por resfriamento rápido em água.

O aquecimento deve ser em temperaturas altas o suficiente para dissolver os carbonetos e não permitir o crescimento excessivo dos grãos, assim como o tempo não deve ser muito longo. O resfriamento deve ser imediato e violento.

O tratamento térmico aumenta a resistência mecânica do aço manganês austenítico de modo que ele pode ser usado segura e confiavelmente em ampla variedade de aplicações na Engenharia. Geralmente, uma estrutura totalmente austenítica, livre de carbonetos e razoavelmente homogênea em relação aos teores de manganês e carbono é a desejada após o tratamento.

Todavia, não se consegue isso sempre, principalmente em grandes seções ou em aços onde houve adições de elementos formadores de carbonetos, tais como cromo, molibdênio, vanádio e titânio. Se existirem carbonetos na estrutura após solidificação, é desejável que estejam presentes como partículas relativamente inócuas, ou nódulos, dentro dos grãos de austenita e não nos contornos de grãos, como envelopes contínuos.

Os carbonetos precipitados requerem um tratamento adequado, com temperatura acima da linha Acm do diagrama ferro-carbono padrão, de 30 a 50ºC, e deixar encharcar por um tempo que será função da espessura da peça [Bain, 1932]. Entretanto, para peças com o teor de carbono de 1,4 a 1,5%, é usual a temperatura de 1.095ºC. Fatores que recomendam a não utilização de temperaturas muito altas [Oliver et al., 1956]:

- fusão incipiente em áreas onde existe a segregação de carbono ou fósforo;
- oxidação superficial com formação de carepa e descarburação, que aumentam com a temperatura mais alta (oxidação e descarbonetação tornam-se excessivas);
- taxas de resfriamento comercial são limitadas na sua capacidade de reter altas concentrações de carbono em solução.

O tratamento comum do aço manganês fundido consiste no aquecimento lento até 1.010 - 1.110ºC, com tempo de permanência de 1 a 2 horas por polegada de espessura e resfriamento em água, com agitação. O tempo entre o forno e o tanque deve ser o menor possível. Há tendência do crescimento dos grãos da austenita durante o encharque, especialmente para os aços melhor elaborados, mas, em última análise, o tamanho final dos grãos da austenita é determinado pela temperatura do aço no vazamento e velocidade de solidificação [Chipman, 1964].

Variações desse tratamento podem ser usadas para melhorar propriedades desejadas específicas, tais como limite de escoamento e resistência ao desgaste. Para o aço Hadfield classe E-2 (2%Mo), um tratamento térmico modificado é frequentemente especificado [Oliver et al., 1956].

Esse tratamento consiste em aquecer os fundidos para cerca de 595ºC e encharcá-lo

por horas na temperatura, o que causa o aparecimento de quantidades de perlita na estrutura.

Esses fundidos são posteriormente aquecidos para reaustenitizar a estrutura. Este passo converte as áreas perlíticas em austenita de grão fino contendo uma dispersão de pequenas partículas de carbonetos, que permanecem não dissolvidas.

O resfriamento então resulta em uma austenita endurecida por dispersão, que é caracterizada por limite de escoamento maior, maior dureza e menor dutilidade que seria obtida se o mesmo aço fosse levado a uma solubilização completa em uma temperatura de austenitização mais alta [Saito, 1972]. Esse tratamento térmico de endurecimento por dispersão permite um carbono relativamente alto que, por sua vez, pode melhorar a resistência ao desgaste.

Sob pesada condição abrasiva, o aço Hadfield resiste e encrua bem, sem qualquer problema. Mas sob condição de baixos esforços, ele não resiste suficientemente bem.

Um aço martensitico não tem a tenacidade adequada para suportar a situação pesada abrasiva. Para resolver esse problema, depois do tratamento anterior, pode-se promover outro envelhecimento como se fosse um revenido numa faixa de seiscentos graus, onde serão obtidos carbonetos dispersos depois da reprecipitação em uma matriz fina de austenita. Com isso, será reforçada a matriz, aumentando a capacidade de resistir a esse tipo de desgaste abrasivo [Serin et al., 1978].

Uma microestrutura com uma quantidade apropriada e um tamanho moderado de carbonetos dispersos na matriz de austenita pode resistir mais ao desgaste abrasivo ou impacto. O molibdênio influencia o processo de difusão do carbono e retarda a precipitação de carbonetos [Saito, 1972]. De acordo com a curva C do diagrama CCT [Saito, 1972], os carbonetos podem ser precipitados sem dissociação da austenita se a temperatura de encharque não for alta e o período de encharque for muito longo. Os precipitados de segunda fase (carbonetos) precipitam a partir de solução solida e tornarão a matriz mais resistente.

2.5) PRECAUÇÕES

A velocidade de resfriamento é importante, mas é difícil aumentá-la além da taxa de transferência de calor de uma superfície quente para água agitada ou além da taxa fixada pela condutividade térmica do metal [Avery, 1949]. Como resultado, fundidos de seção espessa tem propriedades mecânicas inferiores no centro do que os fundidos mais finos.

Tensões residuais de resfriamento, aliado com baixas propriedades de seções espessas,

estabelecem a máxima espessura usual de fundidos comerciais em cerca de 127 a 152mm (5 a 6”), embora fundidos com seções de até 406mm (16”) de espessura tenham sido produzidos. Tensões residuais nos aços manganês tradicionais não são problemas críticos por causa de sua tenacidade inerente devido à matriz austenítica.

As temperaturas relativamente altas de austenitização levam a uma descarbonetação marcante na superfície por gases de fornos e alguma perda de manganês [Avery, 1954].

A descarbonetação da superfície pode estender tanto quanto 3,2 mm (1/8“) abaixo da superfície do fundido. Portanto, a “pele” pode ser parcialmente martensítica às vezes e geralmente exibe propriedades menos desejáveis que aquelas do metal subjacente.

Isso pode fazer com que apareça um caráter magnético incomum nesses tipos de ligas, que são consideradas não magnéticas. Dependendo do grau de intensidade do imã aplicado, pode-se notar uma atração desde pequena até alta, desmentindo um dogma existente de que basta passar um imã na peça para saber se é aço manganês. Quanto mais alto o teor de manganês, menor será a atração.

Essa característica não é significante em peças sujeitas à abrasão, tais como aquelas usadas em britadores e moinhos, porque nessas aplicações a pele é removida por desgaste normal. A deformação de tração em serviço algumas vezes produz numerosas fraturas na pele inferior, que terminam onde ela alcança austenita tenaz de composição normal, exceto ao longo dos contornos de grão, que contém principalmente carbonetos contínuos [Avery, 1954]. A performance em serviço não é seriamente afetada exceto sob condições de fadiga críticas ou em seções muito finas; em tais casos, uma falha prematura pode ocorrer.

2.6) PROPRIEDADES MECÂNICAS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO

À medida que o tamanho da seção do aço manganês aumenta, a dutilidade diminui e a resistência mecânica aumenta substancialmente em peças fundidas tratadas termicamente.

Isso ocorre porque, exceto para condições especialmente controladas, seções espessas não se solidificam nos moldes rápido o bastante para evitar o tamanho de grão grosseiro, uma condição que não é alterada por tratamento térmico [Avery, 1954, Saito, 1972]. Amostras de grão fino podem exibir resistência mecânica e alongamento cerca de 30% maior que aquelas de grãos grosseiros. O tamanho de grão também é a razão principal para as diferenças entre aços manganês fundidos e trabalhados (os últimos são mais finos).

As propriedades mecânicas variam com o tamanho da seção. A resistência à tração, alongamento, redução de área e resistência ao impacto são substancialmente menores em

102 mm (4”) de espessura da seção do que em 25 mm (1”) de espessura.

Valores de testes de impacto são excepcionalmente altos, às vezes, por erros no corte e preparação dos corpos de prova, principalmente nos entalhes.

Há um decréscimo gradual na resistência ao impacto com o decréscimo da temperatura. A temperatura de transição não é bem definida porque não há uma inflexão acentuada na curva energia-temperatura para temperaturas baixas da ordem de –85ºC. Em dada temperatura e tamanho de seção, adições de níquel e manganês são geralmente benéficas para melhorar a resistência ao impacto, enquanto que níveis maiores de carbono e cromo não o são.

A resistência à propagação de fratura é alta e é associada com fissuras progressivas.

Por causa disso, quaisquer fraturas de fadiga que se desenvolvam podem ser detectadas, e partes de peças em serviço podem ser removidas antes que a fratura completa aconteça, uma capacidade que é uma distinta vantagem em trabalho com produtos ferroviários. O limite de fadiga dos aços manganês austeníticos foi registrado como 270MPa. O limite de resistência e a dureza variam muito pouco com o tamanho da seção.

A dureza da maioria dos aços é cerca de 200HB após solubilizaçào e resfriamento brusco, mas esse valor tem pouca significância para estimar a usinabilidade ou resistência a o desgaste. A dureza aumenta tão rapidamente por causa do encruamento durante a usinagem ou quando em serviço que os aços austeníticos ao manganês tem que ser avaliados sobre outras propriedades além da dureza [Avery, 1954].

As características de tração verdadeiras do aço manganês são melhores reveladas pelas curvas tensão-deformação [Oliver et al., 1956], que compara o aço manganês com ferro fundido cinzento e com um aço baixa liga e alta resistência tratado termicamente com cerca da mesma resistência à tração nominal. O baixo valor de limite de escoamento é significativo e pode evitar a seleção dessa liga onde deformação moderada ou leve é indesejável, a menos que a utilidade das peças em questão possa ser restaurada por lixamento. A deformação produzirá uma nova e mais alta resistência de escoamento correspondente à quantidade de deformação que é absorvida localizadamente.

2.7) ENCRUAMENTO

Essa liga, solubilizada e resfriada bruscamente, encontra-se em alta instabilidade.

Por isso, quando entra em regime de trabalho a frio ou choques, o material se encrua, aumentando sua dureza [Avery, 1961, Avery, 1974]. Os aços Hadfield devem seu grande

valor industrial a essa propriedade. Sua camada superficial resiste muito bem ao desgaste abrasivo e ainda oferece a vantagem de recobrir a estrutura completamente tenaz da austenita.

Quando essa camada superficial se desgasta pelo trabalho, os novos choques produzem novo endurecimento superficial e isso se repete enquanto houver trabalho. As propriedades desejadas em aços Hadfield convencionais são desenvolvidas principalmente por encruamento induzido por deformação [Mihalev et al., 1974].

Os aços manganês são incomparáveis na sua capacidade de encruar. A dureza máxima atingida depende de muitos fatores, incluindo composição, limitações de serviço, método de encruamento e procedimentos de endurecimento no pré-serviço. Comparados à maioria dos outros materiais ferrosos resistentes à abrasão, os aços manganês são superiores em tenacidade e moderados em custo, e é principalmente por essa razão que eles são selecionados para uma ampla variedade de aplicações abrasivas. Em aplicações envolvendo contato metal-metal, o encruamento do aço manganês é uma vantagem distinta, pois ele diminui o coeficiente de fricção. Cargas compressivas, ao invés de impacto, fornecem a deformação requerida, produzindo uma superfície lisa e dura que tem boa resistência à abrasão.

Uma investigação [Durman, 1988] mostrou que a fratura pode ocorrer devido a uma combinação de coalescência de microcavidades (sem localização de cisalhamento) e fraturas superficiais dentro de regiões de fluxo plástico localizado. A nucleação tanto dos vazios (cavidades) quanto das fraturas superficiais foi observada como sendo uma função de carbonetos e inclusões não metálicas no aço, em alguma extensão. O aumento de dureza superficial, quando submetido a choque ou a trabalho abrasivo, ainda não recebeu uma explicação convincente.

Os mecanismos de encruamento foram motivos de numerosas investigações.

Vários mecanismos foram considerados como contribuição ao encruamento, dependendo de fatores como composição da liga (energia de falha de empilhamento, sensibilidade à taxa de deformação), temperatura e taxa de deformação [Oliver et al., 1956 e Mihalev et al., 1974].

Esses mecanismos incluem maclagem ou pseudomaclagem, formação de falha de empilhamento e envelhecimento dinâmico por deformação.

Consideram-se outros fatores, como [Mihalev et al., 1974]:

- aumento de dureza pela precipitação de carbonetos da austenita metaestavel, onde esses carbonetos se disporiam segundo planos de deslizamento da austenita;

- admite-se que os choques provocam a transformação, pelo menos parcial, da austenita em martensita extremamente dura;

- essa liga submetida a choques deforma-se, ou seja, cede aos esforços na camada superficial em que eles foram aplicados, segundo os planos de escorregamento de cada grão de austenita; uma vez realizada essa deformação do material, ele vai estar menos apto a se deformar, quando submetido a novos esforços, traduzindo-se por um endurecimento da camada superficial, sendo que essa parece ser a mais aceitável.

Porém, está bem estabelecido que uma transformação induzida por deformação da austenita para a martensita alfa (CCC) não ocorre em aços Hadfield comuns. O papel de tal transformação no encruamento é mais significativo somente em níveis menores de carbono e manganês.

Numa escala macroscópica, a taxa de encruamento foi observada aumentar junto com o aumento do teor de carbono e decréscimo do tamanho de grão [Avery, 1974].

Ainda muitas análises e estudos terão que ser feitos para se determinar com precisão qual ou quais mecanismos realmente são predominantes em cada tipo de liga dessa categoria de aço, haja visto que se tem diferentes esforços envolvidos em campos totalmente diferentes de materiais trabalhados, onde uma frente de minério pode diferir muito de outra com outro material.

2.8) LIMITAÇÕES EM SERVIÇO

Em alguns casos, a abrasão pode remover o metal da superfície antes dele atingir a máxima dureza. O baixo limite de escoamento do aço manganês é, algumas vezes, uma desvantagem em serviço [Oliver et al., 1956 e Avery, 1961]. Por exemplo, a deformação plástica devido ao impacto de uma roda, como nos trilhos ferroviários, aumenta o limite de escoamento para níveis mais resistentes ao fluxo, mas as mudanças associadas em dimensões são indesejáveis. Com o tempo, pequenos pontos frágeis se desenvolvem em localizações carregadas criticamente, eventualmente requerendo reconstrução com soldas.

Esse problema é aliviado em algum grau por endurecer a superfície de rolagem das rodas antes do serviço. Ele é a escolha preferida para aplicações que requerem resistência de alto

impacto, tenacidade e absorção de energia.

2.9) MÉTODOS DE ENCRUAMENTO

O encruamento é geralmente induzido por impacto, como no martelamento.

Pancadas leves, mesmo se elas são de alta velocidade, causam ligeira deformação com endurecimento somente superficial, mesmo embora a dureza superficial resultante seja ordinariamente alta [Avery, 1974].

Impactos profundos produzem endurecimento mais profundo, geralmente com menores valores de dureza superficial.

Menos bem conhecido é o fato de que a própria abrasão pode causar o encruamento.

O endurecimento por explosão foi desenvolvido principalmente como um substituto para o endurecimento por martelamento ou pressão de modo a alcançar o endurecimento desejado com menos deformação. A adição de elementos de liga, tais como vanádio, cromo, silício e molibdênio, é também um efetivo meio de elevar o limite de escoamento, mas o vanádio, silício e o cromo diminuem a dutilidade [Saito, 1972 e Mihalev et al., 1974].

2.10) REAQUECIMENTO

Antes do aço manganês ser reaquecido em serviço, os efeitos de tal reaquecimento tem que ser seriamente considerados [Avery, 1954]. Diferentemente de aços estruturais comuns que tornam-se mais macios e mais dúteis quando reaquecidos, os aços manganês sofrem uma redução da dutilidade quando reaquecidos o bastante para induzir a precipitação de carbonetos ou alguma transformação da austenita.

Como regra geral, os aços manganês não devem ser nunca aquecidos acima de 260ºC, mesmo intencionalmente ou acidentalmente, a menos que esse aquecimento possa ser seguido por solubilização padrão e resfriamento brusco em água.

Tempo, temperatura e composição são variáveis no processo de fragilização.

Em temperaturas inferiores, a fragilização leva mais tempo para se desenvolver.

Em 260ºC, a transformação requer mais que 1.000 horas; reaquecendo a 425ºC, mesmo com controle rigoroso de temperatura, não pode ser feito mais que 1 hora se a transformação quer ser evitada [Avery, 1954].

Devido a grandes fundidos serem algumas vezes carregados com retornos de chumbo ou zinco, a temperatura de tais fundidos deve ser rigorosamente controlada durante o reaquecimento. A relação tempo-temperatura deve também ser dada devido a consideração

sobre peças que devem ser soldadas.

Quando aços com 12 a 14 %Mn estão para ser aquecidos acima de 290ºC durante serviço ou soldagem, é recomendado que o teor de carbono seja mantido abaixo de 1%, que suprimirá a fragilidade por pelo menos 48 horas em temperaturas acima de 370ºC.

A adição de 1% Mo suprimirá completamente a fragilidade em temperaturas até 480ºC e parcialmente a suprimirá em temperaturas de 480 a 595ºC. Se o teor de carbono é mantido abaixo de 0,9%, a adição de 3,5% Ni suprimirá completamente a fragilidade até 480ºC e a suprimirá acima disso. Essas regras podem ser esperadas de se aplicar durante períodos de aquecimentos de até 100 horas. Para períodos de 1.000 horas ou mais, as temperaturas limitantes são substancialmente inferiores.

Deve ser notado teores de carbono localizados podem ainda exceder 1% por causa da segregação química. Portanto, essas linhas guia devem ser usadas com precaução.

A 480ºC, o aço manganês e o aço manganês-níquel são fragilizados, mas com pequenas mudanças nas propriedades do aço manganês-molibdênio. A 595ºC, todos os três aços são fragilizados, mas o aço manganês comum é mais severamente atacado que os outros.

A fragilidade, como revelada pela investigação metalográfica, foi causada pela formação de carboneto acicular e perlita nos grãos de austenita de aços manganês comuns, pelos nódulos de carbonetos rodeados pela perlita dentro dos grãos de austenita do aço manganês-molibdênio, e por um envelope de cementita pró-eutetóide ao redor de cada grão do aço manganês-níquel [Avery, 1954]. Se o teor de carbono no aço manganês-níquel for inferior, o aço pode ser substancialmente menos susceptível a fragilidade.

Um aço 0,9C-14,3Mn-1,75Si-3,4Ni não torna-se significantemente frágil quando é aquecido por 1 hora e meia a 480ºC e sua dutilidade pode ser reduzida por somente 17 a 20% quando foi aquecido por 1 hora e meia a 595ºC a 760ºC.

O corte de aço manganês Hadfield por maçarico pode levar a trincas localizadas que geralmente são eliminadas através de esmerilhamento.

Porém, se o calor for excessivo, associado com um teor mais elevado de manganês, essas trincas se propagarão e podem inclusive levar ao sucateamento de peças.

Em resumo, esses aços não são indicados quando se pensa em trabalhar em operações que envolvam temperaturas acima da temperatura ambiente, pois o próprio trabalho gera um calor, que pode ultrapassar as faixas limites de fragilidade. Além do próprio trabalho, todas as soldagens para reparos dessas ligas devem ser controladas ao extremo e feitas com parâmetros e critérios bem definidos, onde, dependendo dos teores dos elementos

constituintes do aço manganês, pode-se usar um tipo de eletrodo ou outro.

2.11) CORROSÃO

O aço manganês não é resistente à corrosão, ganhando apenas dos aços comuns, portanto, devendo ser galvanizado para proteção em ambientes hostis, por exemplo, em ambiente marinho [Avery, 1954].

2.12) EFEITOS DA TEMPERATURA

As excelentes propriedades do aço 13%Mn acima de -45ºC tornam-no útil para qualquer aplicação na temperatura ambiente, mesmo em clima ártico [Avery, 1954].

Ele não é recomendado para aplicações de desgaste a quente por causa da instabilidade estrutural entre 260 e 870ºC.

Em temperaturas mais altas, ele pode perder a resistência mecânica e a dutilidade necessária para sofrer severas tensões de soldagem, e portanto a soldagem tem que ser feita sob condições rigorosamente controladas. Ele não é resistente à oxidação.

Devido à taxa de encruamento diminuir com altas temperaturas, ele é desaconselhado para aplicações estruturais nessa faixa de temperaturas.

Há um aumento no limite de escoamento com o decréscimo de temperatura com uma queda correspondente na dutilidade e limite de resistência. As mudanças na dutilidade e resistência, porém, não são uniformes, e o aço retém uma porção principal de sua dutilidade a temperatura ambiente até cerca de -100ºC. Há alguma controvérsia sobre o mecanismo operacional para o encruamento do aço manganês em diferentes temperaturas [Avery, 1954].

Correntemente aparece que a maclagem de deformação é predominante em temperaturas inferiores (abaixo de 0ºC). Porém, em temperaturas acima de 0ºC, o encruamento foi variadamente atribuído à maclagem, envelhecimento dinâmico por deformação e formação de empilhamento. Algum endurecimento devido à formação das atmosferas de Cotrell e precipitação de carbonetos foram registradas em temperaturas acima de 300ºC [Saito, 1972 e Susuki, 1969].

A -75ºC, aços manganês fundidos retém de 50 a 85% de sua resistência ao impacto a temperatura ambiente, sendo indicados para ferrovias e acessórios, fornecendo um fator de segurança em relação aos outros materiais em temperaturas sub-zero [Avery, 1954].

Associadas com fragilidades produzidas pelo reaquecimento acima de 260ºC estão mudanças nas propriedades físicas a partir das mesmas transformações que causam a perda da

tenacidade.

2.13) DESEMPENHO AO DESGASTE

Comparados à maioria dos outros materiais ferrosos resistentes à abrasão, os aços manganês são superiores em tenacidade e moderados em custo, e é principalmente por essa razão que eles são selecionados para uma ampla variedade de aplicações abrasivas. Eles são geralmente menos resistentes à abrasão do que os ferros fundidos brancos martensíticos ou aços de alto carbono martensíticos, mas são freqüentemente mais resistentes do que ferros brancos perlíticos ou aços perlíticos [Avery, 1961].

O processo de abrasão influencia principal a performance dos aços manganês.

Eles tem excelente resistência ao desgaste metal-metal, boa resistência à abrasão em equipamentos para movimento de rochas; resistência intermediária à abrasão sob alta tensão, como em bolas de moinho ou liners; e resistência relativamente baixa à abrasão sob baixo impacto, como em equipamentos para movimento de areia ou lamas [Bain, 1932].

O fenômeno de desgaste abrasivo será melhor apresentado à frente, onde dedicaremos especial atenção aos conceitos tribológicos envolvidos com o aço Hadfield.

2.13.1) Contato Metal – Metal

Em aplicações envolvendo contato metal-metal, o encruamento do aço manganês é uma vantagem distinta, pois ele reduz o coeficiente de atrito se as temperaturas não forem altas [Avery, 1961]. Cargas compressivas, ao invés de impacto, fornecem a deformação requerida, produzindo uma superfície lisa, dura e que tem boa resistência à abrasão. Placas de desgaste e fundidos para ferrovia são aplicações comuns sujeitas ao contato metal-mtal. Mais recentemente, vários testes em serviço demonstraram que o aço manganês não somente desgasta menos que os aços carbono, mas também desenvolve uma superfície polida de baixo coeficiente ao atrito, sendo muito vantajoso para carros que são carregados pesadamente.

2.13.2) Abrasão

O conceito de que o aço manganês tem uma baixa resistência à abrasão a menos que ele tenha sido encruado não é uma generalização válida [Avery, 1954 e Avery, 1961].

Esse equívoco provavelmente se desenvolveu porque onde um significativo impacto e conseqüente encruamento estão presentes, o aço 12% Mn é tão claramente superior aos outros

metais que sua performance é atribuída aos endurecimento superficial. Porém, testes de abrasão controlados indicaram que há circunstâncias sob as quais a resistência à abrasão dos aços manganês austeníticos é pouco modificada pelo encruamento de pré-serviço.

Em aplicações que envolvem tensões estruturais altas, os ferros fundidos martensíticos muito duros e resistentes à abrasão podem se desgastar mais lentamente do que os aços manganês [Avery, 1954 e Avery, 1961]. Porém, esses ferros geralmente se fraturam em uma porção considerável da seção transversal, enquanto o aço manganês pode se tornar quase um papel fino antes de se fraturar. Ferro fundido branco perlítico, que tem uma dureza de cerca de 400 a 450 HB, é igualmente frágil, mas menos resistente à abrasão.

O aço manganês não é satisfatoriamente resistente à abrasão por jato de partículas abrasivas, tais como equipamentos de jatos de areia, e. conseqüentemente, não deve ser selecionado para tal serviço.

Desgaste, segundo a American Society of Lubrication Engineers (ASLE), é definido como a “remoção de material pela ação mecânica”. E, segundo o Comitê Científico da O.E.C.D. (Organization for Economic Cooperation and Development), é a “perda progressiva de matéria da superfície de uma peça em consequência do movimento relativo de um outro corpo sobre a mesma”.

Em ambas as definições, o conceito de remoção foi introduzido. Devido à natureza complexa do fenômeno é conveniente subdividí-lo em categorias, dentre as quais as mais as importantes são: abrasão, adesão, erosão, corrosão, fadiga de contato, etc [Avery, 1961].

O fenômeno de desgaste é encontrado em muitas situações, sendo por isso de grande importância econômica. Industrialmente, o desgaste por abrasão é em torno de 50% de todos os tipos de desgaste encontrados.

Devido às diferenças importantes entre os diversos tipos de abrasão, encontra-se ainda grande dificuldade na sua classificação e inclusive a terminologia não é precisa.

Dentre as classificações, a mais utilizada é a proposta por Avery [1954].

Tal classificação baseia-se na configuração mecânica atuante.

Segundo essa classificação, os processos abrasivos podem ser divididos em duas categorias:

- Abrasão a dois corpos;
- Abrasão a três corpos.

A abrasão a dois corpos se produz, quanto partículas abrasivas fixas ou asperidades duras são animadas de movimento relativo em relação à superfície em estudo.

Ele é denominado a dois corpos, quando o abrasivo é o contra-corpo e se move sobre a superfície do corpo sólido sem que haja movimento relativo das partículas entre si.

A abrasão a três corpos, por sua vez, representa a interposição de partículas abrasivas livres entre duas superfícies animadas de movimento relativo.

No caso de três corpos, o abrasivo é o elemento interfacial, as partículas estão soltas, ocorrendo movimento relativo entre elas, o corpo e o contra-corpo. Neste caso, a distância entre corpo e contra-corpo é maior ou igual que o tamanho médio das partículas, como podemos ver na figura 1 [Avery, 1954].

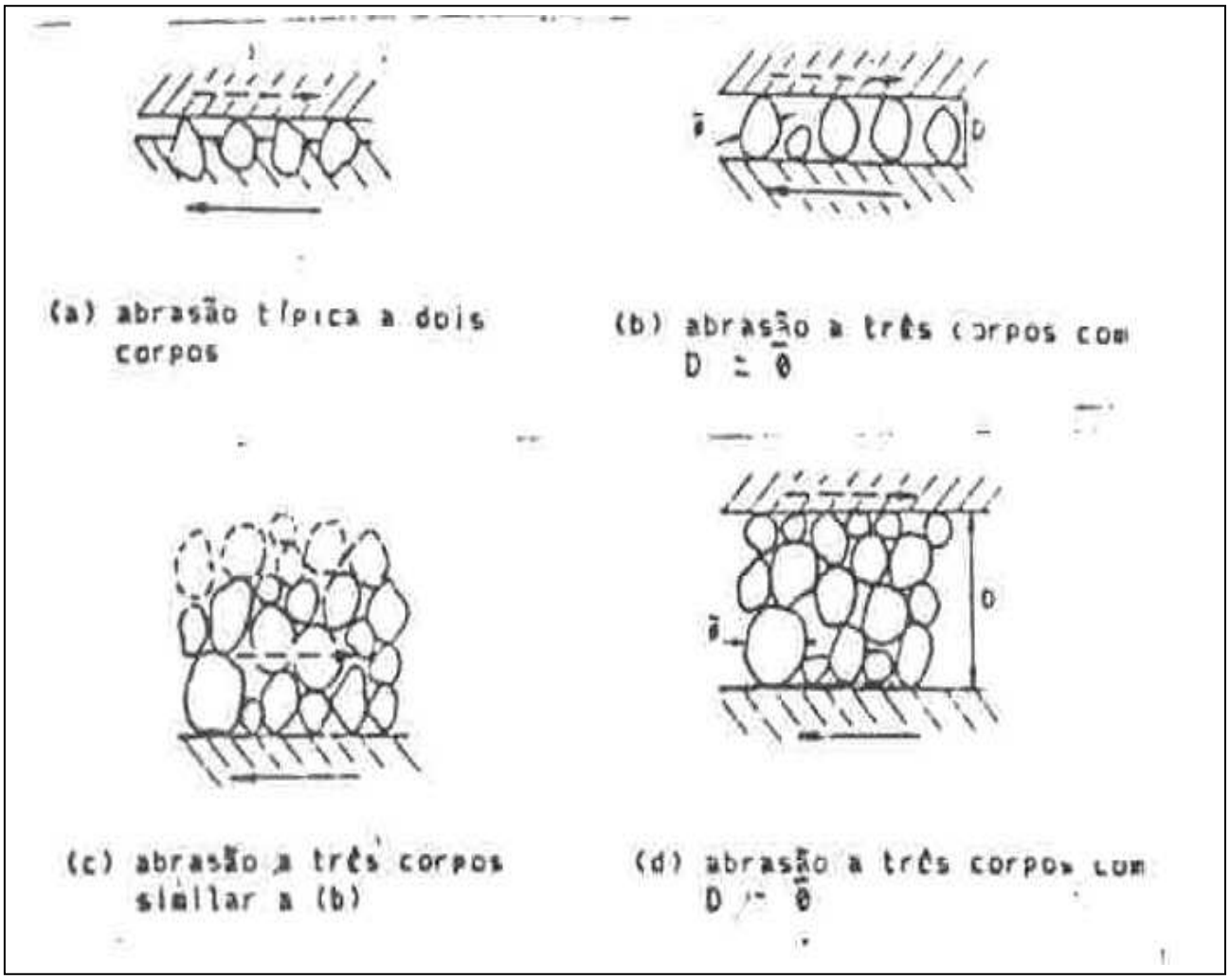


Figura 1 – Classificação do desgaste segundo o número de corpos.

Ressalte-se que, muito embora os casos de abrasão a três corpos sejam mais comumente encontrados, sendo inclusive uma etapa na evolução do processo a dois corpos, a grande maioria dos estudos dedicados à abrasão reproduzem a configuração a dois corpos.

Geralmente, desgaste por abrasão é dividido em: abrasão por riscamento, denominado abrasão em baixas tensões e por erosão ou goivamento, denominado desgaste em altas tensões

[Avery, 1961].

Desgaste por abrasão em baixas tensões ocorre por contato do metal com partículas abrasivas, geralmente de formato irregular, sem fragmentação das mesmas.

As tensões causadas pelas partículas são devidas principalmente à velocidade relativa e são normalmente insuficientes para causar fragmentação do abrasivo.

Erosão também pode ocorrer quando um líquido, contendo partículas abrasivas suspensas, flui através de uma superfície. Se esse líquido for agressivo, corrosão também pode estar envolvida no processo de erosão.

Desgaste em altas tensões ou goivamento envolve a remoção de partículas relativamente grosseiras da superfície do metal e é similar à remoção do metal por esmerilhamento. Este tipo de desgaste envolve a fragmentação das partículas abrasivas durante a remoção das partículas relativamente finas da superfície do metal.

Veremos a seguir os tipos de desgaste.

2.13.3) Tipos de Desgaste

A falha de um equipamento ou sua inutilização ocorre principalmente por deformação plástica, corrosão, trincamento ou desgaste. O desgaste é causador de grandes perdas econômicas, chegando a representar 3% do PIB dos países industrializados. Estes 3% englobam custos diretos de regeneração e reposição de componentes e custos indiretos de parada de produção, manutenção e estoque. Como resultado, a produção encarece, a produtividade cai, ocorrendo um decréscimo da qualidade e até perda de produtos [Rabinowicz, 1966 e Rotondaro, 1988].

Desgaste, juntamente com a fricção, é responsável pela dissipação de 10% de energia no processo produtivo e está associado à perda de material e de eficiência de um componente.

O desgaste e suas consequências são estudados pela tribologia que o define como sendo a perda progressiva de substâncias pela superfície de trabalho de um corpo resultante do movimento relativo na superfície (OECD Ressarch Group on Wear of Engennering Materials) ou “perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido devido à ação mecânica, e do contato em movimento relativo contra um corpo sólido, liquido ou gasoso.”

Trata-se de um conjunto de fenômenos de superfície onde atuam um corpo sólido, um contra corpo e um meio interfacial (sólido, liquido ou gasoso ou uma mistura destes) e o meio externo, como é mostrado na figura 2.

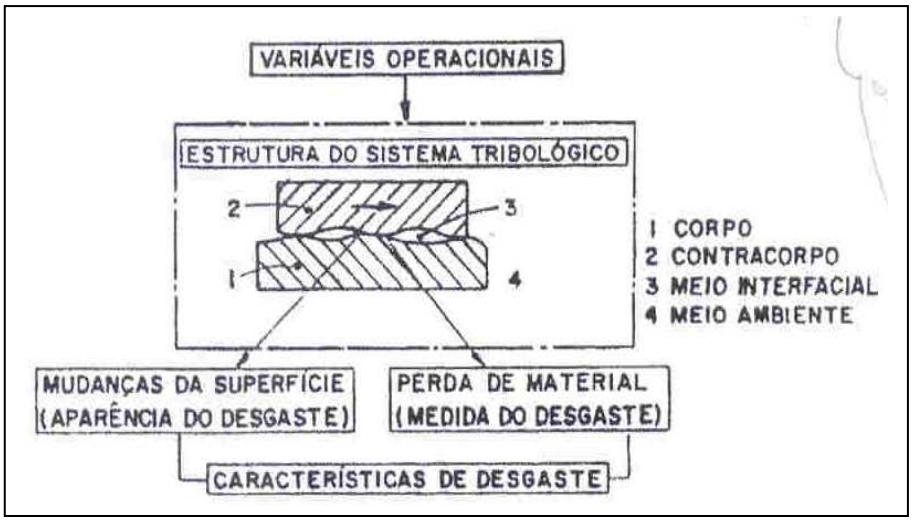


Figura 2 – Representação esquemática dos componentes de um tribossistema. [Avery, 1961]

A classificação dos modos de desgaste leva em consideração o estado físico dos elementos do tribossistema, o movimento relativo entre corpo e contra corpo (deslizamento, rolamento, oscilação, impacto, erosão), o ângulo de ataque do contra corpo e o meio interfacial (seco ou lubrificado). Em tribossistema, interações físicas ou químicas ocorrem entre os elementos ocorrendo perda de material da superfície do contra corpo ou da superfície do corpo sólido [Avery, 1961].

Em uma das classificações possíveis, apresenta-se: abrasão (deslocamento sob tensão de partículas sólidas ou gotas liquidas arrastadas por correntes de fluídos contra a superfície); erosão (choque de partículas sólidas ou gotas liquidas arrastadas por correntes de fluídos contra a superfície); cavitação (explosão de bolhas gasosas em correntes de fluídos, na superfície sólida devido a variações súbitas de pressão); tribo-corrosão (reações químicas superficiais do material, além de mecânicas de desgaste); fadiga superficial (tensões cíclicas durante o contato mútuo de superfícies); adesão (resultante da fricção entre duas superfícies metálicas ásperas que deslizam entre si).

2.13.3.1) Considerações Sobre o Desgaste Abrasivo

O desgaste abrasivo resulta da interação de uma superfície com partículas mais duras que ela. Está presente nas industrias de mineração, de cimento, de tintas cerâmicas e outras que lidam com material de alta dureza, realizando operações de cominuição, peneiramento,

bombeamento, transporte, etc [Avery, 1961 e Rotondaro, 1988].

Tecnologicamente, o desgaste abrasivo se classifica em três tipos fundamentais que levam em consideração as solicitações localizadas impostas através de abrasivos em operações que envolvem tanto moagem como transporte: Figura 3 [Avery, 1961].

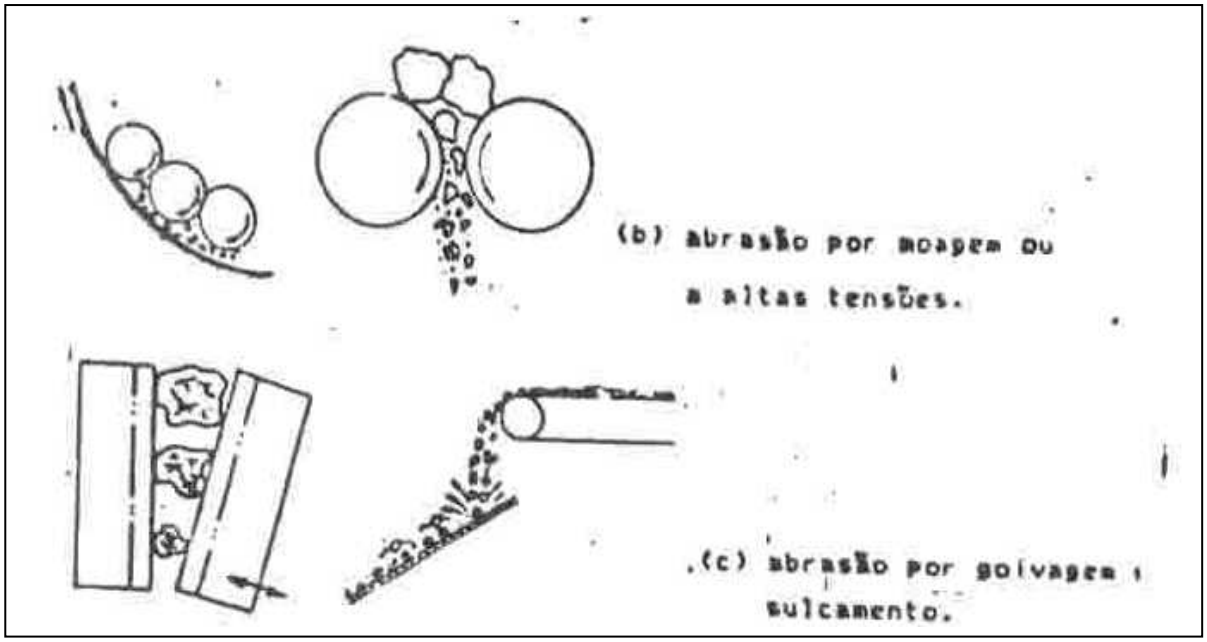


Figura 3 – tipos de desgaste abrasivo

A distinção é, frequentemente, feita entre desgaste abrasivo a dois corpos, causado por protuberância sobre o contracorpo, e desgaste abrasivo a três corpos onde o abrasivo atua como elemento interfacial entre o corpo e o contracorpo (Figura 4).

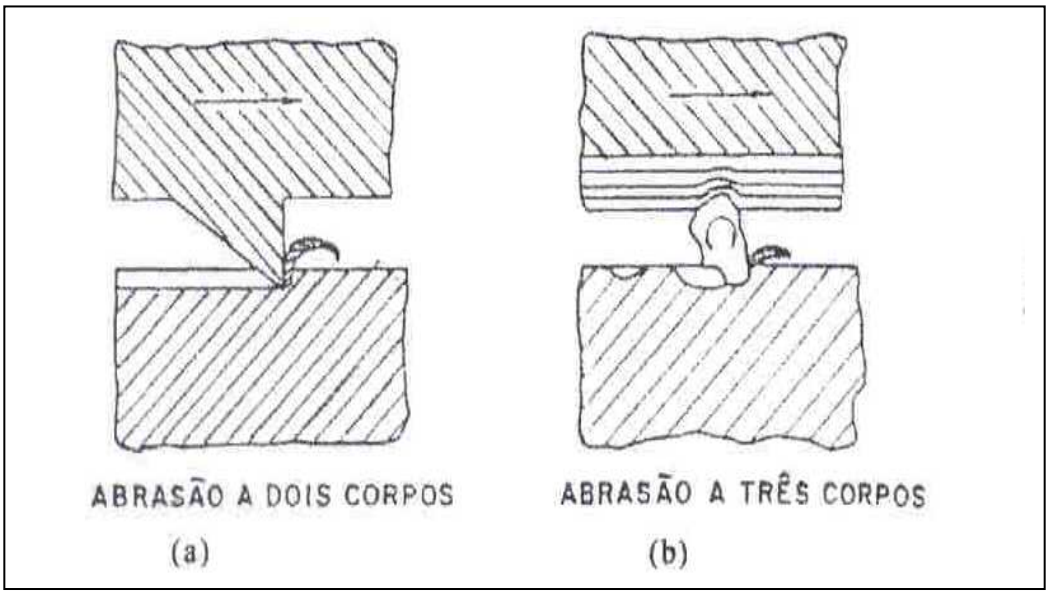


Figura 4 - Tribossistema para desgaste abrasivo; (a) a dos corpos e (b) a três corpos

[Tcchiptschin, 1990]

Avery [1954] classificou o desgaste abrasivo em três tipos:

(a) Riscamento sob baixas tensões:

Os resultados deste tipo de desgaste são riscos na superfície do metal, sendo que os sulcos ou riscos são de pequenas dimensões. A tensão imposta às partículas abrasivas não ultrapassa a sua resistência à ruptura [Carpinetti Costa, 1985 e Tcchiptschin, 1990].

Ocorre quando as partículas abrasivas estão sujeitas às tensões abaixo da necessária para sua fragmentação. Ocorre o microcorte, que consiste na formação de micro-cavacos devido à tensão cisalhante localizada na frente da partícula abrasiva.

Ocorre em máquinas agrícolas, equipamentos de escavação e transporte.

(b) Abrasão em moagem sob altas tensões:

Este tipo de desgaste ocorre na fragmentação progressiva do abrasivo, que já é inicialmente de pequeno tamanho e tem lugar sobre as superfícies empregadas para moer ou britar o abrasivo.

O termo alta tensão é utilizado para deixar claro que a resistência à ruptura do abrasivo foi excedida. O desgaste seria causado por concentração de tensões nos pontos de impacto com o abrasivo, provocando deformações plásticas e fadiga dos microconstituintes dúcteis e trincamento dos microconstituintes frágeis da liga metálica.

Ocorre quando as partículas abrasivas são fragmentadas durante o contato com a superfície. Isto promove maior penetração do abrasivo na superfície e maior deformação plástica. É frequente em equipamentos de moagem de minérios, nas bolas, barras e também em revestimentos de moinhos. Ocorre o lascamento, processo pelo qual grandes fragmentos são arrancados da superfície ativa devido à formatação e propagação de fissuras.

Este mecanismo é restrito aos materiais frágeis. Ele atua no caso em que as tensões produzidas pelas partículas abrasivas excedem certos limites críticos.

(c) Sulcamento:

Neste tipo de desgaste há a remoção de grandes partículas da superfície metálica com formação de sulcos. Neste tipo de desgaste está associado o impacto. A abrasão por sulcamento ou por goivagem envolve materiais abrasivos com dimensões grosseiras, sob condições de impacto e altas tensões. Neste mecanismo, a ação das partículas abrasivas é

provocar deformações plásticas praticamente sem haver perda da matéria.

O material deformado acumula-se na frente da partícula e flui lateralmente.

Como resultado, o material deformado plasticamente acumula-se em ambos os lados do sulco. Na escala global, no entanto, a perda de matéria existe.

Ela se dá por interação entre os efeitos das diversas partículas abrasivas, ou por deformações plásticas repetidas. Portanto, esse tipo de trabalho requer materiais de alta tenacidade à fratura. É frequente em moinhos de martelo, de mandíbulas, esteiras transportadoras de minérios brutos quando há transferência de material por queda.

Esta classificação enfoca o desgaste abrasivo do ponto de vista do abrasivo, da sua geometria, ângulo de ataque, dureza, tamanho, distribuição, da energia cinética contida nas partículas, das suas propriedades mecânicas e da força que ele aplica no corpo sólido.

Um abrasivo risca o corpo sólido quando for mais duro.

A ação das partículas pode causar corte, deformação e trincamento na região superfícial da parte desgastada. A classificação feita por Zum Gahr [1987] enfoca estes eventos isolando uma única partícula em interação com a superfície do corpo sólido.

Quando a partícula penetra na superfície e percorre uma certa distância ela pode provocar uma perda volumétrica de material e um certo volume de deformado, conforme esquematizado na figura 5, que mostra a tensão aplicada (σ) e o ângulo de penetração (α).

.

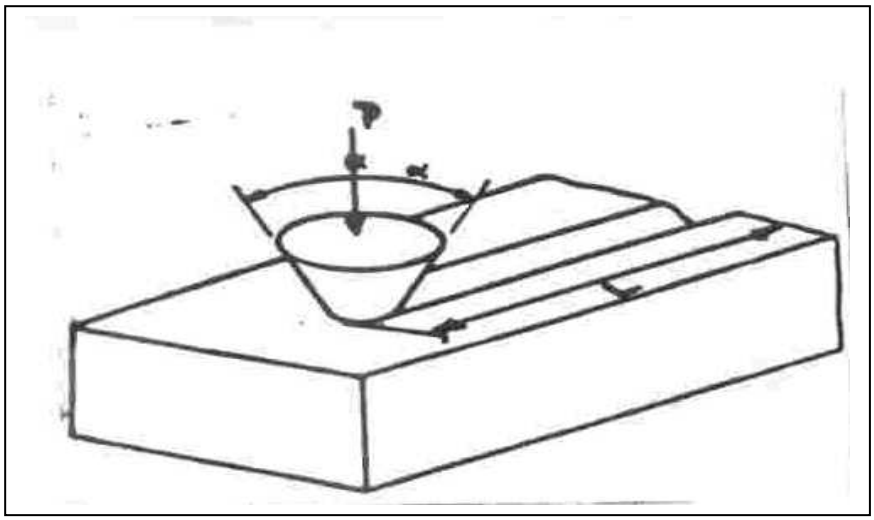


Figura 5: Ação do abrasivo em um corpo sólido [Avery, 1954].

O outro tipo de reação do material, se o esforço aplicado pela partícula for alto, é trincar o material destacado da superfície por propagação de trinca. O material pode ser também arrancado, numa sequência de passes sucessivos por sobreposição das bordas deformadas o

que caracteriza um mecanismo de fadiga, conforme a figura 6.

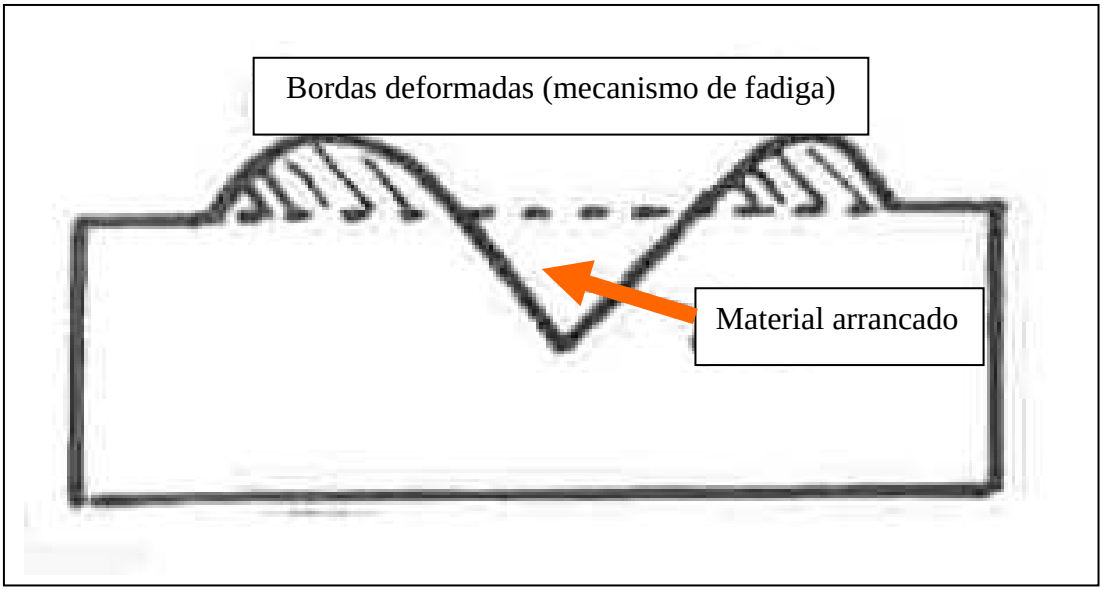


Figura 6: Reações do material à ação de uma partícula abrasiva [Avery, 1954]

A Tabela 2 mostra as principais aplicações para cada tipo de desgaste abrasivo segundo a classificação de Avery [1954].

Tabela 2 – Tipos de desgaste

Tipo de Desgaste		Componente
Abrasão	Sulcamento	- mandíbula de britador
		- dente de pá de escavadeira
		- sapatas de trator
	Abrasão em moagem	- bolas de moinho
		- revestimento de moinho
		- barras de moinho
		- martelos
Erosão	Riscamento	- bombeamento de lama
		- transporte pneumático de abrasivos

É importante caracterizar bem o mecanismo de desgaste atuante nas condições de operação quando se estudam os materiais resistentes ao desgaste abrasivo. Em desgaste abrasivo, destacam-se dois mecanismos de remoção de partículas do componente metálico:

corte e propagação de trincas.

No desgaste por corte, a dureza do material é uma das propriedades mais importantes.

As características do abrasivo, em particular a sua dureza, também influenciam a taxa de desgaste e utiliza-se, então, o coeficiente de dureza definido pela relação entre a dureza da superfície de desgaste e a do abrasivo.

Se o coeficiente de dureza (Ha/H) for menor que 0,6 a taxa de desgaste será alta, mesmo utilizando-se ligas com elevada dureza; e se for maior que 0,6, a taxa de desgaste será sensivelmente menor, podendo-se ainda alterá-la com modificações na liga [Garrison Jr., 1982].

Estas observações, entretanto, são de aplicação limitada, visto que existem grandes dispersões de resultados, particularmente, em testes de campo, conforme verificado por Avery [1961].

Essas dispersões parecem ser consequência da atuação do mecanismo de desgaste por trincamento associado ao corte [Carinetti Costa, 1985].

Estudos de Zum-Gahr et al. [1980] mostram que este mecanismo torna-se operante quando a pressão superficial aplicada pelo abrasivo é maior que a pressão superficial crítica (característica da liga).

Nestas condições, o mecanismo de desgaste global é afetado tanto pela dureza do material como por sua tenacidade.

De maneira geral, o aumento da tenacidade à fratura implica em uma redução na dureza, portanto, existe um ponto ótimo para combinação dessas propriedades de modo a se obter a máxima resistência ao desgaste, para uma dada pressão exercida pelo abrasivo [Carpinetti Costa, 1985].

O desgaste abrasivo é um fenômeno interfacial bastante complexo, no qual a superfície ativa de uma peça perde material pelo movimento relativo com partículas abrasivas e/ou uma superfície antagonista rugosa. Este tipo de desgaste corresponde a 50% dos casos de falhas por desgaste , o que lhe confere grande importância econômica.

Estimativas indicam que de 1 a 5% do produto interno bruto (P.I.B) das nações desenvolvidas é gasto, direta ou indiretamente, pela ação destruidora do desgaste abrasivo.

Ressalta-se, no entanto, que muito embora este fenômeno seja bastante conhecido por seus aspectos negativos, o mesmo apresenta aspectos positivos como, por exemplo, a usinagem de materiais frágeis e duros, etc.

Em consequência, a melhor compreensão do fenômeno é de fundamental importância para racionalizar as leis que o regem, seja para minimizar ou reduzir seus aspectos negativos, seja para otimizar seus aspectos positivos [Tcchiptschin, 1990].

Neste processo, a interface se apresenta como geradora e reatora de fenômenos geralmente evolutivos e irreversíveis. Sob a ação das partículas abrasivas e/ou protuberâncias duras, fragmentos são arrancados da superfície.

O mecanismo pelo qual estes fragmentos de desgaste são formados é função do sistema tribológico imposto.

Assim, a resistência à abrasão deve ser tratada como uma consequência do sistema tribológico imposto e não como uma propriedade intrínseca do material.

De uma maneira geral, em um processo abrasivo o sistema tribológico é composto de um complexo abrasivo, da peça solicitada e de um produto interfacial.

O complexo abrasivo é constituído de protuberâncias duras e/ou partículas abrasivas, livres ou não. O contato entre protuberância dura ou partícula abrasiva e a superfície antagonista é determinado pelo conjunto das condições mecânicas e físico-químicas atuando no sistema.

No estado atual do conhecimento, a ausência de leis gerais estabelecidas cientificamente, faz com que a análise experimental do fenômeno seja ainda uma ferramenta básica no estudo do processo abrasivo.

Devido ao grande número de fatores que intervêm, várias são as abordagens experimentais possíveis para o estudo do problema.

O desgaste abrasivo de superfícies metálicas é o mais destrutivos dos mecanismos de desgastes, produzindo grandes perdas em um curto espaço de tempo [Zum-Gahr et al., 1980].

O desgaste abrasivo envolve quase sempre o sulcamento de uma superfície por partículas mais duras do que esta superfície.

Quando as partículas são afiadas e orientadas em determinados ângulos, o material é removido por ação de corte. Em outros casos, a ação de sulcamento causa deformação intensa do material, e a deformação localizada cíclica leva a mudanças microestruturais na camada subsuperficial, culminando com fratura e remoção do material [Albertin et al. , 1985].

Enquanto a tenacidade à fratura, sob a ação de mecanismos de fratura linear, é uma propriedade intrínseca de um material ou de uma microestrutura, a resistência à abrasão é uma propriedade extrínseca [Zum-Gahr et al. , 1980].

O fenômeno “desgaste abrasivo” é influenciado por um conjunto de outros fatores, não inerentes ao material como: as características do abrasivo e do ambiente, a intensidade e a natureza dos esforços, assim como a variação temporal destas características. O estudo do desgaste deve ser feito considerando-se o conjunto dos fatores envolvidos, isto é, o sistema tribológico.

No caso particular do desgaste abrasivo, ele pode ser representado, usando a noção de tribossistema, de diversas formas diferentes, conforme sejam as interações entre as partículas e a superfície de desgaste [Tcchiptschin, 1990].

2.14) Propriedades do Material que Afetam o Desgaste Abrasivo

A resistência ao desgaste é considerada como parte de um sistema tribológico, sendo muitos os parâmetros que acabam por influir na taxa de desgaste, incluindo as características de projeto, condições de operação, tipo de abrasivo e propriedades do material.

A resistência ao desgaste está associada à microestrutura, à dureza atingida na deformação do material, à relação entre a ocorrência de micro-corte e micro-sulcamento do sistema tribológico [Tcchiptschin, 1990]. Se o objetivo é arrancar menos massa e tenacidade, as propriedades principais do material passam a ser capacidade de deformação e capacidade de encruamento.

O material se torna duro (é menos riscado pelo abrasivo, ou menos penetrado) e o micro sulcamento predomina sobre microcorte. Uma resistência à fratura alta vai diminuir a tendência de formação de trinca e/ou dificultar a sua propagação.

2.14.1) Características microestruturais

Nas propriedades dos materiais, as características microestruturais têm particular importância, tanto nas propriedades mecânicas, quanto nas taxas de desgaste. Murray [1979] estudou a resistência ao desgaste de aços tratados termicamente para vários níveis de dureza e também de alguns metais puros. Para metais puros, a resistência ao desgaste aumenta linearmente com a dureza.

Nos materiais ferrosos, esta relação (resistência ao desgaste x dureza) não é simples.

O aumento no teor de carbono faz a resistência ao desgaste aumentar. Para aços com a mesma porcentagem de carbono, a resistência ao desgaste de um aço ligado é maior do que um aço sem liga, mas este aumento é pequeno quando comparado com outro em que se aumentou a porcentagem de carbono.

A resistência ao desgaste geralmente aumenta conforme a microestrutura é mudada de ferrita para perlita, desta para bainita e finalmente para martensita; isto, desde que seja acompanhada de aumento de dureza, a estrutura bainítica tem maior resistência ao desgaste do que a martensítica. A microestrutura tem maior influência no desgaste do que a dureza da matriz. Carbonetos duros, e finamente dispersos, aumentam a resistência ao desgaste, enquanto que os grosseiros, diminuem-na. Existem ainda muitos outros fatores que influenciam a taxa de desgaste [Saito, 1972].

2.14.2) Dureza

Considera-se que, de modo geral, a mais importante propriedade mecânica do material relacionada com o desgaste é a dureza. Verifica-se que a resistência ao desgaste aumenta com o aumento da dureza. Embora esta relação tenha se estabelecido como senso comum, ela não considera o desgaste como um fenômeno onde o esforço, o abrasivo e o material formam um sistema. Além disso, a dureza dos materiais é uma propriedade média e macroscópica, não podendo evidenciar, em detalhes, a ação de uma partícula abrasiva em materiais polifásicos [Tcchiptschin, 1990]. Quando se fala em resistência ao desgaste, a primeira idéia é ter um material duro. Um material é considerado duro ou mole dependendo do abrasivo a quem vai estar sujeito durante seu trabalho.

Dependendo da dureza relativa entre eles, ocorre uma inversão de comportamento quanto à resistência ao desgaste. A transição ocorre na faixa de relação de durezas (material/ abrasivo) = 0,8 ou 0,6 [Durmann, 1988], conforme a figura 7.

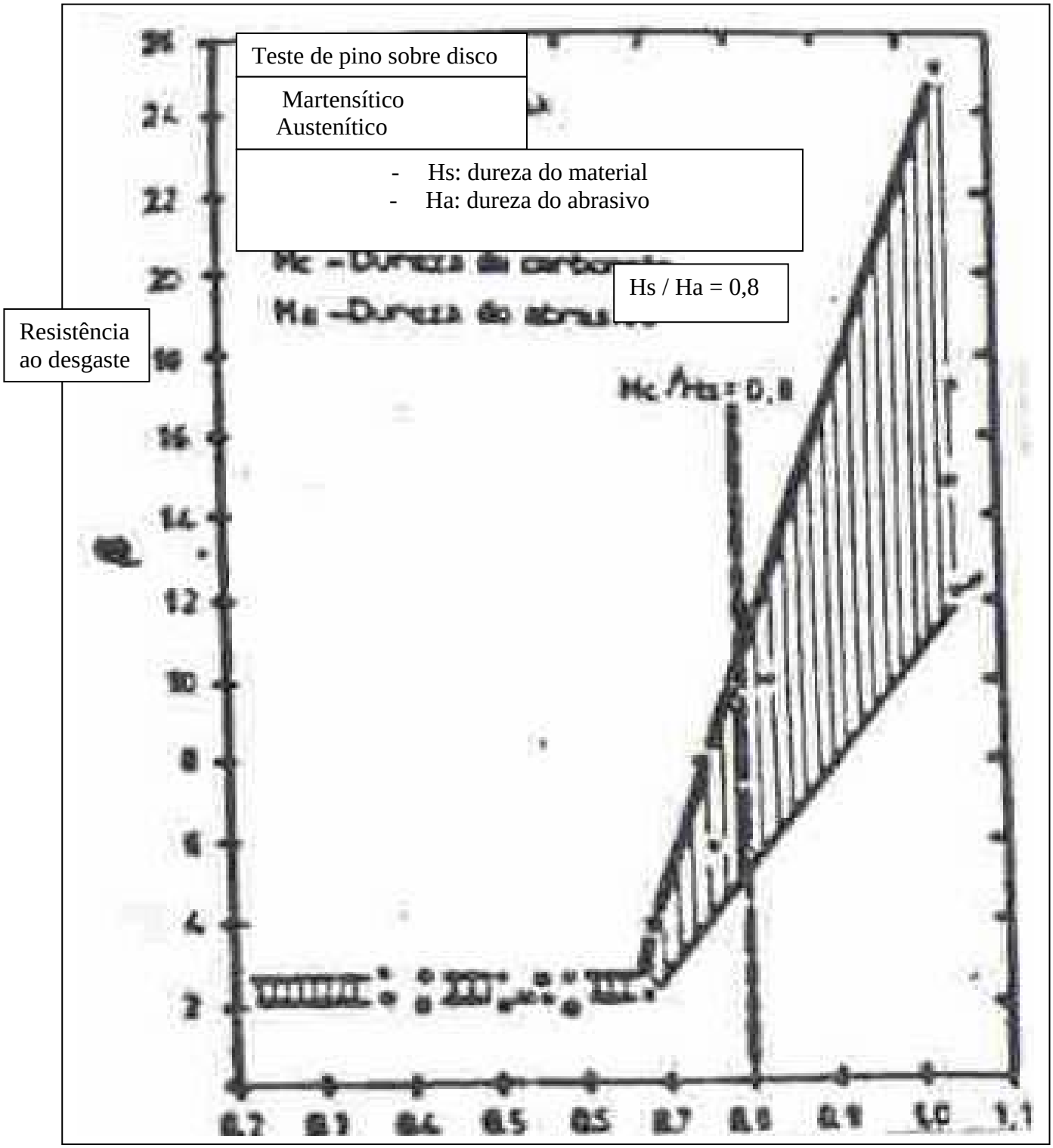


Figura 7 – Resistência ao desgaste do material com relação a diferentes relações entre dureza do material (Hs) e a dureza do abrasivo (Ha)

As tabelas 3 e 4 apresentam informações sobre a dureza de carbonetos em algumas matrizes metálicas.

Tabela 3: Dureza de alguns carbonetos

Carboneto	Dureza Vickers		
Fe_3C	840 - 1100	1060 - 1240	850 - 1000
M_7C_3	1200 - 1600	1500 - 1800	1200 - 1600
Mo_2C	1500		
WC	2400	2400	
VC	2800	2800	2400 - 2700
TiC	3200		2900 - 3100
NbC			2200 - 2500
Referências	Gundlach et al. , 1978	Rigney et al. , 1978	Berns et al. , 1986

Tabela 4: Dureza de algumas matrizes

Matriz	Dureza Vickers	
Perlita (Fe C)	250 - 320	De 240 a 425
Austenita (12 Mn)	170 - 230	
Austenita (baixo % de elemento de liga)	250 - 350	
Austenita (alto cromo)	300 - 600	350 - 400
Martensita	300 - 600	
Martensita (alto carbono)		770 - 800
Referências	Gundlach et al., 1978	Rigney et al., 1978

Richardson [1967] percebeu que, com a medida de dureza realizada após o material ser ensaiado, consegue-se melhores correlações com a taxa de desgaste. Esta dureza é geralmente denominada dureza superficial.

Por outro lado, isto levou a acreditar que fosse possível aumentar a resistência à abrasão com encruamento prévio, como, por exemplo, explosão e trabalho a frio.

Entretanto, foi verificado que este mecanismo de endurecimento não é eficaz no sentido de melhoria da resistência à abrasão, como mostram os resultados de Avery [1961] com aços manganês austeníticos. Isto se deve ao fato de que as deformações impostas pelo processo

abrasivo são sempre maiores que as deformações a partir de um trabalho a frio.

2.14.3) Tenacidade

A tenacidade é um parâmetro importante na taxa de desgaste dos materiais, enquanto propriedade que determina a ativação do microtrincamento.

Num primeiro momento, a resistência ao desgaste cresce com a tenacidade.

Isto se deve ao efeito bloqueador da movimentação de trincas, devido ao aumento da tenacidade, com consequente limitação de microtrincamento. Acima de certo valor da tenacidade, a resistência ao desgaste passa a decrescer.

Neste ponto, a resistência ao desgaste deixa de ser influenciada, preponderantemente, pela tenacidade e passa a ser influenciada pela dureza [Carpinetti Costa, 1985].

Na figura 8, é mostrado, de maneira esquemática, o efeito da tenacidade à fratura e da dureza sobre a resistência ao desgaste, conforme estudos de Zum-Gahr [1980].

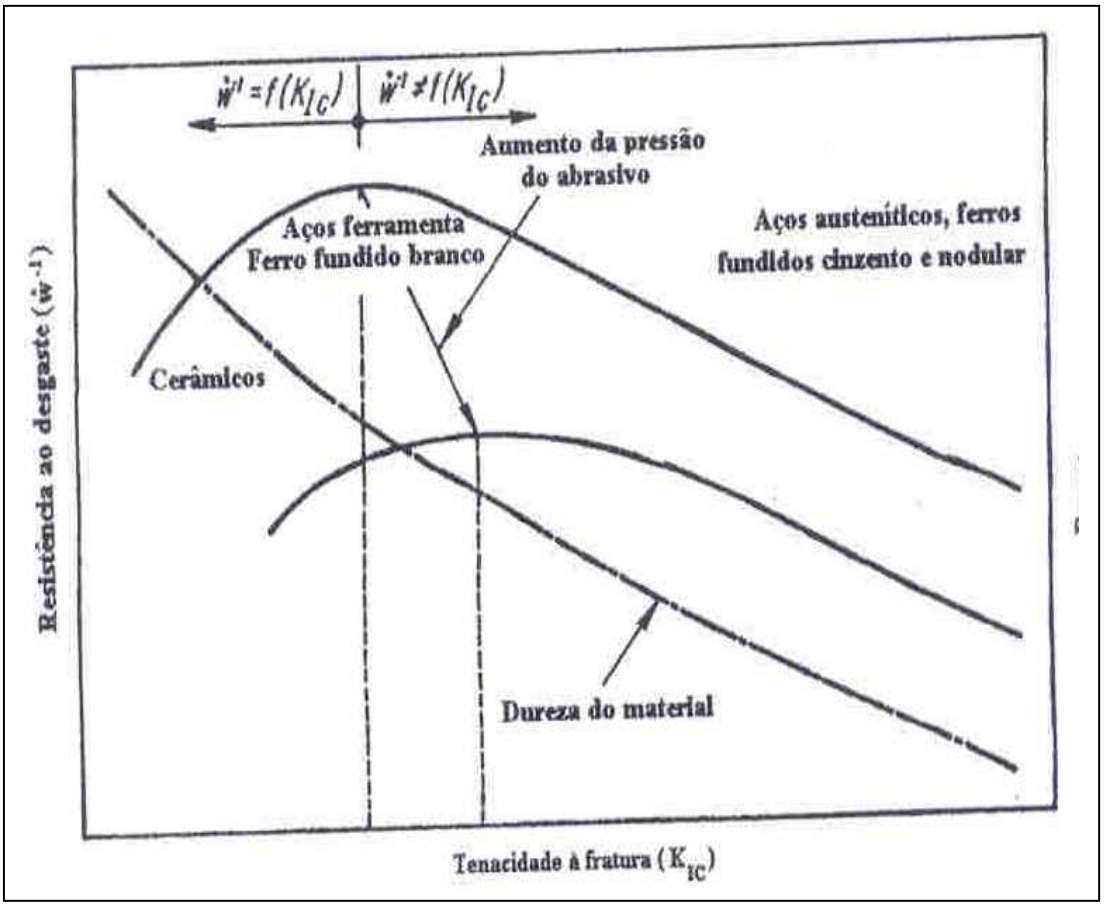


Figura 8 – Influência da tenacidade à fratura e dureza do material sobre a resistência ao desgaste [Zum-Gahr, 1980]

2.14.4) Encruamento

Algumas das discrepâncias na relação entre dureza e taxa de desgaste podem, em parte, ser explicadas pela diferença da taxa de encruamento dos materiais.

Em ferros fundidos brancos de alto cromo, a influência do encruamento na taxa de desgaste depende diretamente da natureza da matriz, em especial da porcentagem de austenita retida [Tcchiptschin, 1990]. O encruamento não depende apenas dos materiais, mas é dependente de como o material é solicitado, ou seja, da velocidade e intensidade da solicitação. Assim sendo, as condições de operação e as características dos equipamentos na indústria terão importância no encruamento dos materiais. Para o aço manganês, isso é fundamental, pois vai se aplicar um material com determinada composição em função do tipo de esforço, seja abrasão ou impacto.

2.14.5) Tipo de Movimento Relativo

A taxa de desgaste abrasivo na configuração a três corpos é, em geral, 1 a 2 ordens de grandeza menor que no caso a dois corpos. O principal motivo que explica esta diferença são as diversas possibilidades de movimentações relativas entre as superfícies na configuração a três corpos, o que não ocorre na configuração a dois corpos, pois as partículas abrasivas estão engastadas, com movimentação restringida [Rabinowicz , 1961].

É importante o tipo de movimento relativo, quando se distinguem os demais parâmetros operacionais tecno-físicos, como carga aplicada, velocidade e temperatura, para que se faça uma análise adequada do fenômeno de desgaste.

Em decorrência da menor taxa de desgaste na abrasão a três corpos, as superfícies de desgaste devem apresentar uma taxa de encruamento em função do tempo de ensaio maior que no caso da abrasão a dois corpos, possibilitando a existência de uma região de condicionamento (“running-in”).

Quando a superfície analisada (corpo) é menos dura do que a superfície oposta (contra-corpo), os abrasivos poderão penetrá-la, protegendo-a contra a ação posterior dos abrasivos ou pelo menos dissipando energia no processo de engastamento. Isto pode contribuir adicionalmente para as menores taxas de desgaste em relação à abrasão a dois corpos.

Com o aumento da dureza do corpo ocorrerá um aumento na resistência ao desgaste, até

esta atingir o valor de igual dureza do contra-corpo.

No caso de incrustração de abrasivo no contra-corpo, a resistência à abrasão pode cair, em função da modificação da configuração do sistema, que passa a ser de dois corpos.

Rabinowicz [1961] considera o ensaio roda de borracha impróprio para simular desgaste abrasivo sob baixas tensões a três corpos, porque partículas abrasivas podem ficar incrustadas na roda, reproduzindo localmente uma situação de desgaste abrasivo a dois corpos.

Esta transição não ocorre caso o tribossistema possua uma das seguintes características:

1 – Se o afastamento das superfícies é maior do que o tamanho individual das partículas, formando várias camadas, por exemplo, quando na presença de um lubrificante;

2 – Se há fragmentação das partículas abrasivas, ou seja, abrasão sob altas tensões ou goivadura; o que corrobora com o verificado em ensaios sob baixas tensões (roda de borracha);

3 – Se há uma alta rugosidade, o que torna o contato restrito a pequenos sítios e o provável efeito de embeber as partículas para atuarem como cortantes torna-se mais restrito.

2.14.6) Tamanho do Abrasivo

Diversos tamanhos verificam que a taxa de desgaste independe do tamanho do abrasivo, a partir de um tamanho médio situado entre 80 e 100 μm. Para tamanhos menores, a taxa de desgaste cresce de uma forma acentuada com o tamanho das partículas abrasivas.

Este comportamento é independente do material ensaiado e das condições do ensaio (carga aplicada, velocidade, etc) [Archard, 1953].

2.14.7) Dureza do abrasivo

A relação entre taxa de desgaste e a razão entre dureza do abrasivo e a dureza do corpo resulta em uma curva característica de transição, que deve-se provavelmente a uma mudança no micromecanismo de desgaste, segundo a figura 9 [Archard, 1953].

O patamar inferior é denominado região de desgaste moderado, o superior, de região de desgaste severo. Nas duas regiões, a variação de taxa de desgaste com a razão Ha/H é pequena. Na região de transição, pequenas variações em Ha/H ocasionam um aumento ou decréscimo na taxa de desgaste bastante acentuado. Torrance [1980] considera, para o caso de metais, que o micromecanismo predominante na região de desgaste moderado é a

microfadiga, passando o microcorte a predominar na região de desgaste severo.

Ele mediu a dureza Vickers dos 10 minerais que constituem a escala Mohs de dureza e verificou uma diferença de 20% entre a dureza de cada mineral em relação ao seu sucessor na escala.

Este resultado confirma de certa forma valores de Ha/H encontrados em ensaios de abrasão para transição moderado/severo. Torrance [1981] modelou a interação entre corpo e abrasivo empregando campos de linhas de deslizamento e encontrou que ocorreria a penetração do corpo pelo abrasivo quando a relação entre suas durezas estivesse 1,16 e 1,26. Poucos são os modelos que consideram a influência da razão Ha/H (relação entre a dureza do abrasivo e dureza do material).

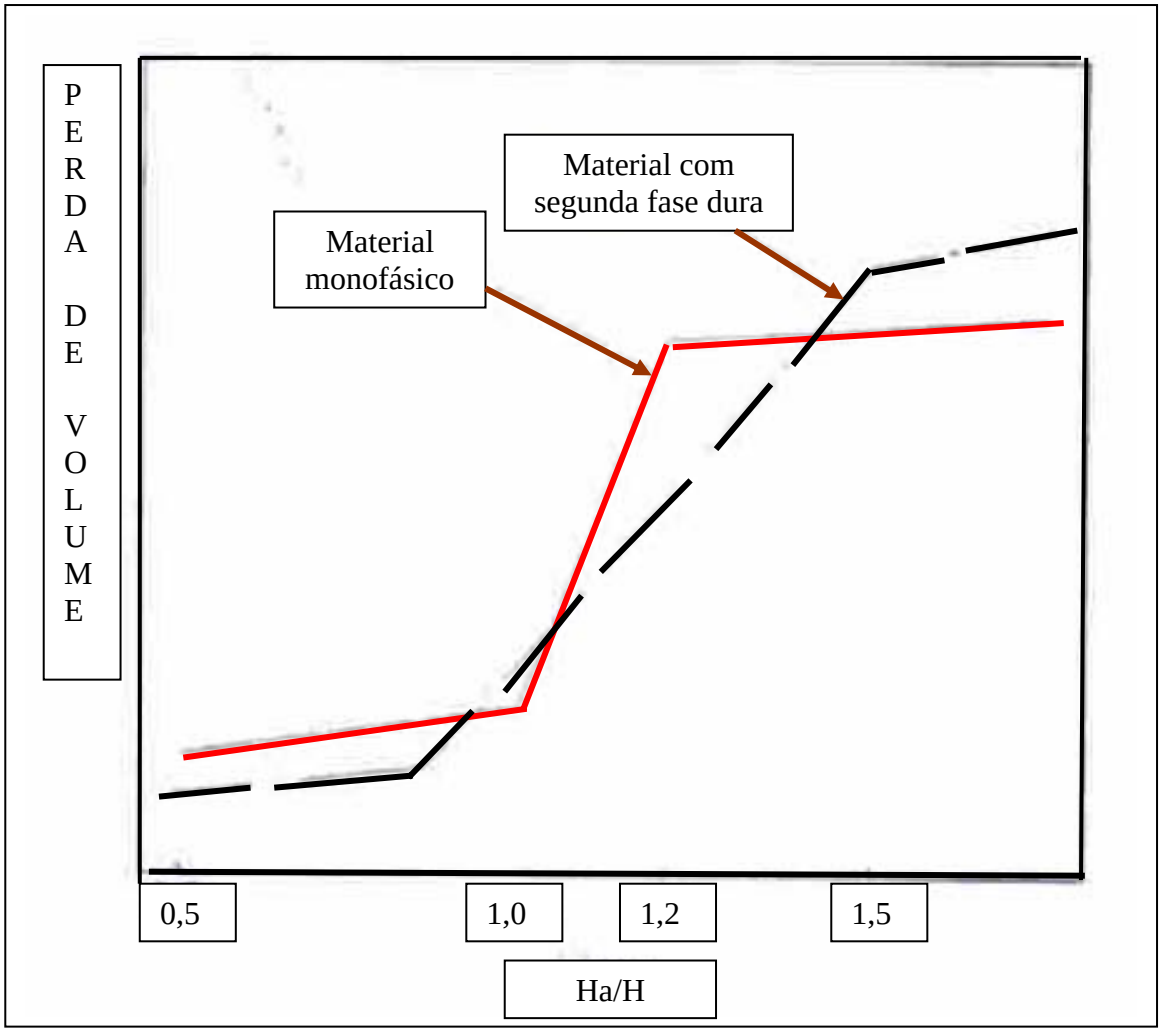


Figura 9 – comportamento da perda de material em função da relação da dureza do abrasivo e dureza do material

2.15) Ensaios de Desgaste Abrasivo

Devido a complexidade dos fenômenos de desgaste, é evidente que ainda não existe um dispositivo universal para o estudo dos mesmos.

Consequentemente, vários dispositivos de ensaio foram criados para reproduzir configurações particulares de desgaste, permitindo, desta forma, o estudo de domínios específicos [Normann, 1948, Gillet, 1937 e Lane, 1937].

Os métodos para ensaio de desgaste não foram ainda adequadamente padronizados. Diferentes métodos de ensaio foram desenvolvidos e os procedimentos encontram-se descritos na literatura técnica. Há vários procedimentos que só tem valor comparativo para diversos materiais testados nas mesmas condições. Além disso, é muito difícil se recriar em laboratório as condições reais que os materiais enfrentam em serviço.

No geral, os resultados obtidos em ensaios apresentam caráter estimativo da resistência ao desgaste dos diversos materiais. Como consequência, os resultados de estudos comparativos são estritamente válidos para as condições de laboratório, estando qualquer extrapolação para as condições práticas sujeitas a restrições [Fang, 1993].

Testes laboratoriais podem somente ser considerados como dispositivos preliminares, mas logicamente ajudam muito no desenvolvimento de características e propriedades dos materiais, que devem depois ser testados em escala produtiva no dia a dia.

Devemos estar atentos a algumas coisas para melhor simular e reproduzir os ensaios:

- a dureza e o tamanho do abrasivo;
- as pressões exercidas entre o abrasivo e a superfície de desgaste;
- a velocidade e a direção do movimento do abrasivo em relação a superfície de desgaste.

Um teste de desgaste deve apresentar confiabilidade em termos de resultados.

A padronização de um teste de desgaste leva muito tempo e se torna caro como procedimento e, para se ter certeza que os testes não se desviaram das normas estabelecidas, torna-se interessante incluir um material padrão como um controle de processo. Isso leva a economizar a quantidade de material gasto e ajuda a definir propriedades.

Os testes de desgaste mais interessantes foram aqueles onde, estatisticamente,

a variação em perda de peso do material se encaixa bem dentro dos limites que indicam que o processo em teste se encontra sob controle.

Infelizmente, quando uma mudança significativa acontece no procedimento de ensaio, tal como dureza ou tamanho do abrasivo ou pressão envolvida, a reprodutividade do teste fica comprometida ou tem que ser reestabelecida.

Somente uns poucos ensaios de desgaste abrasivo estão em uso hoje em dia para fornecer resultados preliminares do que vai ser exigido no dia a dia em campo produtivo de larga escala. Geralmente, os testes laboratoriais não atingem o impacto, tensão compressiva ou trativa de muitas estruturas de trabalho e o conhecimento das propriedades se torna fundamental para evitar ou minimizar as quebras durante o trabalho rotineiro [Normann, 1948].

Problemas industriais de desgaste poderiam ser resolvidos de maneira bastante simples usando dados laboratoriais se não fossem duas coisas que não podem ser desprezadas:

- materiais de alta dureza, que são mais resistentes ao desgaste abrasivo, são mais propensos para trincar por fratura frágil quando usados em partes de equipamentos altamente tensionados;
- variação nas rochas e minerais constituintes mudando a condição do solo explorado de uma região explorada para outra, mesmo dentro da mesma mina ou pedreira, exige cuidados adicionais no trato dos resultados dos ensaios. O melhor material para formação rochosa vai ser o pior quando se trabalha em um solo com areia ou abrasivos soltos.

O primeiro problema mencionado acima vai ser adequado para cada situação.

Em equipamentos pesados, não consegue-se evitar que algumas partes estejam exigidas sob alta tensão e temos que usar materiais cada vez mais resistentes para suportar os esforços.

Quanto ao segundo problema mencionado acima, os fabricantes tem que se adaptar e fornecer equipamentos com materiais para cada condição particular, com a necessidade do compromisso entre a seleção da dureza envolvida em relação a fratura e a adequação para a variação mais ampla na condição abrasiva.

Os ensaios mais utilizados para estudo do desgaste abrasivo, onde a maioria dos dados disponíveis da literatura foram obtidos e onde se contribuiu mais para a compreensão fenomenológica do processo são o ensaio da roda de borracha e o ensaio pino sobre disco. Estes ensaios estão normalizados pela ASTM, com as designações G65-91 e G99-90, respectivamente.

Os principais ensaios de laboratório para avaliar a resistência ao desgaste abrasivo são:

2.15.1) Ensaio de pino sobre disco

Um tipo de equipamento que pode ser utilizado para o estudo de desgaste em altas tensões é uma máquina do tipo pino sobre disco. Nesse teste, um determinado abrasivo (lixa de granulometria 180 MESH, por exemplo) é utilizado e o corpo de prova de formato cilíndrico movimenta-se sobre o mesmo, com uma carga pré-fixada sobre si [Normann, 1948 e Avery, 1961].

No caso desse ensaio, ocorre uma fragmentação significativa das partículas que compõem o material abrasivo, consistindo em friccionar um corpo de prova na forma de pino, confeccionado com o material a ser estudado, sobre um tecido com abrasivo aderido, sob uma carga, tipo de abrasivo e velocidades controladas. Neste ensaio a abrasão se dá entre dois corpos. O tipo de micromecanismo que se espera atuante é o microcorte e a intensidade das tensões entre corpo e abrasivo é alta [Carpinetti Costa, 1985; Tcchiptschin, 1990].

O ensaio pino contra disco, utilizando-se lixas abrasivas, é um tribossistema a dois corpos, no qual é possível variar de forma bem ampla a carga aplicada, assim como a velocidade do ensaio. Este ensaio é conveniente para comparar desempenhos entre materiais não muito diferentes. A utilização dos resultados para previsão de vida útil de componentes geralmente é problemática, em função das habituais especificidades dos tribossistemas reais.

Outro problema está associado com o papel abrasivo. Alterações no tamanho e na forma das partículas abrasivas alteram sensivelmente resultados, como discutido em itens anteriores.

2.15.2) Ensaio de abrasão por sulcamento (britagem com mandíbulas)

Normann [1948] foi o primeiro a estudar esse tipo de desgaste colocando uma mandíbula de tamanho modesto (uma tonelada) na mina na Climax Molybdenium Co - USA.

Naquela tentativa, o tamanho da mandíbula foi praticamente o mesmo da mandíbula real e muitos dados foram coletados sobre tratamento térmico e efeitos de composição na liga Hadfield. Tentativas com pequenas mandíbulas demonstraram o fluxo de material superficial em ligas tenazes e fratura de carbonetos em ferros brancos. Hoje, temos alguns testes de mandíbulas, e procura-se se adaptar a dados desenvolvidos particularmente para cada

empresa, envolvida com seu universo produtivo. Este ensaio visa simular as condições de operação em britadores de mandíbulas, britadores de impacto e britadores giratórios. Neste ensaio são obtidas solicitações de impacto repetido, encontradas na moagem de minérios, podendo fornecer, portanto, indicações sobre o comportamento dos materiais naquelas condições de serviço. O ensaio é efetuado em um pequeno britador com mandíbula estacionária feita de um aço de referência e a mandíbula móvel feita do material que se que estudar, com todos os parâmetros padronizados. A resistência ao desgaste é dada em função da perda de peso da placa testada em relação à placa de referência [Tcchiptschin, 1990]. Para determinação da resistência ao desgaste em altas tensões (goivagem), a ASTM padronizou uma máquina do tipo britador de mandíbulas, a qual representa uma condição em que as pedras devem ser fragmentadas quando em contato com materiais metálicos produzindo sulcos profundos na superfície dos mesmos. O ensaio de britador de mandíbulas teve uma descrição completa pela primeira vez com o trabalho de Borik, Sponseller [1971], em função da necessidade da Climax Molybdenum Company em encontrar um ensaio que pudesse fornecer um critério adequado para avaliação de novos materiais. Este ensaio foi normalizado pela ASTM G81-83 [89], tendo poucas modificações em relação a proposta de Borik, Sponseller [1971]. Temos na tabela seguinte um comparativo da norma da ASTM [1989] com os ensaios realizados por Blickensderfer [1988]. A tabela 5 mostra os diferentes parâmetros das duas versões do ensaio existentes.

Tabela 5 – Principais parâmetros de duas versões do ensaio de britador de mandíbulas

Parâmetro	ASTM G81-83(89)	Blickensderfer t al.
Abrasivo		
Alimentação (mm)	40 - 50	18
Relação de redução	não fornecido	não fornecido
Quantidade (kg)	908	90
Condições		
Abertura (mm)	3,2 ± 0,8	3,2
Carga (N)	não fornecido	12500
Duração (min)	não fornecido	50 – 70
Velocidade (ciclos/min)	não fornecido	260
Fixa	137 x 191 x 22	135 x 75 x 25
Móvel	132 x 216 x 18	135 x 75 x 25

O trabalho de Blickensderfer [1988] confirmou uma proposta de ensaio realizado por ele, na qual uma determinada série de diferentes materiais a serem classificados quanto ao desempenho independe da utilização de um material de referência. Para situações de ensaios de abrasão em baixas tensões existem outras diversas concepções de equipamentos. Dentre estas, merecem especial destaque:

2.15.3) Ensaio da Roda de Borracha: este ensaio procura reproduzir as condições de abrasão sob baixas tensões. Avery [1971] aperfeiçoou esse dispositivo. Internacionalmente, chama-se “Dry Sand Erosion Test”, ou seja, teste de erosão de areia seca e teve resultados e materiais comparativos publicados. O equipamento consiste de uma roda de aço envolvida por um anel de borracha, que gira numa velocidade de 240 rpm. O ensaio é realizado comprimindo-se uma amostra do material a ser estudado contra a roda de borracha. A resistência ao desgaste é dada em função da perda de volume da amostra [Tcchiptschin, 1990]. Neste sistema o corpo de prova permanece estacionário e é pressionado contra o aro de borracha com uma força pré-deteminada. Este tipo de equipamento permite realizar ensaios tanto a seco quanto a úmido. No ensaio roda de borracha, o desgaste abrasivo ocorre em um tribossistema a três corpos, onde são aplicadas baixas tensões. Este ensaio apresenta boas correlações com algumas situações reais, como movimentação de terra e trabalho do solo, como o que ocorre em discos de arado. Entretanto, como já discutido anteriormente, pode reproduzir localmente situações de desgaste abrasivo a dois corpos, em função da possível incrustação de abrasivos na borracha.

2.15.4) Ensaio em Moinho de Laboratório

Borik [1972] desenvolveram uma máquina para desgaste em altas tensões do tipo moinho de bolas. Esta máquina também representa uma condição em que as pedras seriam fragmentadas em contato com materiais metálicos. Neste ensaio, consegue-se reproduzir o tipo de interação entre corpos moedores e o meio abrasivo, encontrado na prática, à exceção da intensidade dos impactos.

As vantagens em relação aos testes em moinhos industriais são a maior rapidez dos testes e a possibilidade de introduzir e controlar variáveis de operação [Albertin et al. , 1995]. O ensaio consiste basicamente em identificar de 4 a 10 corpos de prova do material a ser

testado e, após um desgaste prévio no moinho, para remoção de imperfeições da superfície, determinar precisamente o seu peso após moagem em períodos de tempo preestabelecidos. O resultado do ensaio é dado em função da perda de peso das amostras [Normann et al. , 1948; Carpinetti Costa, 1985]. Os dados da literatura utilizam lixas abrasivas com durezas muito mais altas que as dos materiais de engenharia, o que também dificulta a utilização dos dados dos ensaios para previsão de vida útil. Borik [1972] entende que os ensaios de laboratório devem atender as especificidades dos diferentes tribossistemas encontrados na prática, que considera o nível de tensões envolvidas.

A tabela 6 mostra as recomendações de Borik [1972].

Tabela 6 – Ensaios recomendados em função do tribossistema

Tipo de Solicitação	Ensaio Recomendado
Goivadura	Britador de mandíbulas
Altas tensões	Moinho de bolas
Baixas tensões	Roda de borracha

Em outro artigo, Borik [1976] também indica o ensaio pino contra disco como sendo um ensaio adequado para simular abrasão a altas tensões, embora o mesmo configure um sistema a dois corpos, o que mostra uma incoerência aparente nesta indicação.

2.15.5) Máquina de ensaio do tipo pino sobre anel: temos, nesse tipo de equipamento, o corpo de prova submetido a uma determinada carga realiza uma trajetória linear sobre uma tira estacionária impregnada de material abrasivo [Borik, 1976].

2.15.6) Máquina de ensaio do tipo pino sobre tambor: neste tipo de equipamento o corpo de prova realiza um movimento de translação sobre um tambor giratório recoberto por uma lixa, impregnada por partículas de abrasivo com uma determinada distribuição granulométrica [Borik, 1976].

A trajetória percorrida pelo corpo de prova é do tipo helicoidal.

2.15.7) Máquina de ensaio do tipo tambor de areia: consiste em um eixo central, ao qual estão unidas, numa configuração helicoidal, hastes sobre as quais estão fixados os corpos de prova para ensaio. O conjunto assim montado gira no interior do tambor que contém areia

seca ou areia úmida [Borik, 1976].

CAPÍTULO III

Procedimento Experimental

3.1) Elaboração das ligas

Foram elaboradas as três ligas com base na classe E-2 da norma ASTM A-128, que trata dos aços manganês austeníticos do tipo Hadfield. Os corpos de prova para ensaio de roda de borracha foram elaborados em um forno de indução de 30kg de capacidade e suas composições químicas são apresentadas na tabela 4.1, sendo que a temperatura de vazamento foi de 1.430ºC. Por se tratar de forno de indução, o rendimento dos insumos foi calculado para praticamente 100%, onde as correções posteriores foram feitas após análise em espectrômetro. Para o ensaio de britador de mandíbulas, foi usado um forno de indução de 100kg. Ambos os processos foram realizados no Senai, de Itaúna - MG. Para isso, foram utilizados insumos variados, como ferro-nióbio 66%, ferro-molibdênio 66%, ferro-boro 50%, manganês metálico, grafite e ferro-silício 75%.

A liga de molibdênio, corresponde à formulação da norma ASTM A 128 – classe E-2.

A segunda liga contém um teor de 0,4% nióbio, em substituição ao molibdênio da liga original; já a terceira liga contém 80 ppm de boro, além de todos os elementos constituintes da segunda liga. Uma quarta liga, correspondente à classe A da norma ASTM A-128, foi produzida somente para os testes do britador de mandíbulas, para servir de comparação.

O vazamento dos corpos de prova para o ensaio de roda de borracha foi pelo processo areia verde. O vazamento das mandíbulas foi em processo Pepset (cura a frio).

3.2) Corpos de prova utilizados

Todas as peças de trabalho foram obtidas a partir de modelos de madeira. Para as primeiras análises metalográficas, durezas e de desgaste por roda de borracha, foram obtidas peças de seção quadrada de 3 cm de lado, pesando cerca de 15kg cada uma. Para análise metalográfica e ensaio de dureza, foram cortadas 15 amostras de 15mm de altura, já que a seção reta quadrada da peça tem aresta de 30 mm. Para o ensaio de roda de borracha, foram usinados 15 corpos de prova seguindo o padrão, com comprimento de 50mm, largura de 25mm e espessura de 9 mm. Para o ensaio de mandibulas, foram vazados 48 corpos de prova, com comprimento de 135 mm, largura de 38 mm e espessura de 25 mm, pois cada ensaio

requer 2 corpos de prova de cada liga em cada situação tratada e liga padrão.

3.3) Análise química

A tabela 7 apresenta as composições químicas das três ligas estudadas no ensaio de roda borracha.

Tabela 7: composição química das ligas

	%C	%Mn	%Nb	%Mo	%Si	%P	%B
Liga Mo	1,24	12,19	0,0359	1,94	1,31	0,059	-
Liga Nb	1,24	12,61	0,46	0,0257	1,29	0,065	-
Liga Nb-B	1,34	13,57	0,379	0,0158	1,16	0,040	0,008

A tabela 8 apresenta as composições químicas das três ligas estudadas no ensaio de britador de mandíbulas.

Tabela 8: composição química das ligas

	%C	%Mn	%Nb	%Mo	%Si	%P	%B
Liga Mo	1,19	12,31	0,023	1,95	0,98	0,049	-
Liga Nb	1,23	12,05	0,459	0,03	1,01	0,048	-
Liga Nb-B	1,20	11,98	0,382	0,02	0,96	0,040	0,008
Liga classe A	1,15	12,13	-	0,15	0,64	0,044	-

As análises de carbono e enxofre foram feitas em aparelho Leco CS, no Laboratório de Via Úmida do Centro Tecnológico do Estado de Minas Gerais (CETEC), em Belo Horizonte.

As análises de cromo, manganês, silício e fósforo e nióbio foram feitas por espectrometria de emissão ótica no Senai, em Itaúna.

As análises do molibdênio foram feitas por espectrometria de absorção atômica e as análises de boro foram feitas por espectroscopia de emissão atômica por plasma indutivamente acoplado (ICP) no Laboratório de Traços Metálicos do Centro Tecnológico do Estado de Minas Gerais (CETEC).

3.4) Tratamentos térmicos

foram investigados ciclos de interesse verificados na revisão bibliográfica, de modo a se obter as propriedades requeridas para cada um.

Todos os tratamentos térmicos foram programados e controlados com o software Fornax 2.000 no laboratório de Tratamentos Térmicos e Caracterização de Materiais do Departamento de Física do Iceb – Universidade Federal de Ouro Preto - MG.

Apenas as mandíbulas foram tratadas no Laboratório de Tratamento Térmico da

Faculdade de Tecnologia – Fatec – Sorocaba, SP.

As amostras foram elaboradas seguindo o seguinte roteiro:

- 3 amostras aquecidas diretamente sem patamar intermediário e resfriadas em água;
- 3 amostras aquecidas com patamar intermediário e resfriadas em água;
- 3 amostras aquecidas diretamente, resfriadas em água e revenidas;
- 3 amostras aquecidas com patamar intermediário, resfriadas em água e revenidas.

As peças seguiram três ciclos básicos de tratamento para se fazer a análise das situações e ligas nesse estudo:

1° Ciclo :

- aquecimento direto até 1.100ºC (120ºC/h); patamar a 1.100°C por 2 horas, seguido de resfriamento brusco em água;

2° Ciclo :

- algumas amostras, visando uma completa dissolução de carbonetos, após serem submetidas ao primeiro ciclo, aquecendo-as até 600ºC (120ºC/h); a seguir, encharcando-as por 2 horas; depois, aquecendo-as até 1.100ºC (120ºC/h) com patamar final de 2 horas; posteriormente, resfriando-as bruscamente em água;

3° Ciclo :

- após cada solubilização dos dois ciclos anteriores, algumas amostras foram submetidas a um novo tratamento térmico de revenido a 650°C, por 8 horas, a uma taxa de 120ºC/hora, encharque durante 2 horas, seguido de resfriamento ao ar.

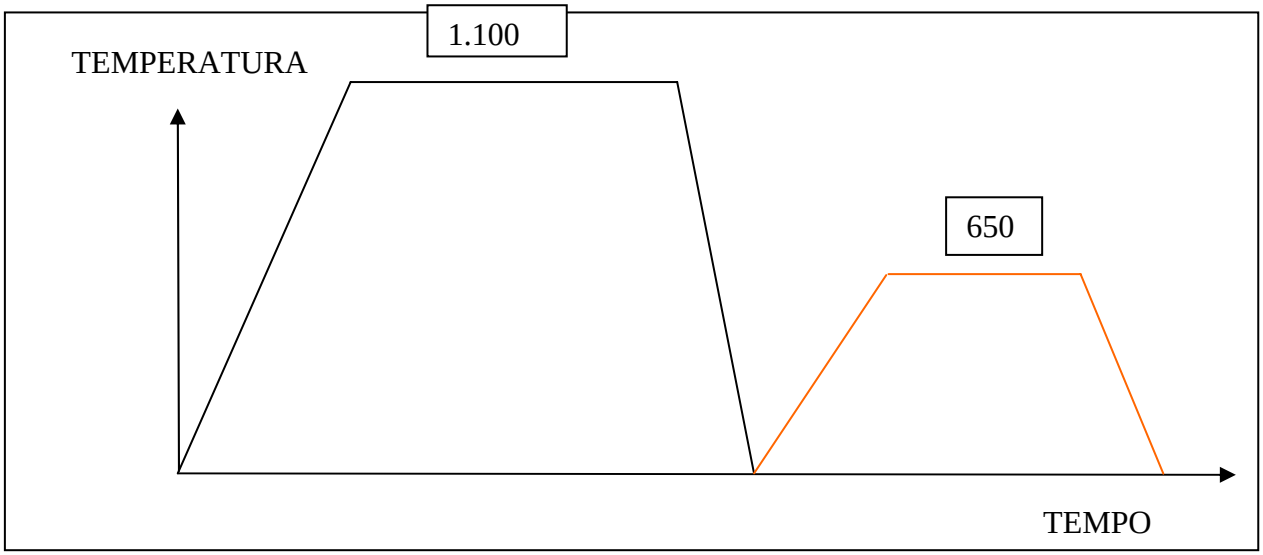


Figura 10 – ciclos de tratamentos térmicos sem patamar intermediário

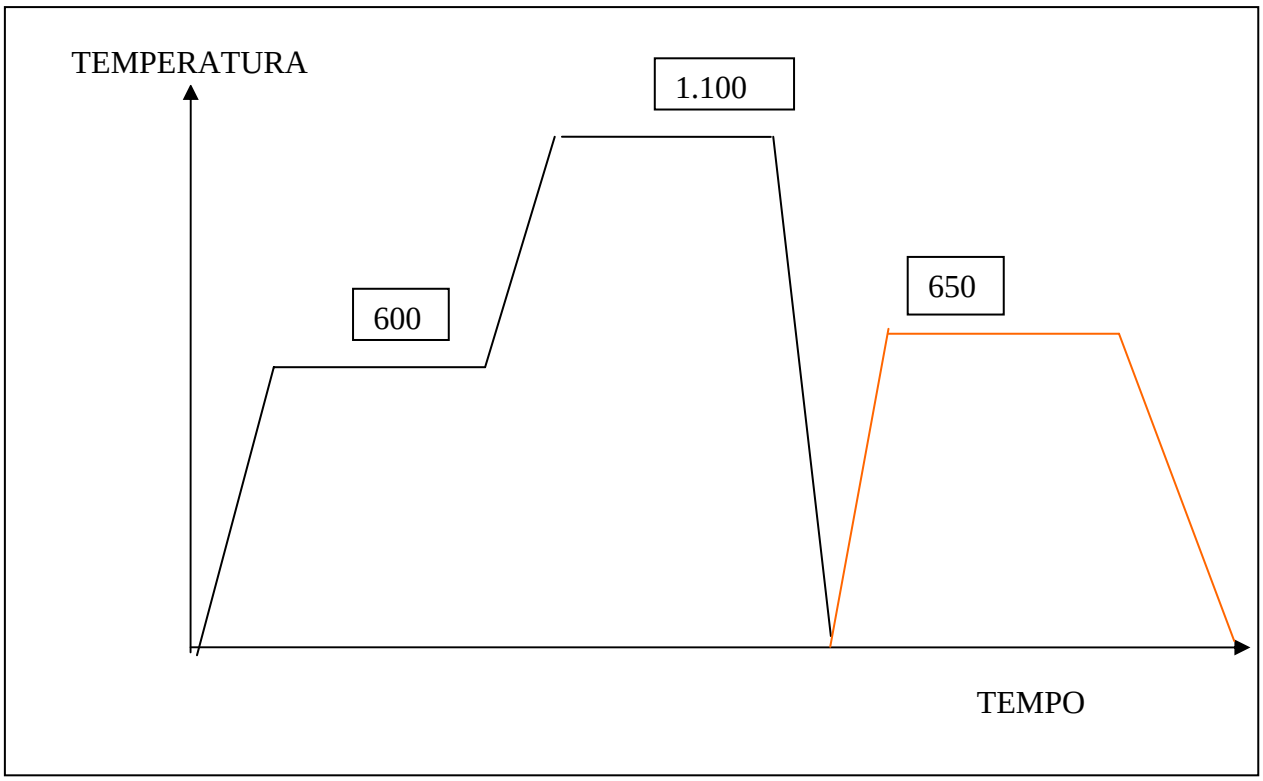


Figura 11 – ciclos de tratamentos térmicos com patamar intermediário

3.5) Encruamento

Encruamento nos corpos de prova apenas tratados termicamente

Para se obter o encruamento, foi utilizado um laminador duo reversível laboratorial para promover uma pré-deformação (5% na redução de espessura) e, posteriormente, utilizou-se um martelete preparador de corpos de provas, onde o número de impactos usados (100 vezes) foi tomado como o padrão.

Foram tomadas medidas de dureza Brinell, devido ao fato de que as principais referências bibliográficas sobre o aço base usarem essa escala.

Encruamento no ensaio de mandibulas

As mandíbulas foram colocadas em uso para o processo de britagem, que promoveu o

encruamento natural.

3.6) Análise Metalográfica

Foram separados um corpo de prova de cada liga, na condição bruta de fusão e, após tratamentos térmicos. Os exames de microestrutura, através de microscopia ótica, foram feitos após preparo das seções e ataque com reagente Vilela, tanto no Cefet- Ouro Preto quanto na Universidade Federal de Ouro Preto.

As camadas encruadas foram atacadas com nital 10% no laboratório metalográfico da Empresa Metso – Sorocaba - SP.

Os exames de microestrutura através da microscopia eletrônica de varredura, para identificação dos carbonetos de nióbio, foram feitos em equipamento tipo JEOL – JSM 5410, no Laboratório do Degeo da Universidade Federal de Ouro Preto – UFOP.

O preparo das seções polidas foi feito de forma convencional, onde o lixamento foi conduzido até a lixa de 1.200 mesh (carbeto de silício) e, posteriormente, o polimento foi realizado com pasta de diamante até ¼ μm.

3.7) Ensaios de Desgaste

Foram realizados dois tipos de ensaios de desgaste: Roda de Borracha, conforme norma G65-94 e em campo, como componente (mandíbula) de britador.

3.7.1) Ensaio de roda de borracha

3.7.1.1) Fundamentos

O ensaio de desgaste Roda de Borracha consiste em submeter o corpo de prova a contato indireto com uma roda, com bordas de borracha, que gira enquanto um abrasivo é deixado escoar entre ambos (corpo de prova e borracha).

A amostra é colocada perpendicular à bancada do equipamento e fixada de forma a tangenciar a roda, conforme a figura 12, através de uma válvula, o fluxo de abrasivo é regulado e passa por um tubo, que é direcionado para a parte superior do contato, [ASTM G65-94].

Um peso morto é colocado em um braço que forma uma alavanca pressionando a roda contra a amostra, conforme figura 12 abaixo:

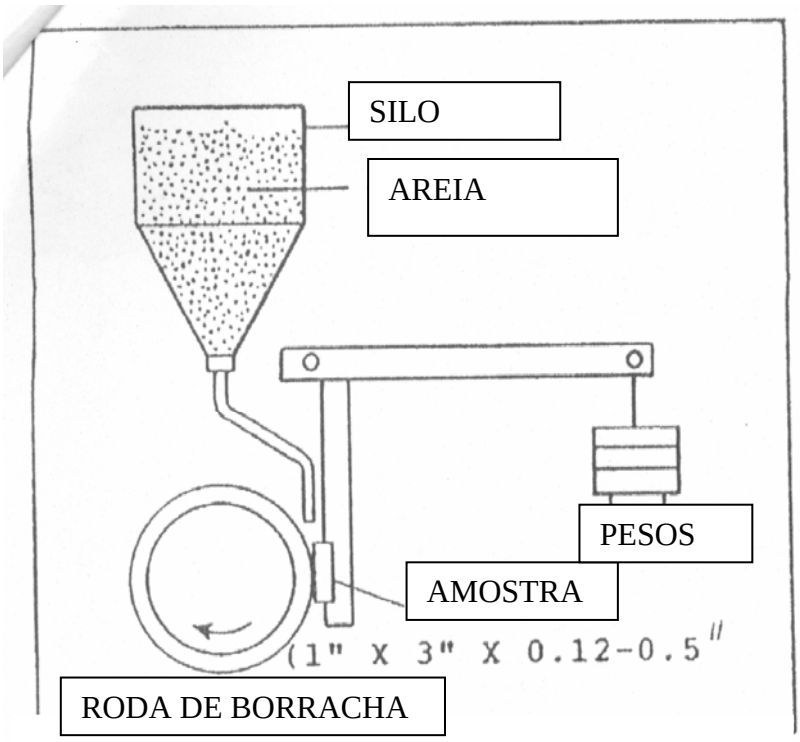


Figura 12 – Representação esquemática do equipamento da Roda de Borracha [Borik, 1976]

O equipamento usado nesse trabalho, denominado Triboflex, foi produzido pela equipe do Laboratório de Engenharia e Modificações de Superfícies (LEMS) no CETEC e possui um controlador de rotação da roda e um recipiente logo acima onde é colocado o abrasivo. A borracha na borda da roda possui dureza (60 ± 2)Shore.A.

De acordo com o procedimento A da norma G65-94, a velocidade de rotação foi de 200 rpm e o abrasivo (sílica) possui granulometria entre 150μm a 425μm, tendo sido alimentado com fluxo de 300 a 400 gramas por minuto. O peso morto colocado no braço de alavanca foi de 130N (± 13kg). As dimensões da roda são 228,6mm de diâmetro externo e largura de 12,7mm. O tempo de ensaio e posterior pesagem foi em tempos de 5', 10', 20' e 30'minutos totalizando 65' minutos.

Foram feitos testes em 16 corpos de prova com variadas composições e tratamentos térmicos, lembrando que as dimensões dos corpos de prova devem estar de acordo com as especificações das normas e porta-amostras existente.

O consumo médio de abrasivo por ensaio foi 10,5 kg de sílica por corpo de prova.

Como o controle de velocidade é realizado por meio de um inversor de freqüência, tornou-se necessária a criação da tabela 9 para conversão. Para isto foi utilizado um tacômetro.

Tabela 9 – Freqüência e Rotação do Motor Acionador do Sistema Triboflex

FREQUÊNCIA (Hz)	ROTACÃO (rpm)
6,8	25
12,9	50
25,5	100
38,0	150
50,6	200
60,0	237
62,7	250
65,0	257

3.7.1.2) Procedimento A da Norma ASTM G65-94:

- Preencher o reservatório de areia que deve conter areia normalizada;
- A vazão da areia deve estar compreendida entre 300 e 400 gramas por minuto. Isto significa que um volume de 100 ml deve ser preenchido no máximo 31 e no mínimo 24 segundos;
- A granulométria deve ser obtida por peneiramento da areia de grãos arredondados: nada menor que 150μm, 95% deve ser menor que 212μm, 5% deve ser menor que 300μm e nada deve ser maior que 425μm;
- Uma cortina uniforme de areia deve estar caindo entre a amostra e a roda de borracha;
- As amostras devem ter as dimensões de aproximadamente (12 x 25 x 50)mm para

se adaptarem ao porta-amostra disponível;

- As amostras devem ser limpas com bastante cuidado com solvente ou outro liquido limpador. Todo vestígio de oxidação ou sujeira deve ser removido antes do ensaio;
- Toda a manipulação das amostras após a limpeza devera ser feita com cuidado;
- Medir cuidadosamente a massa inicial de todas as amostras em balanca de precisão mínima de 0,001g e registre-as para posterior análise;
- O suporte da amostra deve estar colocado de tal modo que a amostra fique tangenciando a roda de borracha, até que a haste suporte esteja nivelada sem carga;
- Para o procedimento A (materiais de elevada dureza e mais resistentes à abrasão), a massa no suporte deve ser (6,630 ± 0,200)kg;
- A dureza da borracha do equipamento deve ser de (60 ± 2)Shore A;
- O diâmetro da roda de borracha deve ser de (215,9)mm no mínimo e de (228,6)mm no máximo; os diâmetros inicial e final devem ser medidos;
- O desgaste da roda de borracha deve ser uniforme, o que significa que ela deve estar sendo uniformemente desgastada ao longo do ensaio. Fique atento para eliminar qualquer ruído periódico não associado à rotação normal do motor;
- A cicatriz produzida na amostra deve ser simétrica, com a amostra bem paralela em relação a um plano vertical no ponto de contato com a roda, figura 4.3;
- Quando a amostra estiver montada e pronta para ensaio, programa-se o controlador de velocidade para o sistema utilizado.
- Após a máquina ter sido ligada, e com a chave liga/desliga desligada, coloca-se o parâmetro P009 = 2; o parâmetro P910 deverá ser posto igual a zero (P910 = 0); parâmetro P051 = 1 e os de P052 a P055 = 0; depois se coloca P006 = 0; a velocidade de rotação da roda programada no controlador deve ser de 200 rpm; para isso, o controlador deve ter o parâmetro P005 programado para 50. Liga-se então a chave liga/desliga. Isto aciona o motor;
- Coloca-se a carga no suporte, abre-se a vazão de areia, prepara-se o cronômetro e dispara-se o mesmo, colocando simultaneamente a amostra em contato com a roda em movimento. A duração do ensaio neste procedimento A é de 30 minutos e não deve ser interrompido (mas também foram realizados ensaios com outros tempos para que pudesse ser analisada a evolução da perda de massa, como será visto adiante);
- O número total de revoluções para o procedimento A é 6.000 voltas;

De acordo com a tabela 9r, pode-se utilizar o tempo de ensaio para cada tipo de material de acordo com Material de referência (mm^3), por exemplo:

- AISI D2 de procedimento A, AISI H13 procedimento B, Thin coatings procedimento C, AISI 4340 procedimento D e E, cada qual com um certo número total de revoluções e tempo de ensaio.

Tabela 10 - Norma *ASTM G65-94* e Parâmetros de Ensaio de Roda de Borracha

NORMA ASTM G65 - 94			**Parâmetros de Ensaio**		
Material de referência (mm^3)	**Procedimento (200 rpm)**	**Força aplicada à amostra (N) FIXA**	**Número total de revoluções**	**Abrasão Linear (m) FIXA[1]**	**Tempo**
AISI D2 35.665.2	**A Materiais mais resistentes à abrasão**	**130 (13.256360.3977 kgf)**	**6000**	**4309**	**30 min**
AISI H13 55.664.2	**B usado se A produz VL>100mm^3**	**130 (13.256360.3977 kgf)**	**2000**	**1436**	**10 min**
Thin coatings	**C**	**130 (13.256360.3977 kgf)**	**100**	**71.8**	**30 seg**
AISI 4340 91.165.4	**D Materiais menos resistentes à abrasão**	**45 (4.588760.1377 kgf)**	**6000**	**4309**	**30 min**
AISI 4340 49.262.9	**E Materiais pouco resistentes à abrasão**	**130 (13.256360.3977 kgf)**	**1000**	**718**	**5 min**

Depois de realizados os testes com obtenção de uma cicatriz semelhante à do aço padrão, notou-se que, para o aço alto manganês, o procedimento A seria o mais viável de acordo com a dureza do material e Norma *ASTM G65-94* (tabela 10).

De acordo com a figura da cicatriz, pode-se verificar que a amostra não mostrou-se bem nivelada/alinhada e com formato adequado, só conseguindo isso através de pedaços de chapa que permitiram o nivelamento da amostra, fazendo com que a cicatriz fica-se centrada.

Figura 13: Cicatriz do ensaio com roda de borracha no aço com molibdênio

Apenas como exemplo, pode se observar visualmente que o corpo de prova da esquerda na figura 13 (molibdênio – patamar intermediário – envelhecido) apresenta-se com

maior perda de massa em relação ao outro (nióbio - patamar intermediário – envelhecido).

3.7.1.3) Especificações do Abrasivo (NBR 7214):

A areia, para o ensaio em laboratório no equipamento com roda de borracha, deve possuir as seguintes características: areia silicosa (mínimo de 99% de SiO_2); estrutura monocristalina, com os grãos da areia entre 150μm e 425μm de tamanho médio.

Houve, portanto, a necessidade de se fazer o peneiramento da areia disponível e cedida pela ***Fundição Altivo,*** Contagem MG**,** e a Unidade de Tribologia do LEMS, do CETEC.

Foram efetuados testes com diferentes tempos, tendo-se então a evolução da perda de massa das amostras. Após esta etapa, a areia foi visualizada em um microscópio óptico do Laboratório de Metalografia do CETEC e nos laboratórios da UFOP.

Foram realizadas ainda medidas sobre a vazão do fluxo de areia abrasiva, especificadas de acordo com a Norma ***ASTM G65-94*** procedimento A.

A seguir na tabela 11 e figura 14, pode-se verificar a analise granulométrica do fornecedor do abrasivo onde são apresentadas a % retida nas referidas malhas que se seguem.

Tabela 11: Análise granulométrica de areia do fornecedor do abrasivo.

PENEIRA	%	PESO	FATOR	PRODUTO	MALHA(mm)
	RETIDA	MASSA			
10	0	0,00	5,00	0,00	2,000
16	0	0,00	7,50	0,00	1,190
20	0,020004001	0,01	11,50	0,12	0,840
30	0,780156031	0,39	20,00	7,80	0,590
40	6,981396279	3,49	30,00	104,70	0,420
50	21,48429686	10,74	40,00	429,60	0,297
70	41,60832166	20,80	50,00	1040,00	0,210
100	20,76415283	10,38	70,00	726,60	0,149
140	8,181636327	4,09	100,00	409,00	0,104
200	0,180036007	0,09	140,00	12,60	0,074
270	0	0,00	200,00	0,00	0,053
FUNDO	0	0,00	300,00	0,00	0,000

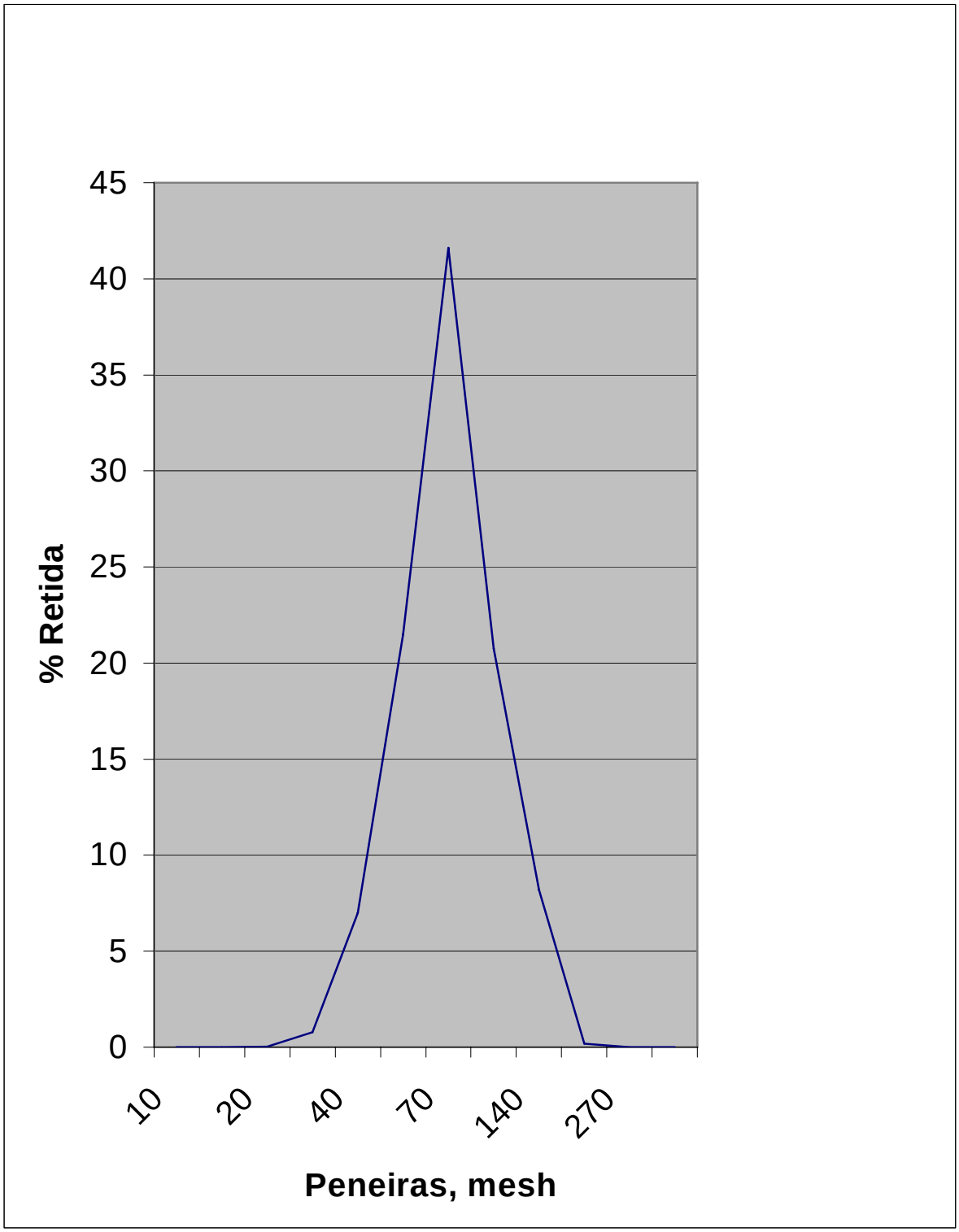


Figura 14: Análise granulométrica da areia

3.7.2) Ensaios de desgaste em campo - mandíbulas

3.7.2.1) Elaboração dos Corpos de Prova

Foram utilizadas mandíbulas fundidas, com dimensões 135 x 75 x 25mm. Simultaneamente à fundição dos corpos de prova, foram vazadas amostras coquilhadas para análises químicas. As figuras 15 e 16 mostram os moldes feitos em sistema pepset para vazamento das mandíbulas.

A liga classe A da ASTM A-128 serviu como uma referência para os valores encontrados no teste com as mandíbulas das ligas estudadas, apesar do intuito do trabalho ser a comparação somente das performances das ligas com molibdênio, nióbio e nióbio-boro. Apenas para esse teste o aço classe A foi usado, já que é uma liga bastante comercializada pelas fundições do Brasil e é interessante obter sua performance em relação às ligas desse estudo, já que suas propriedades mecânicas são conhecidas nas referências bibliográficas.

Foram utilizados moldes de areia aglomerada com resina de cura a frio (pepset).

Figuras 15 e 16 – moldes preparados para confecção das mandíbulas

As mandíbulas foram posteriormente solubilizadas e envelhecidas, conforme pode ser visto nas figuras 17 e 18, sendo que o tratamento térmico das mandíbulas seguiu os ciclos estabelecidos anteriormente na descrição dos ciclos de tratamento térmico.

Figura 17 – tratamento térmico

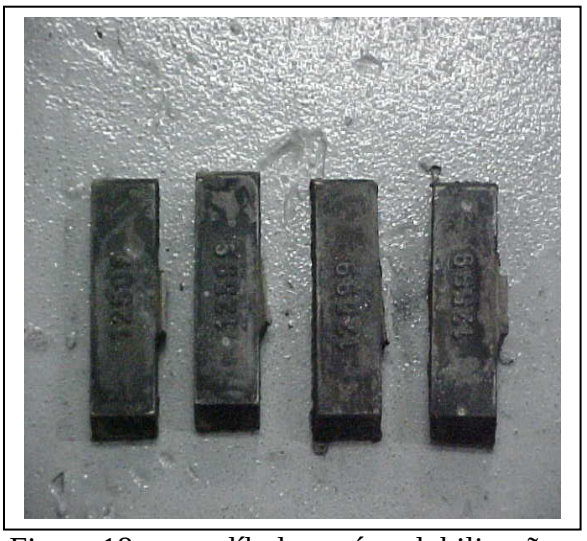


Figura 18 – mandíbulas após solubilização

Na figura 17, temos o aspecto do tratamento térmico das mandíbulas.

Na figura 18, aparecem algumas mandíbulas no estado após o tratamento térmico, mostrando uma superfície oxidada que tem quer ser removida para não falsear resultados.

Após o tratamento térmico, as mandíbulas foram usinadas para poder se efetuar os ensaios, como pode ser visto na figura 19, que mostra a vista lateral, evidenciando a espessura das mandíbulas, e a figura 20, que mostra a superfície usinada que, posteriormente, sofreria o desgaste durante os ensaios realizados.

Figura 19 – vista lateral (espessura) Figura 20 – superfície de trabalho (desgaste)

3.7.2.2) Caracterização Microestrutural e de Dureza dos Corpos de Prova

Em todas as mandíbulas, foram realizados testes de dureza antes de as colocar em trabalho. A caracterização microestrutural dos corpos de prova foi feita depois dos ensaios de desgaste e consistiu em exames metalográficos, com microscopia ótica. Os resultados apresentados correspondem a uma média de 3 séries de medidas. O ensaio de dureza macroscópico utilizado foi Brinell, com penetrador de esfera de aço e carga de 185 kgf. As médias apresentadas correspondem a uma série de 5 medidas.

Os registros fotográficos foram realizados com microscópio óptico, marca Olympus, sendo representativas dos materiais que vieram a ser desgastados nos ensaios em campo com britador (de abrasão).

Para revelação da microestrutura, as amostras foram cortadas em cut-off, lixadas e polidas até pasta de diamante 1um, seguida de ataque químico com reagente Nital 10%.

O encruamento superficial, após os ensaios, foi avaliado por meio de medidas de dureza e metalografia, além da observação em uma lupa de 25 vezes.

Com isso, foi possível medir a profundidade da camada encruada.

3.7.2.3) Caracterização dos Abrasivos dos Ensaios em Campo / Britagem (Mandíbulas)

O abrasivo utilizado foi granito, fornecido pela Pedreira Cantareira – SP, sendo que sua constituição mineralógica é apresentada na tabela 12.

Os abrasivos foram caracterizados por meio de análises granulométricas.

Tabela 12 – Constituintes Minerais de Granito

Dados fornecidos por Embu S/A Engenharia e Comércio

Constituinte	Quartzo	Feldspato microclínico	Plagioclásio	Micas	Outros
Fração volumétrica (%)	17,9	23,1	24,4	17,7	6,9
Microdureza Vickers (HV) típica	2012	1206-1288		64	

A granulometria fornecida foi “Brita Tipo 1”, com a granulometria situada entre malhas de ¾ e ½”. Percebeu-se que, com a homogeneização do material realizada por quarteamento em pilhas, uma parcela do produto fornecido não ficou retido na de malha ½” (12,70 mm).

De forma a obter-se um material com granulometria mais concentrada, arbitrou-se a malha ½” como diferencial de granulometria, sendo o produto abaixo da mesma designado como “Brita Fina” (BF), que foi descartada e acima como “Brita Grossa” (BG), que foi usada nos ensaios e que pode ser vista na figura 21.

Figura 21 – Fotografia ilustrando granulometria de alimentação Brita Grossa (BG)

Após os ensaios de britagem, com uma abertura de 6 mm entre as mandíbulas na posição fechada, obtivemos um material que se caracterizava por uma concentração de cerca de 70% nas peneiras de 3/8” (9 mm), 1/4” (6 mm) e 4,76 mm. A figura 22 mostra esse material.

Figura 22 – Fotografia ilustrando granulometria do produto britado

3.7.2.4) Características do Ensaio em Campo /Britagem (Mandíbulas)

3.7.2.4.1) Descrição do Equipamento

Os ensaios de desgaste foram realizados em um britador de mandíbulas, de fabricação FAÇO, apresentado nas figuras 23 e 24.

Figuras 23 e 24 – Fotografias do britador de mandíbulas do laboratório da Faço II

Um detalhe do posicionamento das mandíbulas pode ser visto na figura 25.

A mandíbula fixa será denominada MF, e a móvel, MM.

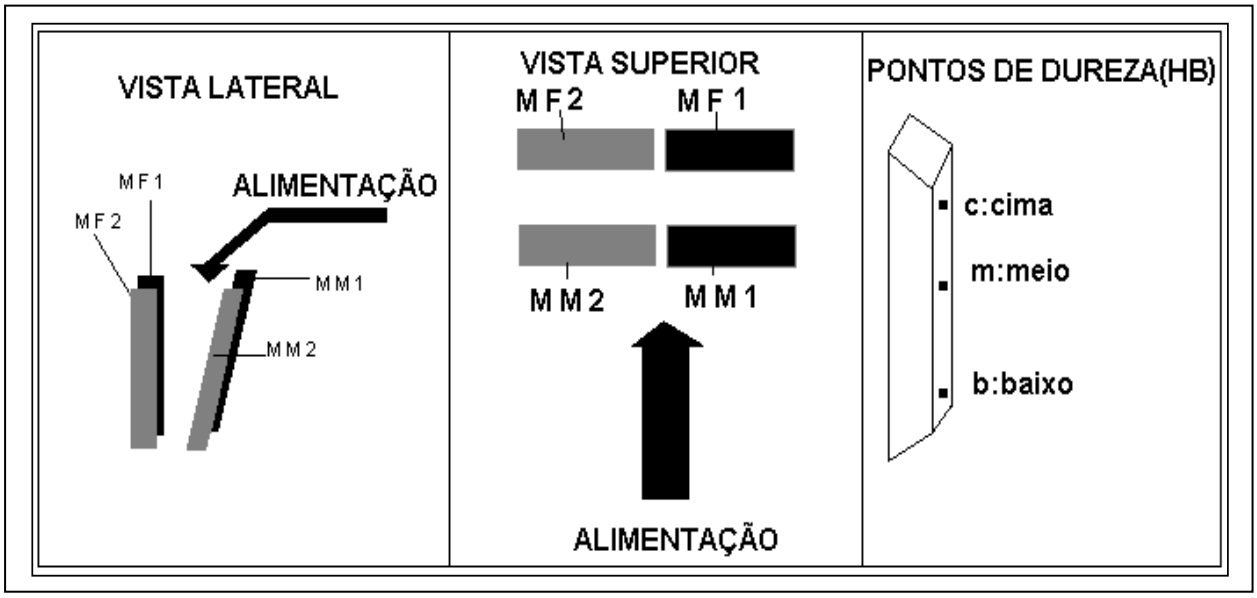


Figura 25 – detalhes dos posicionamentos das mandíbulas

Nas fotos 26 e 27, podemos ver como as mandíbulas foram posicionadas no britador.

Figura 26 e 27 – Detalhe do posicionamento para mandíbulas móvel e fixa.

A posição entre mandíbulas mostrada nas figuras 26 e 27 possui uma posição abertura e outra fechada, em função do movimento que a mandíbula móvel executa durante a compressão dos abrasivos.

Um esquema ilustrando os parâmetros do equipamento pode ser visto na figura 28.

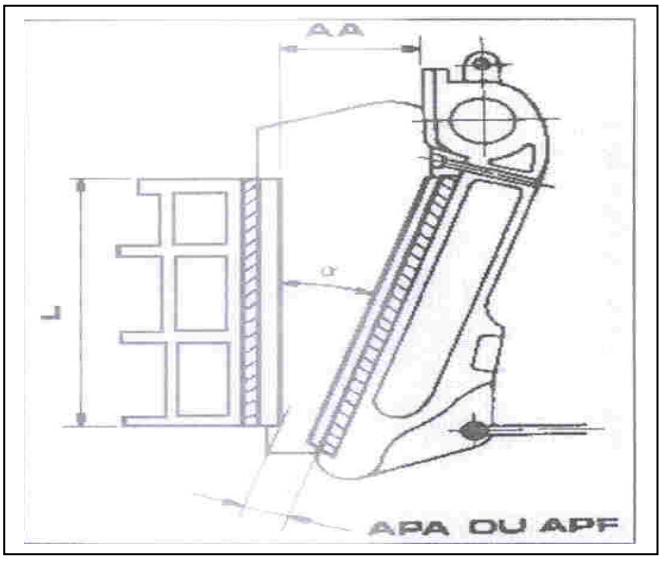


Figura 28 – Esquema ilustrando parâmetros do ensaio de britador de mandíbulas.

L = comprimento da câmara; AA= abertura de alimentação; APA = abertura de saída, posição aberta; APF = abertura de saída, posição fechada e; α = ângulo de esmagamento.

O equipamento possui um compartimento para os abrasivos com capacidade de 500 kg,

quantidade esta alimentada por vez.

3.7.2.4.2) Caracterização do Abrasivo

A carga de granito foi determinada em balança com capacidade máxima de 1.000 kg, enquanto que a perda de massa das mandíbulas foi determinada em balança eletrônica com precisão de 0,01 g.

A tabela 13 mostra a distribuição granulométrica do abrasivo empregado na alimentação.

Tabela 13 – Brita Grossa – Alimentação

Tamanho (mm)	% Massa retida	% Retida Acumulada	% Passante
25,40	0	0	100
19,10	7,2	7,2	92,8
12,70	87,7	94,9	5,1
12,00	5,1	100	0,0

3.7.2.4.3) Propriedades Físicas do Granito

A microdureza característica do granito é de 1.350 HV, podendo ser maior ou menor em função dos seus minerais constituintes, o que pode ser explicado pela heterogeneidade deste minério, composto de 3 fases (quartzo, feldspato e mica), e pela possibilidade de interação entre os microconstituintes em relação à carga aplicada pelo penetrador.

Por exemplo, uma medida feita em quartzo cercado por mica é diferente de uma medida em quartzo cercado por feldspato.

Nos dois casos, há diferenças na forma em que o microconstituinte é restringido e variações nas medidas são decorrentes deste tipo de interação.

3.7.2.4.4) Aspectos a serem considerados para esse tipo de ensaio

Na literatura, temos poucos trabalhos com esse tipo de ensaio.

Misra et al. [1982] consideram o britador de mandibulas laboratorial como uma versão compacta do ensaio proposto pela norma ASTM G-81-83 (89), e que a quantidade de abrasivos para reprodutividade dos ensaios é de 90 kg, diferentemente dos 908 kg sugeridos

pela norma ASTM G-81-83 (89).

Entretanto, nem a norma e nem o trabalho de Blickensderfer [1988] e colaboradores detalham o porque da escolha das referidas quantidades de abrasivo como ponto criterioso do ensaio.

A adoção de determinada quantidade para se fazer o ensaio depende então do desenvolvimento que se queira dar e a reprodutividade que se achar coerente com a aplicação.

Os resultados desses ensaios são apresentados em função de taxas, ou seja, perda de massa das mandibulas a cada intervalo de britagem pelo peso inicial de cada mandibula.

Foi escolhida então a quantidade para cada corpo de prova divididos em três bateladas de 30kg, 60kg e 60kg cada uma, totalizando 150 kg de granito para cada amostra e promovendo-se um estudo da variação gradual dos fatores medidos, tais como perda de massa e taxa de desgaste.

As perdas de massa e as taxas de desgaste foram calculadas em cima desses lotes.

Para não termos de analisar outros fatores que influenciam o ensaio, a alimentação do abrasivo teve uma granulometria constante, conforme comentado anteriormente, de ¾ a ½”..

Outro fator mantido constante foi a abertura entre as mandibulas, no valor de 6 mm.

CAPÍTULO IV

Apresentação e Discussão dos Resultados

4.1) Metalografia

4.1.1) Metalografia dos corpos de prova tratados termicamente, sem desgaste

A análise metalográfica mostra fotomicrografias bastante interessantes para as 3 ligas, com contornos de células dendríticas, presença de carbonetos, além de boretos na terceira liga, conforme fotos anexas.

As estruturas brutas de fusão (figuras 30, 31 e 32) apresentam carbonetos nos contornos de grão e também no interior dos grãos, resultado da solidificação na areia. Ficam evidentes os contornos das dendritas de austenita originais de solidificação.

É uma estrutura frágil e instável, que necessita ser tratada termicamente.

A liga de molibdênio tem a matriz austenítica com a presença de carboneto de molibdênio Mo_2C, maciço, conforme referências bibliográficas da Russ [1995]. Nas amostras envelhecidas, aparecem carbonetos precipitados. Ocorrem ainda segregações de composição química, evidenciadas pelas várias tonalidades de cor após o ataque.

As estruturas sem o revenido posterior estão bem limpas e os pontos escuros que aparecem não são carbonetos, são apenas inclusões no metal devido ao processo de aciaria, aspecto bastante claro na figura 35.

A liga nióbio apresenta a matriz austenítica com a presença de eutético de carboneto de nióbio NbC, na forma do que se costuma chamar “escrita chinesa”, praticamente em todas as metalografias apresentadas. A composição química foi obtida por microscopia eletrônica de varredura, associada com o EDS para se determinar a composição química no Departamento de Geociências da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - USP, conforme pode ser visto abaixo na figura

Esses eutéticos de carboneto de nióbio não se dissolveram e são esperados de aumentar a resistência à abrasão desses aços em relação ao aço manganês padrão.

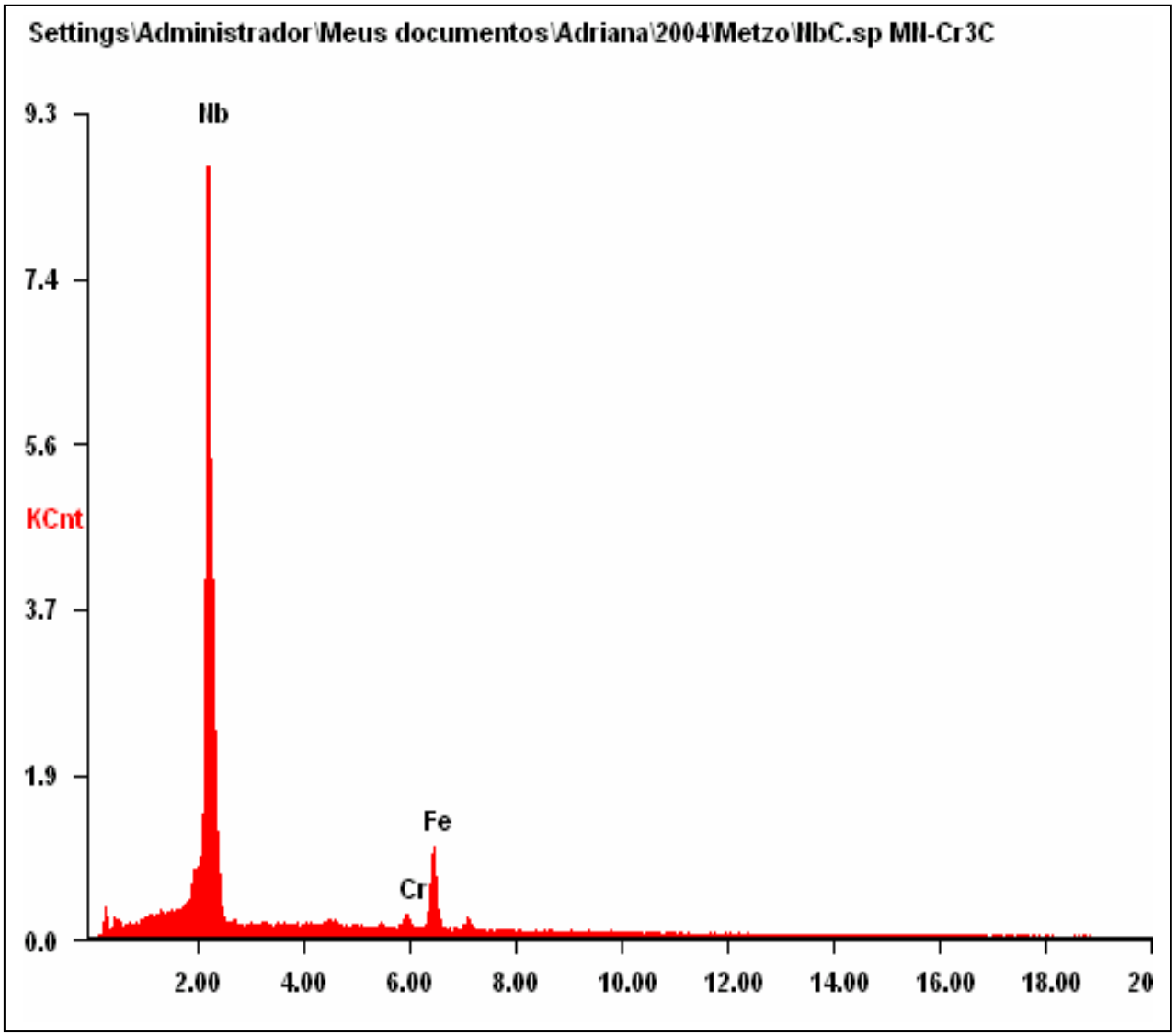


Figura 29 – Espectro da análise química do carboneto de nióbio por EDS

Tabela 14 – composição química do carboneto de nióbio obtida por EDS

Elemento	Porcentagem em peso %	Porcentagem atômica %
Nb	83.99	75.87

Cr	0.68	1.10
Fe	15.33	23.03

A liga que mais sofreu alteração em relação ao patamar de aquecimento a 600ºC foi a liga com nióbio-boro, apresentando estruturas finais bastante diferentes, pois temos agulhas de boretos de ferro (tom azulado) apenas quando o patamar é empregado.

A liga à base de nióbio-boro tem a matriz austenítica com a presença de carboneto de nióbio (NbC), além de boretos de ferro em tons azulados, conforme a referência Kurzydlowski [1995]. As amostras de nióbio-boro, que sofreram envelhecimento, apresentam precipitação de alguns carbonetos na microestrutura. O aquecimento com um patamar a 600ºC mostra uma estrutura mais homogênea e mais limpa de carbonetos.

Algumas inclusões são vistas nas fotomicrografias, devido ao processo de elaboração da liga na aciaria.

AMOSTRAS BRUTAS DE FUSÃO

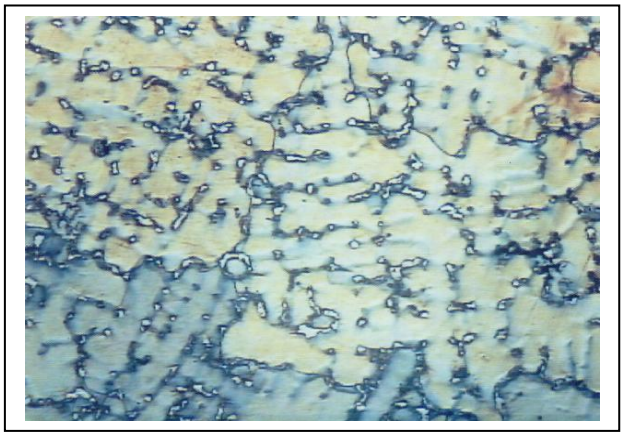


Fig. 30 - Amostra de molibdênio bruta de fusão – 100X

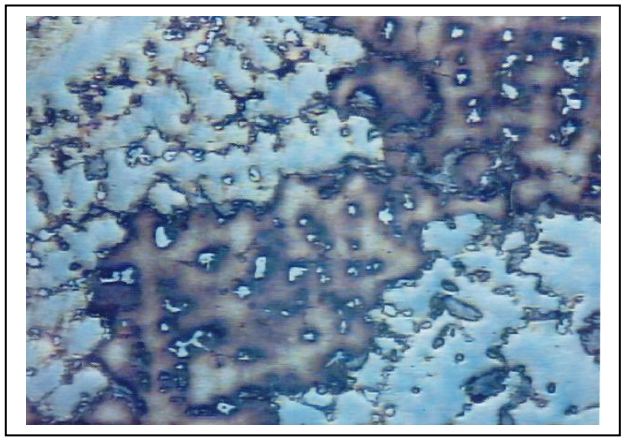


Fig. 31 - Amostra de nióbio bruta de fusão – 100X

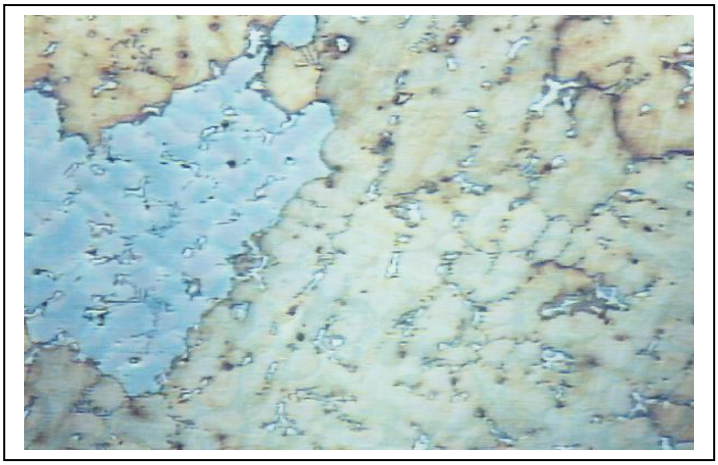
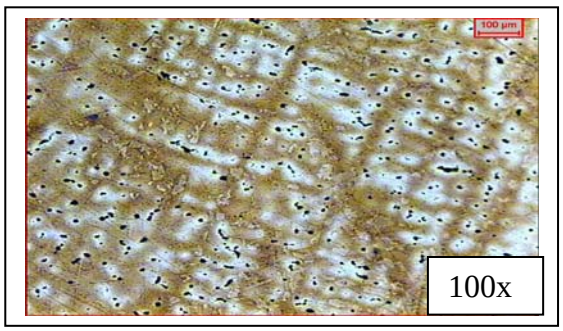


Fig. 32 - Amostra de nióbio-boro – bruta de fusão – 100X

AMOSTRAS À BASE DE MOLIBDÊNIO



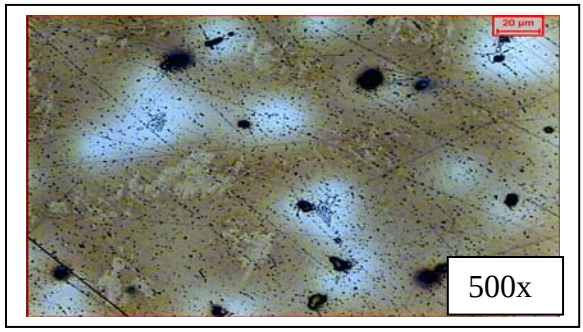
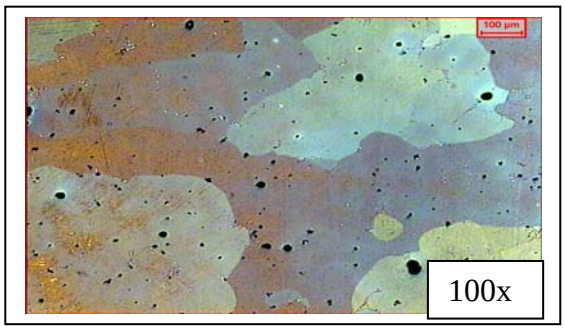


Fig. 33 (a/b) - Amostra de molibdênio – sem patamar intermediário – sem envelhecimento



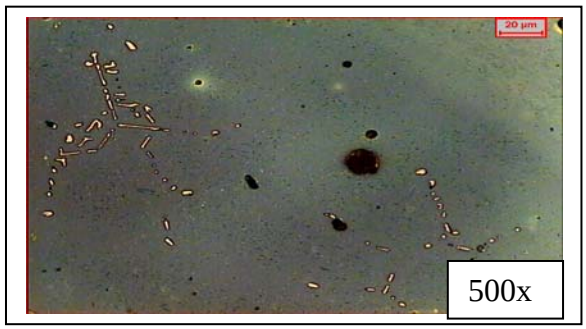
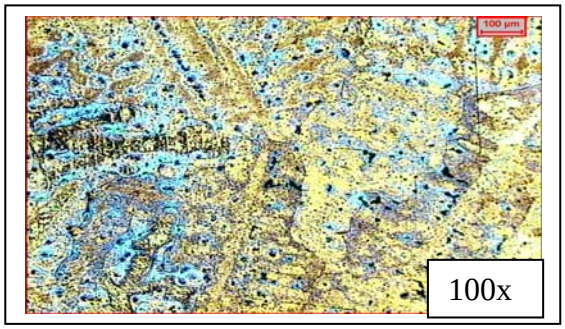


Fig. 34 (a/b) - Amostra de molibdênio – com patamar intermediário – sem envelhecimento



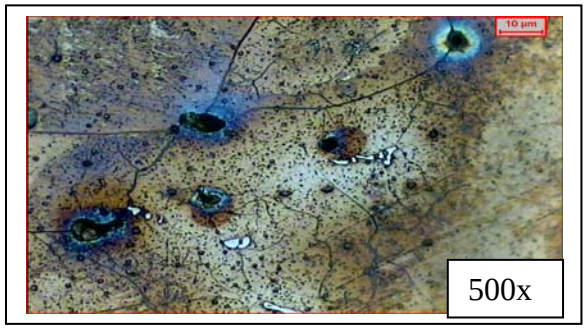
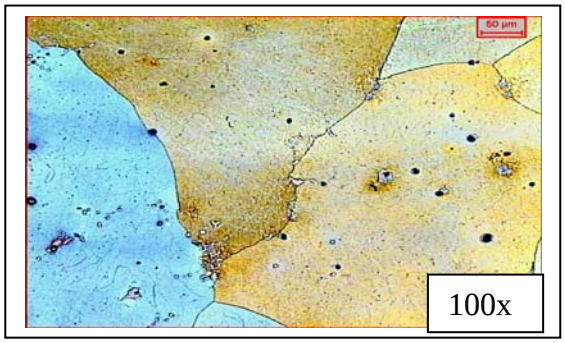


Fig. 35 (a/b) - Amostra de molibdênio – sem patamar intermediário – com envelhecimento



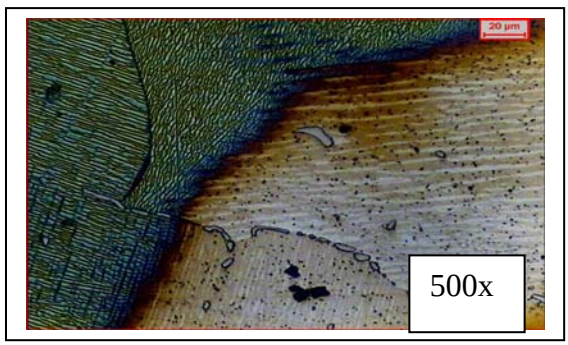


Fig. 36 (a/b) - Amostra de molibdênio – com patamar intermediário – com envelhecimento

AMOSTRAS À BASE DE NIÓBIO

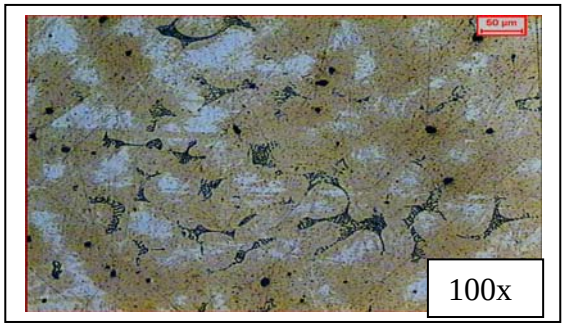


Fig. 37 (a/b) - Amostra de nióbio – sem patamar intermediário – sem envelhecimento

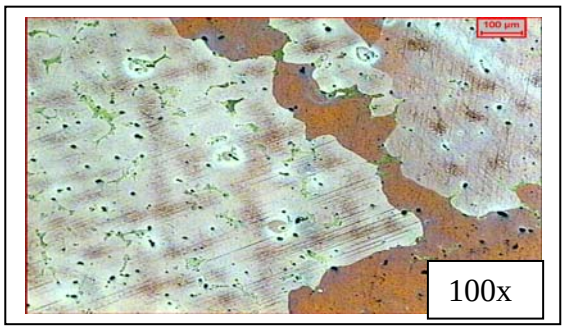
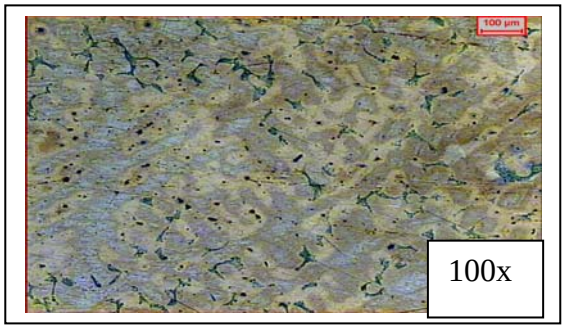


Fig. 38 (a/b) - Amostra de nióbio – com patamar intermediário – sem envelhecimento



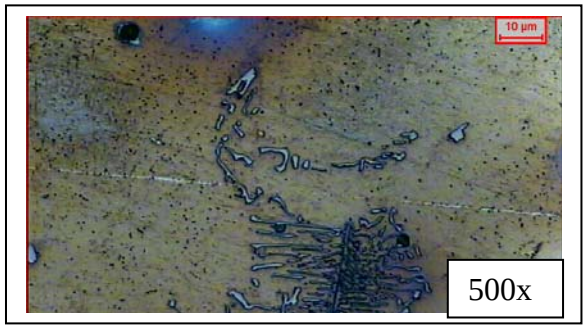


Fig. 39 (a/b) - Amostra de nióbio – sem patamar intermediário – com envelhecimento

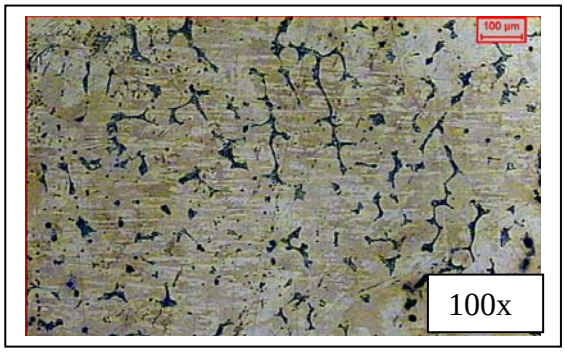


Fig. 40 (a/b) - Amostra de nióbio – com patamar intermediário – com envelhecimento

AMOSTRAS À BASE DE NIÓBIO-BORO

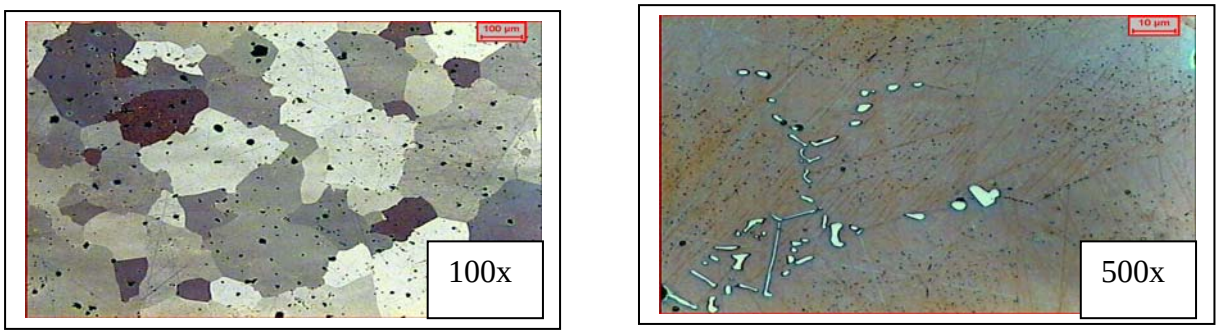


Fig. 41 (a/b) - Amostra de nióbio-boro – sem patamar intermediário – sem envelhecimento

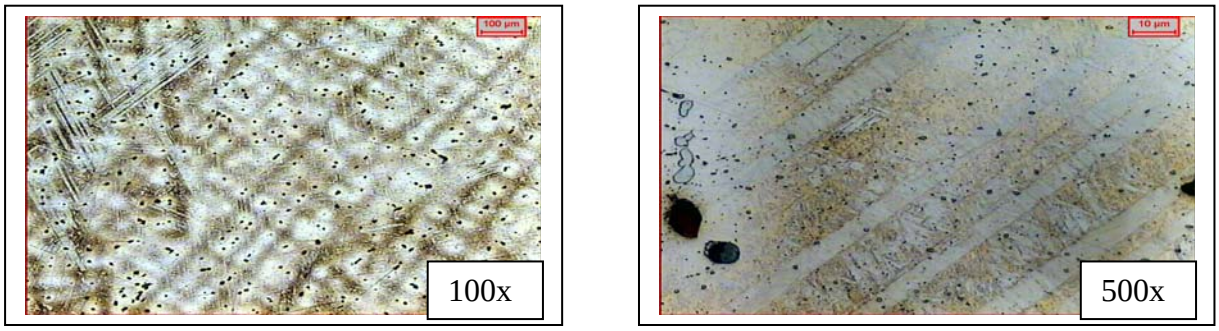


Fig. 42 (a/b)- Amostra de nióbio-boro – com patamar intermediário – sem envelhecimento

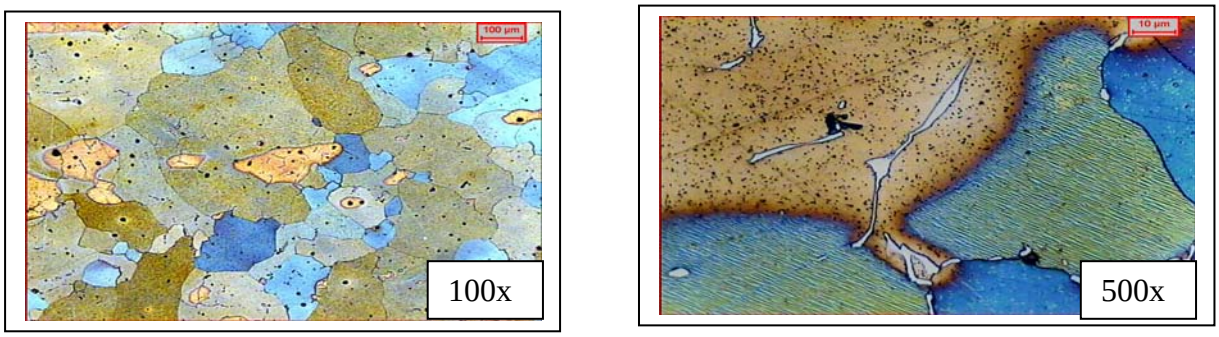


Fig. 43 (a/b) - Amostra de nióbio-boro – sem patamar intermediário – com envelhecimento

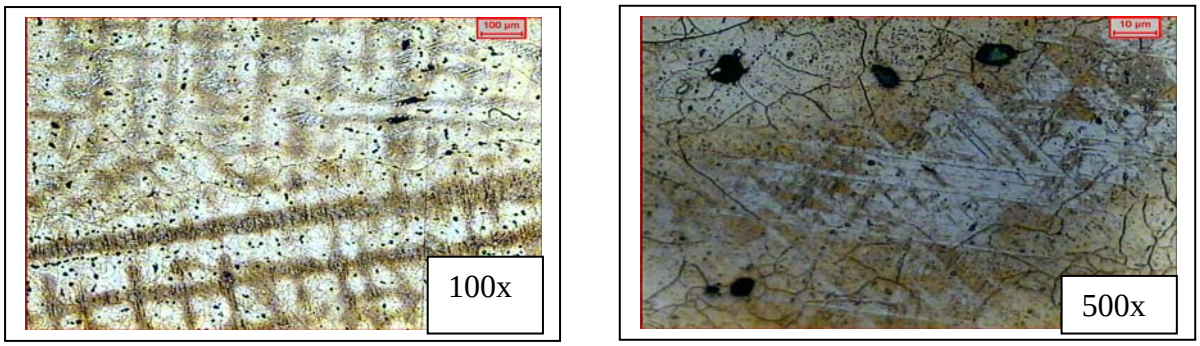
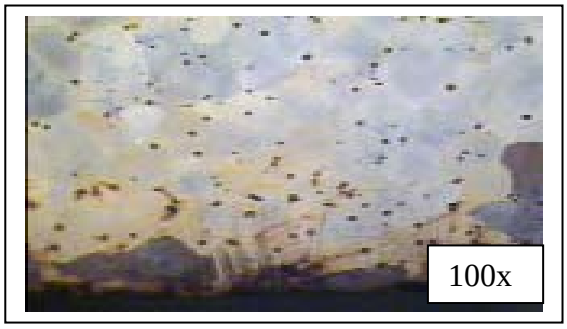


Fig. 44 (a/b) - Amostra de nióbio-boro – com patamar intermediário – com envelhecimento

4.1.2) Metalografia dos corpos de prova tratados termicamente, com desgaste

A análise metalográfica mostra as estruturas das camadas encruadas, com presença forte de maclas de deformação. Foram colocadas apenas algumas micrografias de camadas encruadas por serem semelhantes e as espessuras não variaram tanto após a britagem.



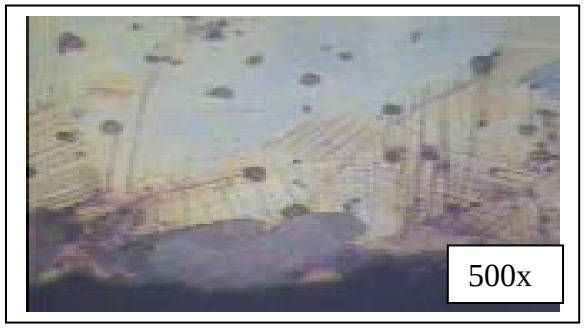
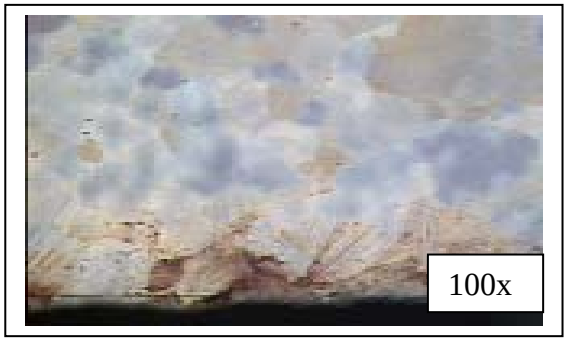


Fig. 45 (a/b) – camadas encruadas após britagem – aço classa A – mandíbula móvel



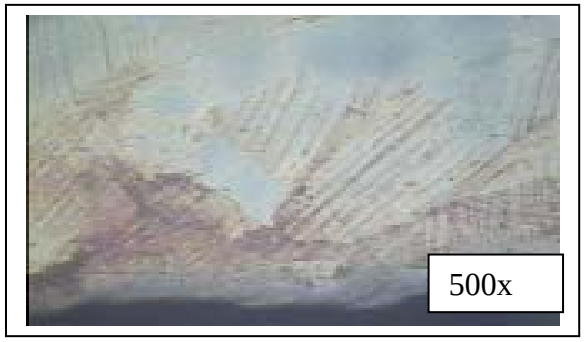


Fig. 46 (a/b) – camadas encruadas após britagem – aço classa A – mandíbula fixa

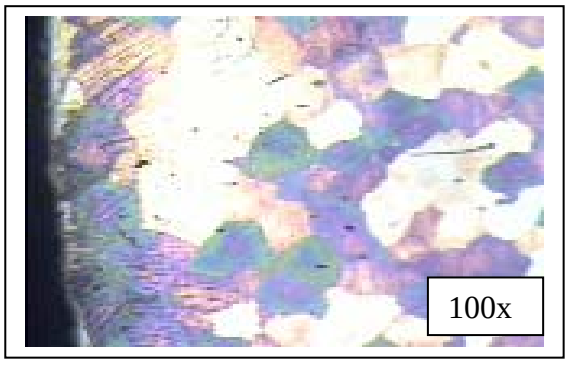
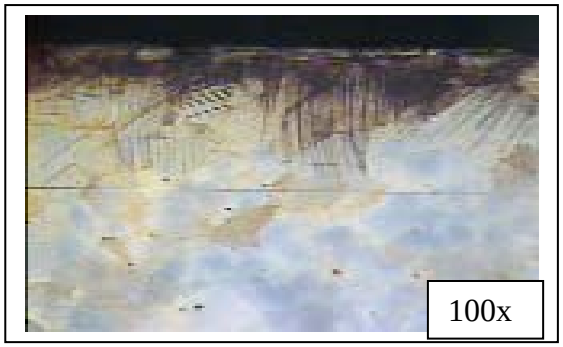


Fig. 47 (a/b) – camadas encruadas – nióbio c/patamar - envelhecido - mandíbula móvel



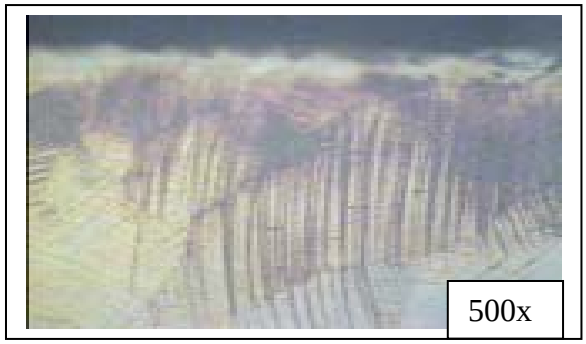


Fig. 48 (a/b) – camadas encruadas – nióbio c/patamar - envelhecido - mandíbula fixa

4.2) Dureza

4.2.1) Durezas após os ciclos de tratamento térmico

Abaixo, tem-se os resultados das durezas após os vários ciclos de tratamentos térmicos, sem qualquer deformação, com seus desvios-padrão em cada célula após 5 medidas.

Tabela 15 – Dureza Brinell após tratamentos térmicos sem deformação

(esfera: 25 mm; carga: 187,5)

	Bruta de fusão BF	Aquecimento direto AD	Aquecimento com patamar AP	Aquecimento Direto/ revenido AD/R	Aquecimento com patamar/ revenido AP/R
Liga 2% Mo	200 dv = 2,.33	210 dv = 3,01	210 dv = 2, 893	230 dv = 2, 14	240 dv = 2,43
Liga 0,4%Nb	190 dv = 1,98	215 dv = 3,54	220 dv = 2.38	266 dv = 2,67	235 dv = 3,12
Liga 0,4%Nb/ 80 ppm B	200 dv = 1,59	210 dv = 2,46	215 dv = 2,33	235 dv = 2.,61	230 dv = 2,76

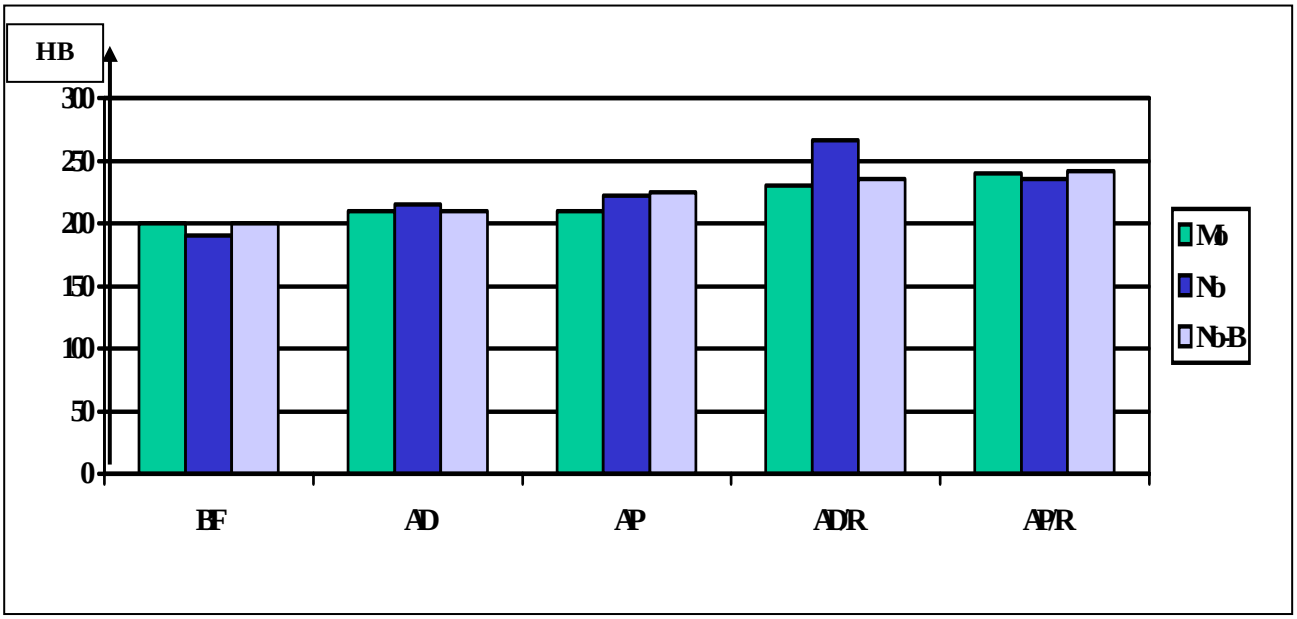


Figura 49: Dureza Brinell de amostras no estado bruto de fusão e após tratamentos térmicos

Pela tabela 15, vê-se que o patamar no aquecimento não alterou de forma significativa essa propriedade, porém, o envelhecimento a 600ºC aumentou a dureza em todas as ligas, confirmando o efeito endurecedor desse tratamento.

Além disso, a dureza das amostras envelhecidas mostra valores mais altos em relação àquelas sem o tratamento citado.

4.2.2) Durezas após processo de encruamento por martelamento

Abaixo, tem-se os resultados das durezas após os vários ciclos de deformação mecânica através de pré-deformação e martelamento, com os desvios-padrão em cada célula.

Tabela 16 – durezas após encruamento por martelamento (média de 5 medidas)

Dureza Brinell (esfera: 25 mm; carga: 187,5)

	Aquecimento direto	Aquecimento com patamar	Aquecimento Direto/ revenido	Aquecimento com patamar/ revenido
Liga 2% Mo	380 dv = 2,89	370 dv = 2, 53	400 dv = 2, 31	390 dv = 1,95
Liga 0,4%Nb	380 dv = 1,73	390 dv = 2,01	400 dv = 2,22	410 dv = 2,29
Liga 0,4%Nb/ 80 ppm B	390 dv = 2,91	390 dv = 2,04	415 dv = 1,75	430 dv = 2,09

Pela tabela 16, vê-se que o encruamento provocado pela pré-deformação por laminação e posterior martelamento, através do martelete preparador de corpo de prova, resultou em um aumento significativo de dureza, o que era de se esperar pelo comportamento tradicional desse tipo de aço, que se encrua quando está em serviço.

Além disso, as amostras que sofreram envelhecimento após a solubilização apresentaram um valor mais elevado de dureza.

4.2.3) Durezas após ensaio em campo (de mandibulas)

Após os ensaios em campo (mandíbulas), foram medidas as durezas obtidas antes de entrarem em operação e após cada ciclo de trabalho, conforme comentado no desenvolvimento.

Normalmente, a parte de baixo da mandíbula apresenta uma dureza maior que a parte de cima. Na prática, as empresas trocam as mandíbulas de posição, ou seja, invertem as mesmas para trabalhar com o máximo de desempenho e durar mais.

Tabela 17 - LIGA ASTM – CLASSE A – MANDIBULA MOVEL

	As mandíbulas classe A – ASTM 128 foram apenas solubilizadas a 1.100 graus.											
	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo
Dureza inicial	200	201	197	198	205	202	198	203	210	206	207	215
Depois de 30 kg	269	269	302	285	297	312	245	271	298	250	275	294
Depois de 90 kg	326	305	356	345	356	369	333	350	364	341	350	376
Depois de 150 kg	355	376	398	361	389	402	365	372	388	364	381	399

Tabela 18 - LIGA ASTM CLASSE A – MANDIBULA FIXA

	As mandíbulas classe A – ASTM 128 foram apenas solubilizadas a 1.100 graus.											
	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo
Dureza inicial	198	199	204	202	210	215	191	203	213	198	207	219
Depois de 30 kg	244	261	310	272	297	331	254	279	314	261	287	322
Depois de 60 kg	324	334	365	345	365	376	323	351	356	339	358	366
Depois de 90 kg	349	368	395	354	378	400	339	375	380	350	368	382

Cada medida da liga classe A / ASTM A128, que serviu de referencia, foi uma média dos 3 ensaios para cada ciclo de tratamento termico.

Tabela 19 - LIGA 2% Mo – MANDIBULA MOVEL

	Aquecimento direto			Aquecimento com patamar			Aquecimento Direto/ revenido			Aquecimento com patamar/ revenido		
	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo
Dureza inicial	215	219	234	223	221	231	207	219	229	233	230	224
Depois de 30 kg	255	254	270	267	297	288	254	266	287	301	310	319
Depois de 60 kg	323	345	378	359	388	376	345	354	398	399	406	410
Depois de 90 kg	454	453	498	436	476	498	444	461	505	449	459	488

Tabela 20 - LIGA 2% Mo – MANDIBULA FIXA

	Aquecimento direto			Aquecimento com patamar			Aquecimento Direto/ revenido			Aquecimento com patamar/ revenido		
	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo
Dureza inicial	201	209	209	221	229	219	211	196	200	229	234	239
Depois de 30 kg	278	281	289	281	311	315	271	278	297	323	348	435
Depois de 60 kg	341	367	397	379	402	414	367	386	416	424	431	456
Depois de 90 kg	464	483	511	451	489	512	447	481	523	467	480	520

Tabela 21 - LIGA 0,4% Nb – MANDIBULA MOVEL

	Aquecimento direto			Aquecimento com patamar			Aquecimento Direto/ revenido			Aquecimento com patamar/ revenido		
	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo
Dureza inicial	198	198	209	202	208	207	187	198	234	207	215	215
Depois de 30 kg	215	221	231	234	244	256	232	253	267	238	249	259
Depois de 60 kg	337	360	389	345	356	371	344	370	382	351	378	391
Depois de 90 kg	449	458	479	434	455	481	451	466	499	460	466	497

Tabela 22 - LIGA 0,4% Nb – MANDIBULA FIXA

	Aquecimento direto			Aquecimento com patamar			Aquecimento Direto/ revenido			Aquecimento Com patamar/ revenido		
	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo
Dureza inicial	201	198	210	199	213	207	190	221	201	201	198	215
Depois de 30 kg	220	228	239	249	257	267	255	272	289	246	259	274
Depois de 60 kg	345	373	397	356	367	388	352	382	401	362	391	404
Depois de 90 kg	459	471	489	442	461	496	462	479	521	471	483	515

Tabela 23 - LIGA 0,4% Nb / 80 ppm B – MANDIBULA MOVEL

	Aquecimento direto			Aquecimento com patamar			Aquecimento Direto/ revenido			Aquecimento com patamar/ revenido		
	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo
Dureza inicial	187	202	207	224	211	229	215	214	215	235	196	219
Depois de 30 kg	218	220	233	229	243	260	236	259	262	251	259	266
Depois de 60 kg	345	359	387	349	360	370	347	381	389	354	383	401
Depois de 90 kg	444	466	482	430	444	469	454	471	498	455	470	512

Tabela 24 - LIGA 0,4% Nb / 80 ppm B – MANDIBULA FIXA

	Aquecimento direto			Aquecimento com patamar			Aquecimento Direto/ revenido			Aquecimento com patamar/ revenido		
	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo	Cima	Meio	Baixo
Dureza inicial	198	224	211	223	217	208	210	199	221	233	241	229
Depois de 30 kg	229	231	243	243	246	257	244	271	277	262	271	280
Depois de 60 kg	354	370	401	363	372	384	352	390	401	361	392	422
Depois de 90 kg	462	478	492	446	449	478	463	481	506	466	481	523

Pode-se observar que as durezas são mais altas nas partes de baixo das mandíbulas, devido ao esforço solicitante nesse tipo de ensaio. Além disso, as amostras que sofreram envelhecimento também apresentam dureza mais alta.

4.3) Ensaios de desgaste

4.3.1) Ensaio de Roda de Borracha

O ensaio de roda de borracha foi feito, levando-se em conta as perdas de massa ao longo dos tempos padronizados que foram escolhidos em 5, 10, 20 e 30 minutos.

Nos quadros a seguir, foram colocados os seguintes valores:

- massa inicial de cada corpo de prova (gramas);
- massa após cada ciclo de 5, 10, 20 e 30 minutos (gramas);
- perda de massa após cada ciclo (gramas x 1.000);
- perda de massa acumulada = somatório das perdas após cada ciclo;
- taxa de desgaste = perda de massa/tempo (gramas x 1.000/min);
- perda de massa relativa = perda de massa/peso inical (%);
- perda relativa acumulada = perda de massa acumulada/peso inicial (%);
- taxa de desgaste relativa = taxa de desgaste/peso inicial (%);

A resistência ao desgaste foi determinada dos seguintes modos:

- pela perda de peso acumulada, relativa ao peso inicial, expressa em porcentagem;
- pela perda de peso simples, relativa ao peso inicial, expressa em porcentagem.

Optou-se por colocar também a perda de massa relativa e a taxa de desgaste relativa pela diferença de pesos iniciais e quantidades de material removidas de cada corpo de prova.

Com isso, os percentuais dão uma idéia melhor de como foi o comportamento de cada amostra nos ciclos a que foram submetidas.

Houve um problema com a amostra 212 (nióbio com aquecimento direto e envelhecimento/revenido posterior), que sofreu uma maior descarbonetação e a usinagem pegou essa região. Por isso, o valor correspondente do seu desgaste foi mais alto em relação às outras amostras de nióbio.

Acredita-se que ela atingiria os patamares que outras amostras dessa liga atingiram.

Tabela 25 - Amostra 111 **(molibdênio)**

aquecimento direto

sem revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	74,12	73,94	73,64	73,14	72,53
Perda (g)		181,1	288,5	504,7	607,1
Acumulado (g)		181,1	469,5	973,7	1580,8
Tx Desgaste		36,22	28,85	25,20	20,24
Perda relat. (%)		0,24	0,38	0,68	0,82
Perda rel. ac. %		0,24	0,64	1,32	2,14
Taxa relat. (%)		0,049	0,039	0,034	0,027

Tabela 26 - Amostra 112 **(molibdênio)**

Aquecimento direto

com revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	77,78	77,58	77,23	76,73	76,09
Perda (g)		191,7	349,9	498,5	644,6
Acumulado (g)		191,7	541,6	1040,1	1684,7
Tx Desgaste		38,33	34,99	24,93	21,49
Perda relat. (%)		0,25	0,45	0,64	0,83
Perda rel. ac. %		0,25	0,70	1,34	2,17
Taxa relat. (%)		0,049	0,045	0,032	0,028

Tabela 27 - Amostra 121 **(molibdênio)**

patamar de aquecimento

sem revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	78,17	77,99	77,67	77,18	76,53
Perda (g)		184,6	310,9	496,8	646,7
Acumulado (g)		184,6	495,5	992,3	1639
Tx Desgaste		36,93	31,09	24,84	21,56
Perda relat. (%)		0,24	0,40	0,64	0,83
Perda rel. ac. %		0,24	0,63	1,27	2,10
Taxa relat. (%)		0,048	0,040	0,032	0,028

Tabela 28 - Amostra 122 **(molibdênio)**

patamar de aquecimento

com revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	75,88	75,72	75,49	75,12	74,63
Perda (g)		155,9	234,2	374,4	490,6
Acumulado (g)		155,9	390,1	764,5	1255,1
Tx Desgaste		31,18	23,42	18,72	16,35
Perda relat. (%)		0,22	0,32	0,49	0,65
Perda rel. ac. %		0,22	0,51	1,00	1,65
Taxa relat. (%)		0,044	0,032	0,025	0,022

Figura 50

Taxa de Desgaste Molibdênio

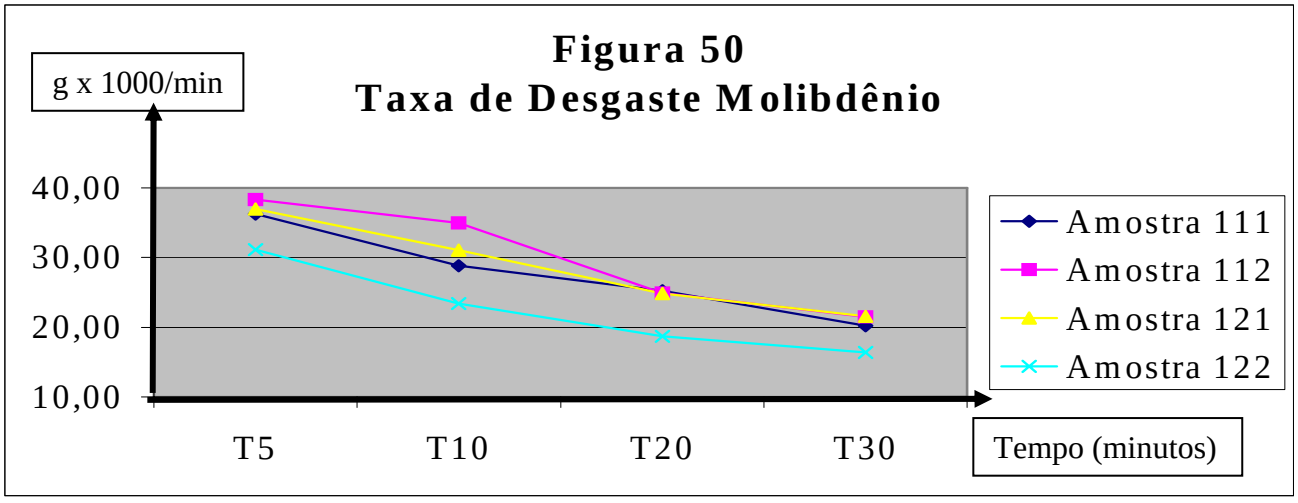


Figura 51

Taxa Relativa Molibdênio

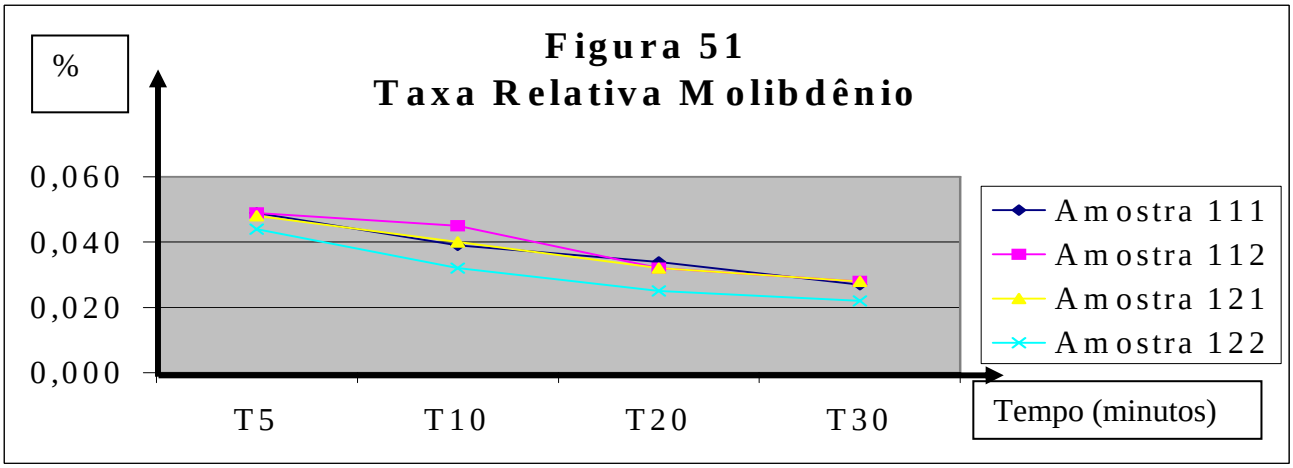


Tabela 29 - Amostra 211 **(nióbio)**

aquecimento direto

sem revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	70,26	70,16	69,97	69,63	69,15
Perda (g)		102,1	184,9	345,6	482,9
Acumulado (g)		102,1	286,9	632,6	1115
Tx Desgaste		20,42	18,49	17,28	16,09
Perda relat. (%)		0,15	0,26	0,49	0,69
Perda rel. ac. %		0,15	0,40	0,90	1,59
Taxa relat. (%)		0,030	0,026	0,024	0,022

Tabela 30 - Amostra 212 **(nióbio)**

Aquecimento direto

com revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	75,63	75,41	75,16	74,76	74,13
Perda (g)		220,4	250,6	407,5	628,8
Acumulado (g)		220,4	470,9	878,4	1507,2
Tx Desgaste		44,07	25,06	20,37	20,96
Perda relat. (%)		0,29	0,33	0,54	0,83
Perda rel. ac. %		0,29	0,62	1,16	1,99
Taxa relat. (%)		0,058	0,033	0,027	0,027

Tabela 31 - Amostra 221 **(nióbio)**

patamar de aquecimento

sem revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	82,85	82,63	82,27	81,77	81,22
Perda (g)		226,4	355,2	502,2	546,6
Acumulado (g)		226,4	581,6	1083,8	1630
Tx Desgaste		45,28	35,52	25,11	18,22
Perda relat. (%)		0,27	0,43	0,61	0,66
Perda rel. ac. %		0,27	0,70	1,31	1,97
Taxa relat. (%)		0,054	0,043	0,030	0,022

Tabela 32 - Amostra 222 **(nióbio)**

patamar de aquecimento

com revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	76,71	76,58	76,37	75,96	75,49
Perda (g)		131,9	199,5	413,1	476,3
Acumulado (g)		131,9	331,5	744,6	1220,9
Tx Desgaste		26,36	19,96	20,66	15,88
Perda relat. (%)		0,17	0,26	0,54	0,62
Perda rel. ac. %		0,17	0,43	0,97	1,59
Taxa relat. (%)		0,034	0,026	0,023	0,020

Figura 52
Taxa de Desgaste Nióbio

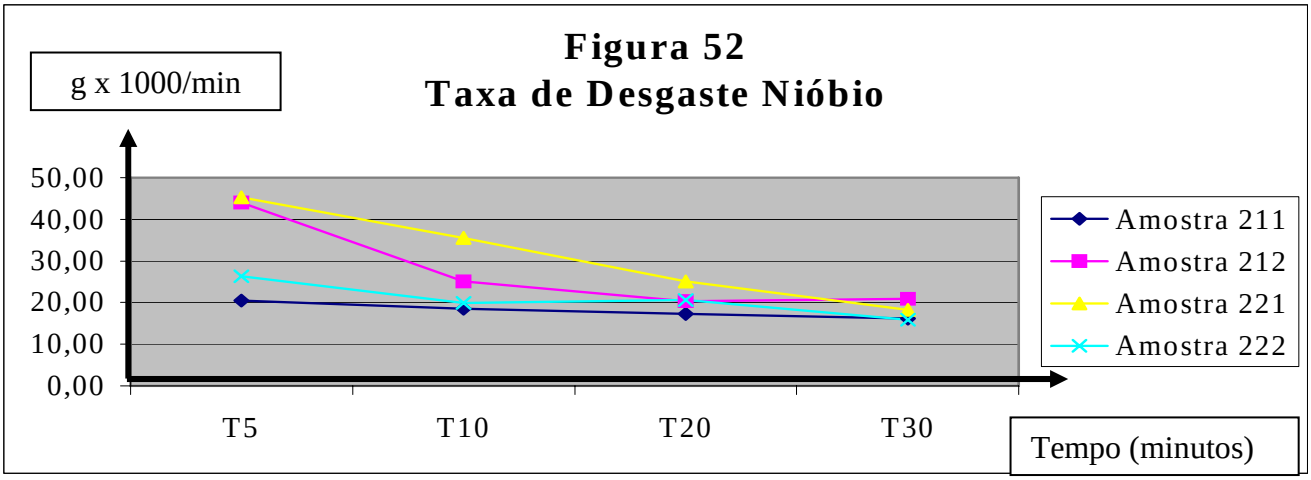


Figura 53
Taxa Relativa Nióbio

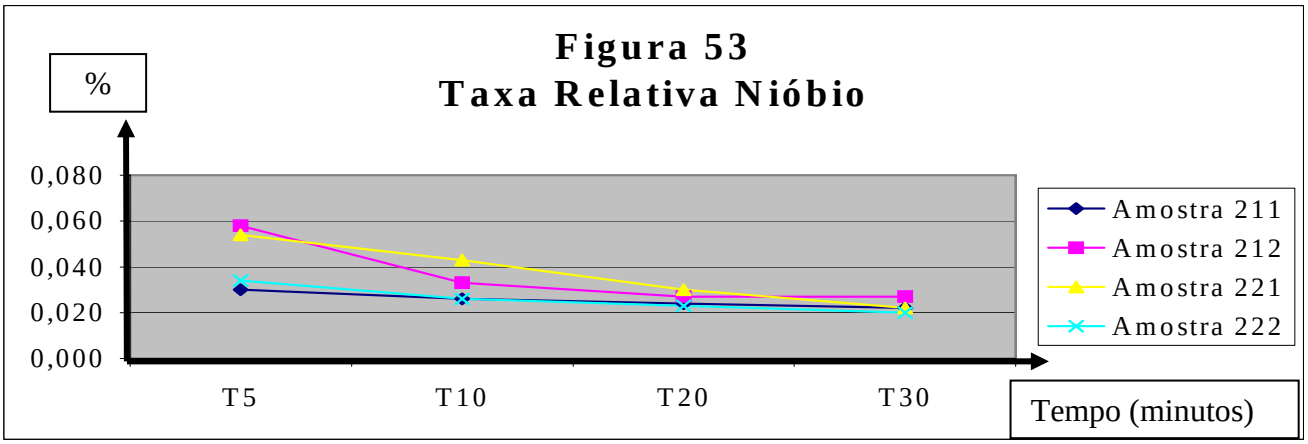


Tabela 33 - Amostra 311 **(nióbio-boro)**

aquecimento direto

sem revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	70,13	70,05	69,84	69,55	69,18
Perda (g)		79,26	211,5	297,2	361,2
Acumulado (g)		79,26	290,8	588,0	949,2
Tx Desgaste		15,85	21,16	14,86	12,04
Perda relat. (%)		0,11	0,30	0,42	0,51
Perda rel. ac. %		0,11	0,41	0,84	1,35
Taxa relat. (%)		0,022	0,030	0,021	0,017

Tabela 34 - Amostra 312 **(nióbio-boro)**

aquecimento direto

com revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	70,17	70,08	69,91	69,60	69,22
Perda (g)		84,43	168,0	307,7	387,4
Acumulado (g)		84,43	252,5	560,2	947,6
Tx Desgaste		16,87	16,80	15,39	12,91
Perda relat. (%)		0,12	0,24	0,43	0,54
Perda rel. ac. %		0,12	0,36	0,80	1,35
Taxa relat. (%)		0,024	0,024	0,021	0,018

Tabela 35 - Amostra 321 **(nióbio-boro)**

patamar de aquecimento

sem revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	72,09	71,91	71,69	71,30	70,80
Perda (g)		173,8	226,8	386,9	484,6
Acumulado (g)		173,8	400,6	787,5	1272
Tx Desgaste		34,76	22,68	19,34	16,15
Perda relat. (%)		0,24	0,31	0,54	0,67
Perda rel. ac. %		0,24	0,55	1,09	1,76
Taxa relat. (%)		0,048	0,031	0,027	0,022

Tabela 36 - Amostra 322 **(nióbio-boro)**

patamar de aquecimento

com revenido

	T0	T5	T10	T20	T30
Massa (g)	71,13	70,98	70,77	70,45	70,02
Perda (g)		142,8	211,3	327,5	428,6
Acumulado (g)		142,8	354,9	681,6	1110,6
Tx Desgaste		28,57	21,13	16,37	14,29
Perda relat. (%)		0,20	0,30	0,46	0,60
Perda rel. ac. %		0,20	0,50	0,96	1,56
Taxa relat. (%)		0,040	0,030	0,023	0,020

Figura 54 - Taxa de Desgaste Nióbio-Boro

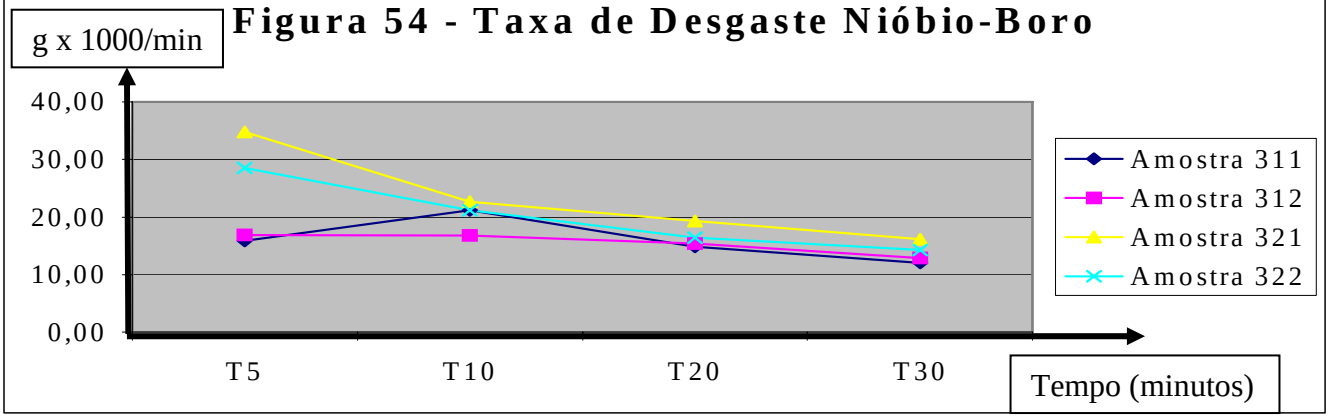
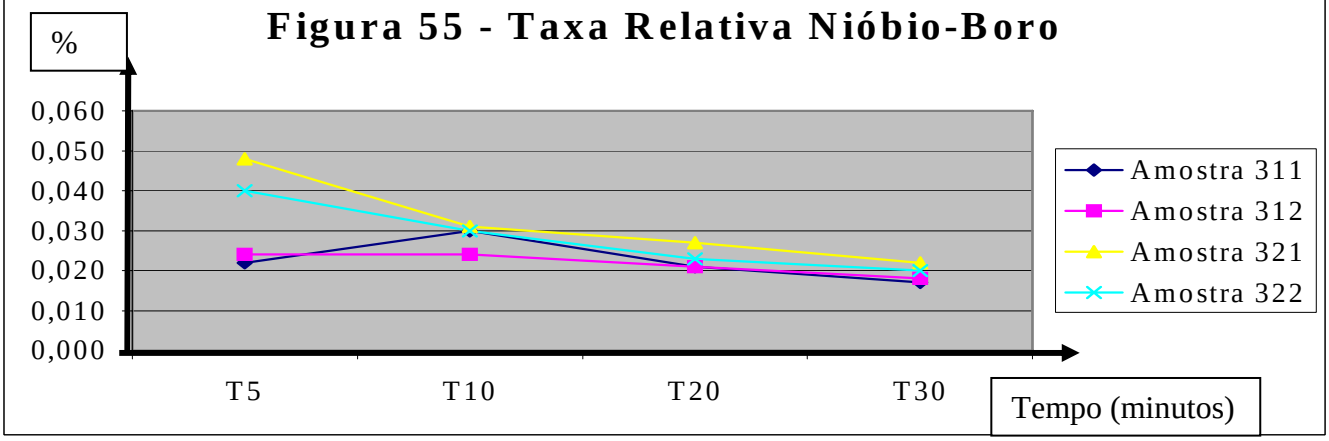


Figura 55 - Taxa Relativa Nióbio-Boro



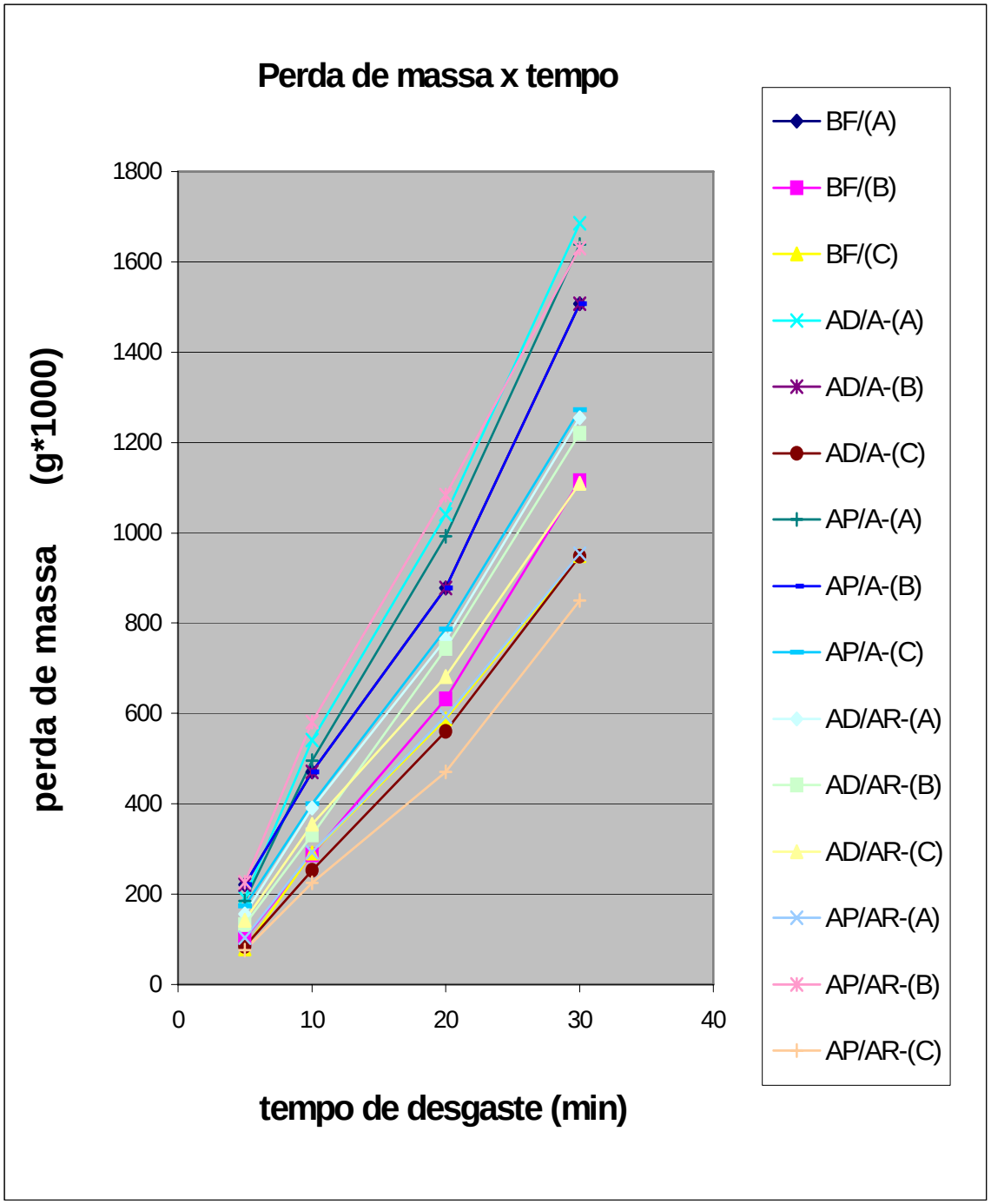


Figura 56: perda de massa X tempo de ensaio

A = Mo
B = Nb
C = Nb-B
BF = BRUTO DE FUSÃO
AD = AQUECIMENTO DIRETO (SEM PATAMAR INTERMEDIÁRIO)
AP = AQUECIMENTO COM PATAMAR INTERMEDIÁRIO
/A = RESFRIAMENTO EM ÁGUA
/AR = RESFRIAMENTO EM ÁGUA SEGUIDO DE REVENIDO

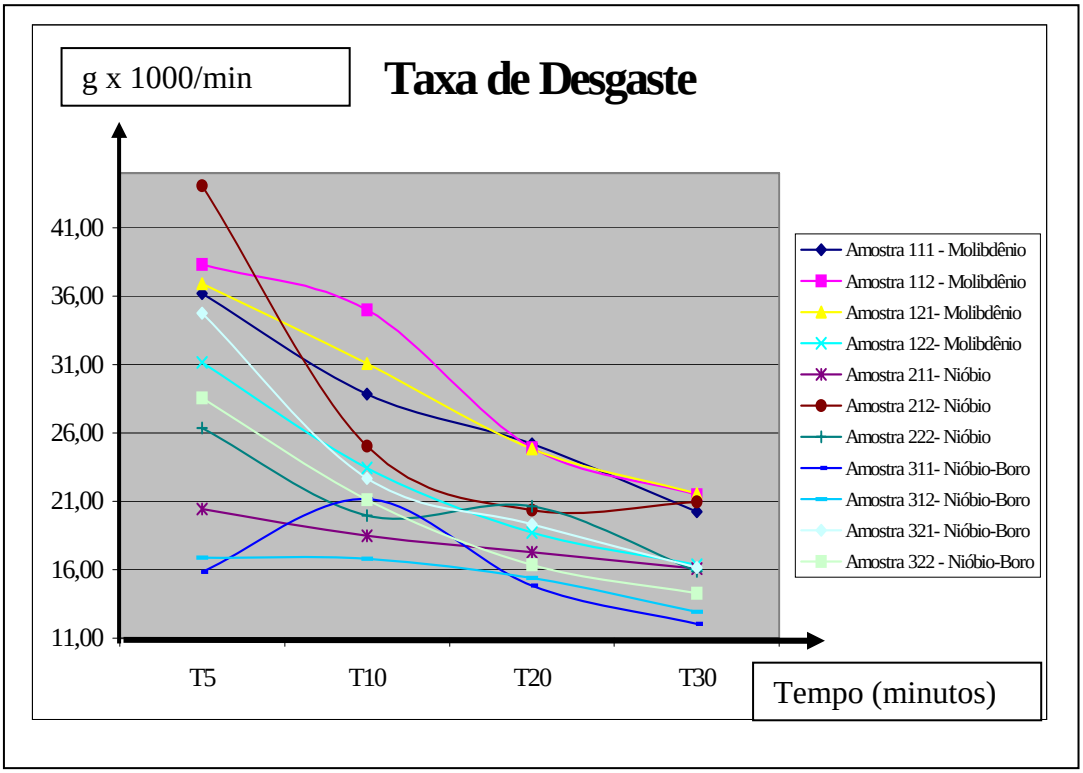


Figura 57: taxa de desgaste X tempo de ensaio

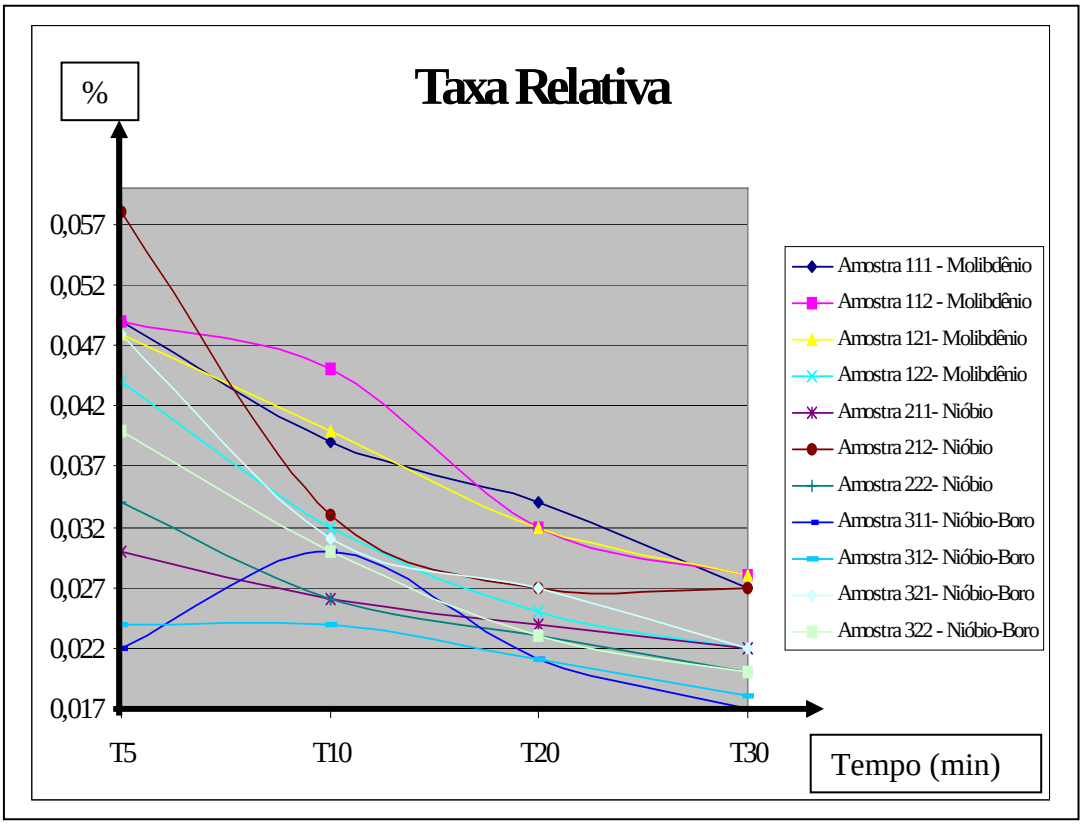


Figura 58: taxa relativa X tempo de ensaio

4.3.2) Ensaio de campo em britador (mandíbulas)

Nos ensaios em campo, com britador de mandíbulas, as massas foram britadas em ciclos de 30, 90 e 150kg, sendo que, depois disso, as mandíbulas foram pesadas, analisadas suas camadas encruadas e medidas as dureza em várias partes.

Nos quadros a seguir, foram colocados os seguintes valores:

- M0: massa inicial de cada mandíbula (gramas);
- M30, M90, M150: massa após cada ciclo de 30, 90 e 150 kg de granito britado; (gramas);
- perda de massa após cada ciclo (gramas x 1.000);
- perda de massa acumulada = somatório das perdas de massa após cada ciclo;
- taxa de desgaste = perda de massa (g) / massa britada (kg) = (1.000 x gramas/kg);
- perda de massa relativa = perda de massa/peso inicial (%);
- taxa de desgaste relativa = taxa de desgaste / peso inicial (%);

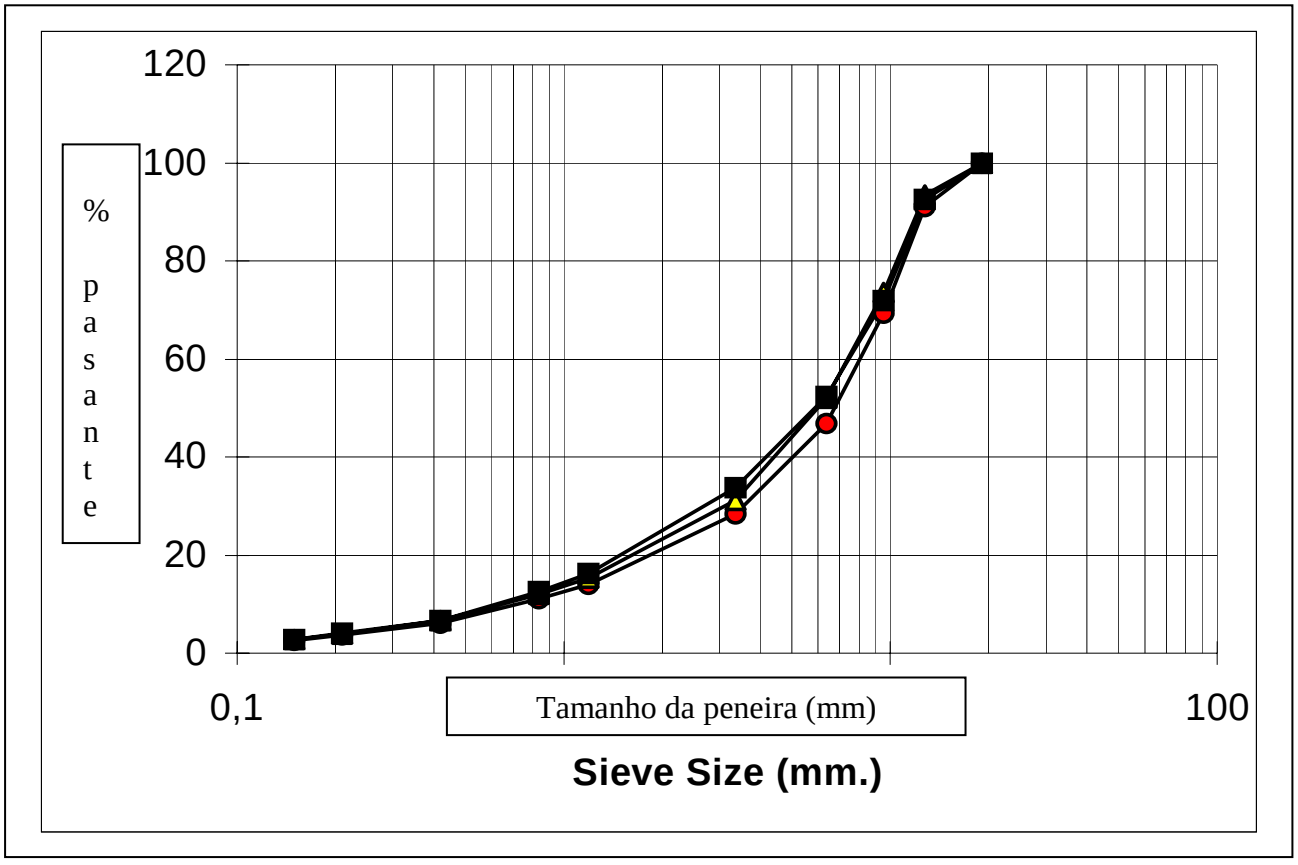


Fig. 59: curva granulométrica do produto

Tabela 37 - Amostra CLASSE A – ASTM 128

aquecimento direto / sem revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	801,22	800,31	798,35	796,52
Perda (g)		910	1.960	1.830
Acumulado (g)		910	2870	4.700
Tx. Desg. (g/kg)		33,3	32,7	30,5
Perda relat. (%)		0,11	0,23	0,22
Taxa relat (%)		0,042	0,040	0,038

Tabela 38 - Amostra CLASSE A – ASTM 128

aquecimento direto / sem revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	794,13	793,20	791,09	788,95
Perda (g)		930	2.110	2.140
Acumulado (g)		930	3040	5180
Tx. Desg. (g/kg)		31,0	35,16	35,66
Perda relat. (%)		0,12	0,27	0,27
Taxa relat (%)		0,039	0,044	0,045

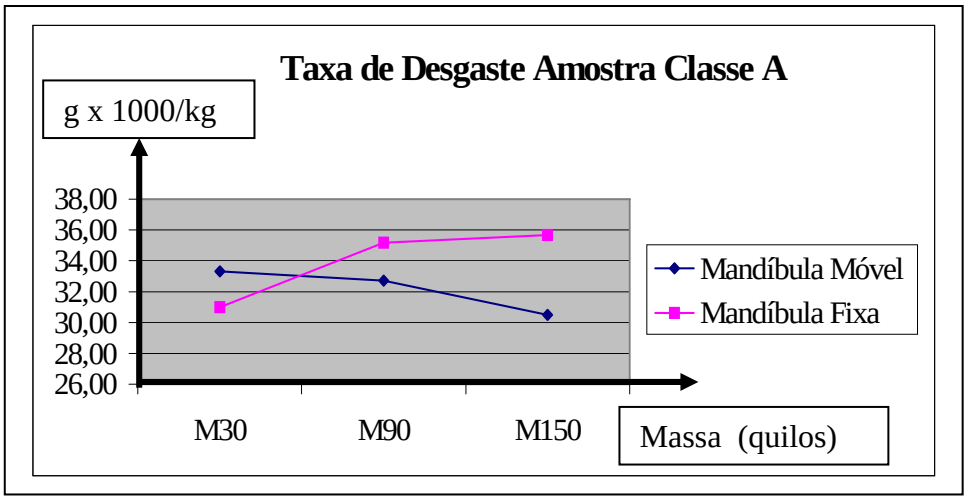


Figura 60 – taxa de desgaste da mandíbula do aço classe A

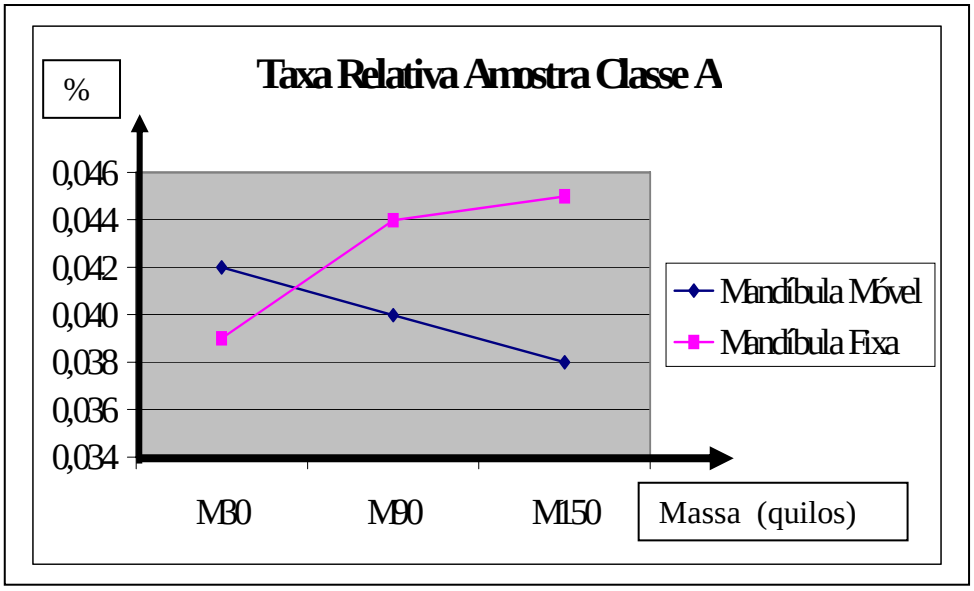


Figura 61 – taxa relativa de desgaste da mandíbula do aço classe A

Tabela 39 - Amostra 111 **(molibdênio)**

aquecimento direto / sem revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	786,34	785,40	783,42	781,47
Perda (g)		940	1980	1950
Acumulado (g)		940	2920	4870
Tx. Desg. (g/kg)		31,33	33,00	32,50
Perda relat. (%)		0,12	0,25	0,25
Taxa relat (%)		0,040	0,042	0,041

Tabela 40 - Amostra 111 **(molibdênio)**

Aquecimento direto / sem revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	796,95	795,96	793,78	791,92
Perda (g)		990	2180	1860
Acumulado (g)		990	3170	5030
Tx. Desg. (g/kg)		33,00	36,33	31,00
Perda relat. (%)		0,12	0,27	0,23
Taxa relat (%)		0,041	0,046	0,039

Tabela 41 - Amostra 112 **(molibdênio)**

aquecimento direto / com revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	792,63	791,66	789,77	787,84
Perda (g)		970	1890	1930
Acumulado (g)		970	2860	4790
Tx. Desg. (g/kg)		32,33	31,50	31,17
Perda relat. (%)		0,12	0,24	0,24
Taxa relat (%)		0,041	0,040	0,039

Tabela 42 - Amostra 112 **(molibdênio)**

Aquecimento direto / com revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	795,14	794,12	792,08	790,06
Perda (g)		1020	2060	2080
Acumulado (g)		1020	3060	5080
Tx. Desg. (g/kg)		34,00	34,33	34,67
Perda relat. (%)		0,13	0,26	0,26
Taxa relat (%)		0,043	0,043	0,044

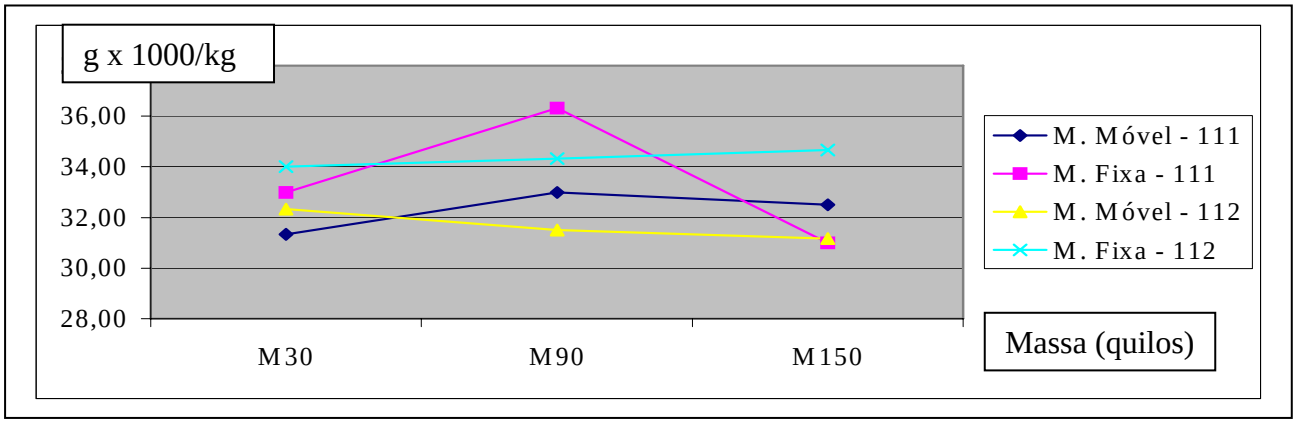


Figura 62 - Taxa de Desgaste do aço com molibdênio

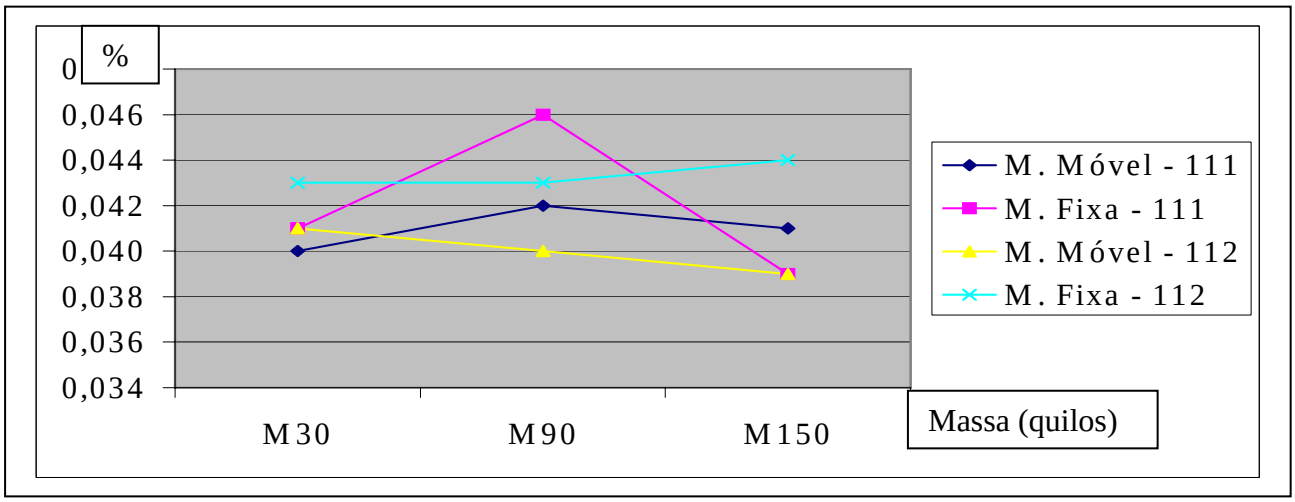


Figura 63 - Taxa Relativa do aço com molibdênio

Tabela 43 - Amostra 121 **(molibdênio)**

patamar de aquecimento / sem revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	765,63	764,70	762,74	760,72
Perda (g)		930	1960	2020
Acumulado (g)		930	2890	4910
Tx. Desg. (g/kg)		31,00	32,67	33,67
Perda relat. (%)		0,12	0,26	0,26
Taxa relat (%)		0,040	0,043	0,044

Tabela 44 - Amostra 121 **(molibdênio)**

patamar de aquecimento / sem revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	768,11	767,17	765,13	763,1
Perda (g)		940	2040	2030
Acumulado (g)		940	2980	5010
Tx. Desg. (g/kg)		31,33	34,00	33,83
Perda relat. (%)		0,12	0,27	0,26
Taxa relat (%)		0,041	0,044	0,044

Tabela 45 - Amostra 122 **(molibdênio)**

patamar de aquecimento / com revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	788,54	787,55	785,55	783,59
Perda (g)		990	2000	1960
Acumulado (g)		990	2990	4950
Tx. Desg. (g/kg)		33,00	33,33	32,67
Perda relat. (%)		0,13	0,25	0,25
Taxa relat (%)		0,042	0,042	0,041

Tabela 46 - Amostra 122 **(molibdênio)**

patamar de aquecimento / com revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	793,15	792,13	790,01	787,92
Perda (g)		1020	2120	2090
Acumulado (g)		1020	3140	5230
Tx. Desg. (g/kg)		34,00	35,33	34,83
Perda relat. (%)		0,13	0,27	0,26
Taxa relat (%)		0,043	0,045	0,044

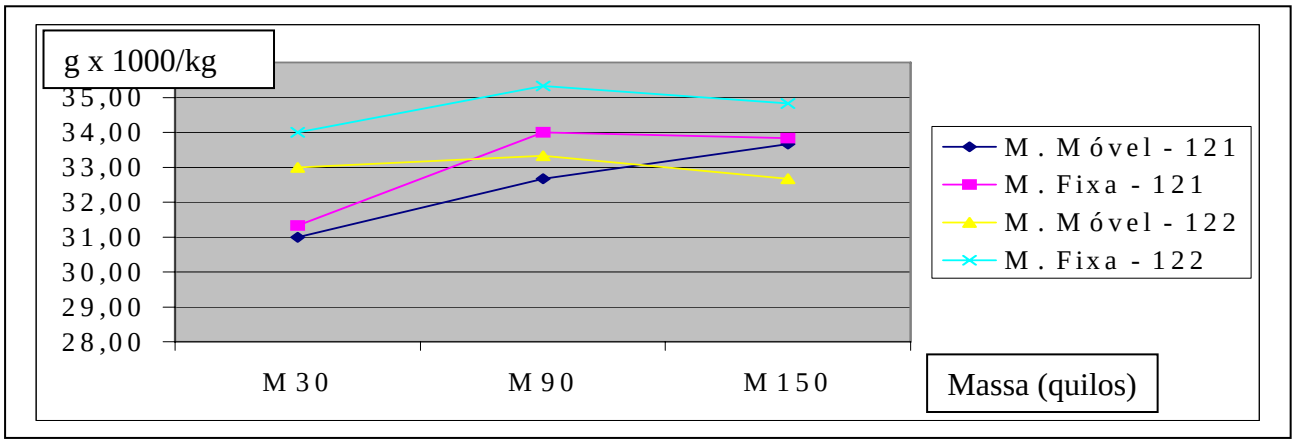


Figura 64 - Taxa de Desgaste do aço com molibdênio

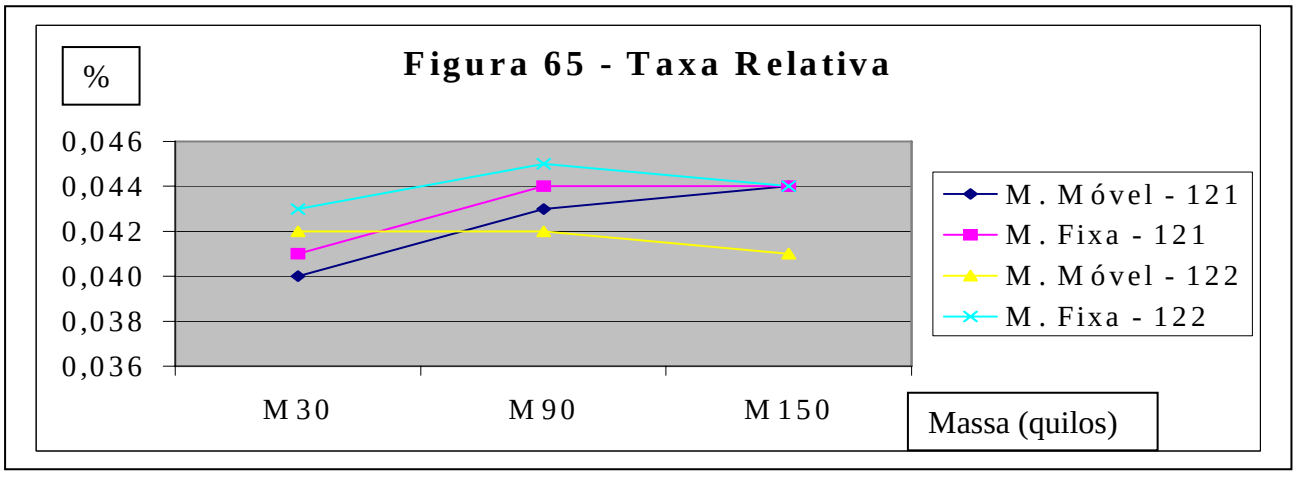


Figura 65 - Taxa Relativa do aço com molibdênio

Tabela 47 - Amostra 211 **(nióbio)**

aquecimento direto / sem revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	799,03	798,18	796,46	794,70
Perda (g)		850	1720	1760
Acumulado (g)		850	2570	4330
Tx. Desg. (g/kg)		28,33	28,67	29,33
Perda relat. (%)		0,11	0,22	0,22
Taxa relat (%)		0,035	0,036	0,037

Tabela 48 - Amostra 211 **(nióbio)**

Aquecimento direto / sem revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	796,89	795,98	794,15	792,34
Perda (g)		910	1830	1810
Acumulado (g)		910	2740	4550
Tx. Desg. (g/kg)		30,33	30,50	30,17
Perda relat. (%)		0,11	0,23	0,23
Taxa relat (%)		0,038	0,038	0,038

Tabela 49 - Amostra 212 **(nióbio)**

aquecimento direto / com revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M0	M150
Massa (g)	795,46	794,67	793,02	791,40
Perda (g)		790	1650	1620
Acumulado (g)		790	2449	4060
Tx. Desg. (g/kg)		26,33	27,50	27,00
Perda relat. (%)		0,09	0,20	0,20
Taxa relat (%)		0,033	0,034	0,033

Tabela 50 - Amostra 212 **(nióbio)**

Aquecimento direto / com revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	788,65	787,84	786,16	784,51
Perda (g)		810	1680	1650
Acumulado (g)		810	2490	4140
Tx. Desg. (g/kg)		27,00	28,00	27,50
Perda relat. (%)		0,10	0,21	0,20
Taxa relat (%)		0,034	0,035	0,034

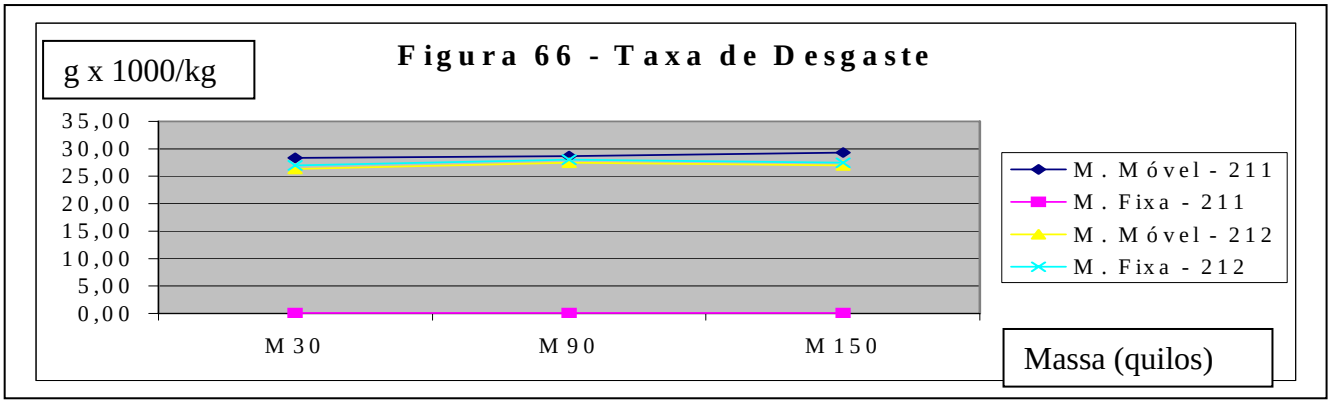


Figura 66 - Taxa de desgaste do aço com nióbio

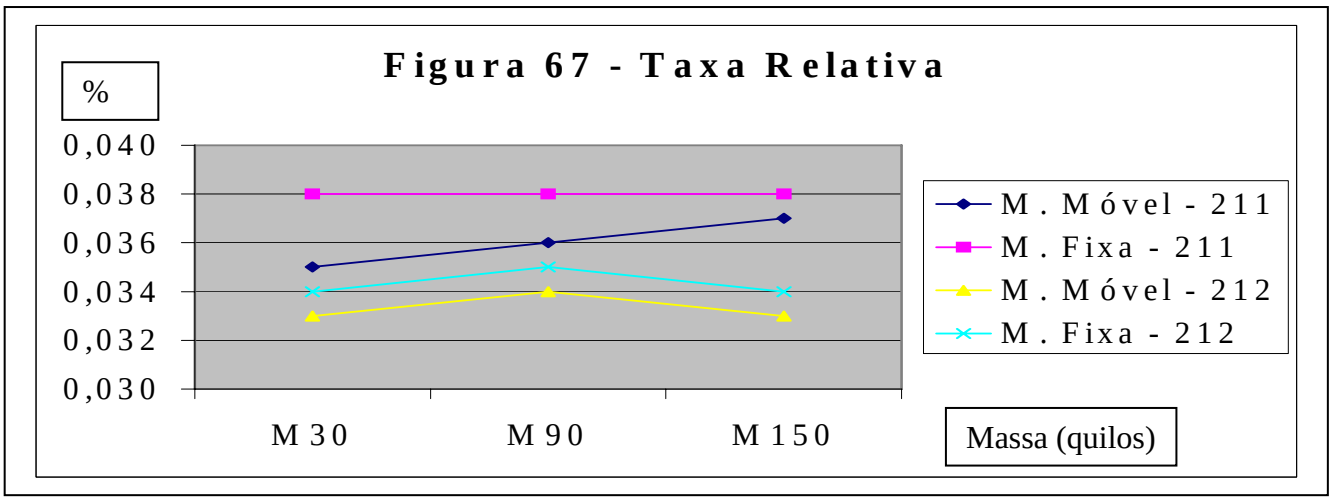


Figura 67 - Taxa Relativa do aço com nióbio

Tabela 51 - Amostra 221 **(nióbio)**

aquecimento com patamar / sem revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	801,05	800,19	798,44	796,63
Perda (g)		860	1750	1810
Acumulado (g)		860	2610	4420
Desgaste (g/kg)		28,67	29,17	30,17
Perda relat. (%)		0,10	0,22	0,23
Taxa relat (%)		0,036	0,037	0,038

Tabela 52 - Amostra 221 **(nióbio)**

aquecimento com patamar / sem revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	799,78	798,94	797,05	795,22
Perda (g)		840	1890	1830
Acumulado (g)		840	2730	4560
Desgaste (g/kg)		28,00	31,50	30,50
Perda relat. (%)		0,11	0,23	0,23
Taxa relat (%)		0,035	0,039	0,038

Tabela 53 - Amostra 222 **(nióbio)**

patamar de aquecimento / com revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	799,58	798,80	796,99	795,24
Perda (g)		780	1610	1650
Acumulado (g)		780	2490	4240
Tx. Desg. (g/kg)		26,00	28,50	29,17
Perda relat. (%)		0,09	0,21	0,22
Taxa relat (%)		0,033	0,036	0,036

Tabela 54 - Amostra 222 **(nióbio)**

patamar de aquecimento / com revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	798,91	798,10	796,44	794,75
Perda (g)		810	1660	1690
Acumulado (g)		810	2470	4160
Tx. Desg. (g/kg)		27,00	27,67	28,16
Perda relat. (%)		0,10	0,21	0,21
Taxa relat (%)		0,032	0,035	0,035

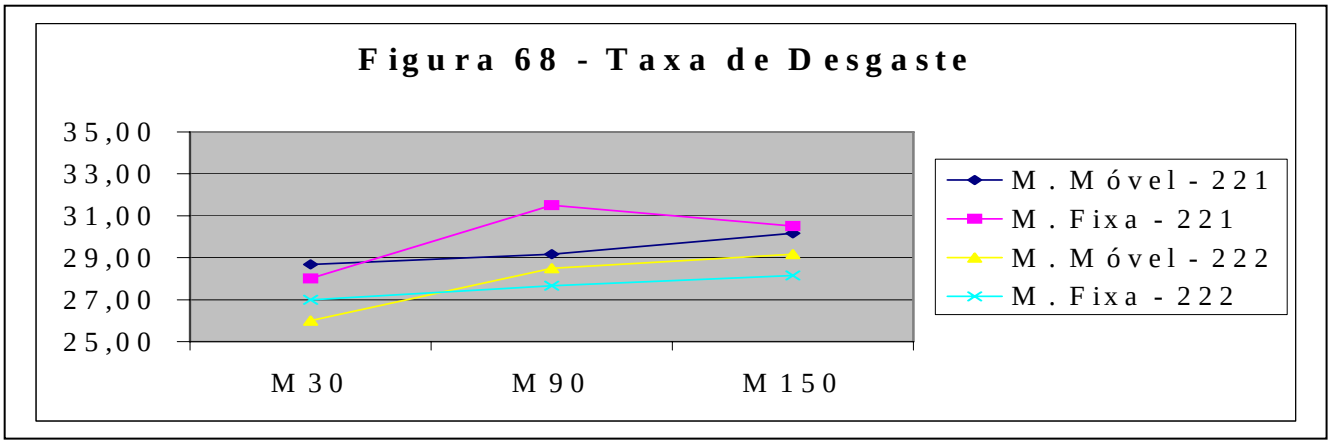


Figura 68 - Taxa de desgaste do aço com nióbio

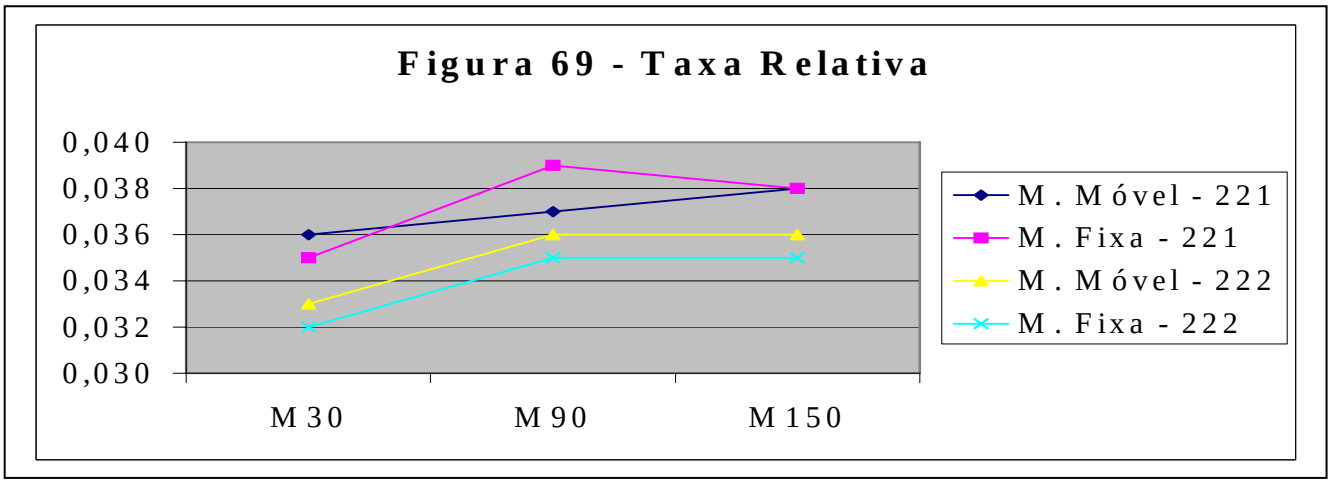


Figura 69 - Taxa Relativa do aço com nióbio

Tabela 55 - Amostra 311 **(nióbio-boro)**

aquecimento direto / sem revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	800,78	800,07	798,64	797,19
Perda (g)		710	1430	1450
Acumulado (g)		710	2140	3590
Desgaste (g/kg)		23,67	23,83	24,17
Perda relat. (%)		0,09	0,18	0,18
Taxa relat (%)		0,030	0,029	0,030

Tabela 56 - Amostra 311 **(nióbio-boro)**

aquecimento direto / sem revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	798,90	798,17	796,72	795,31
Perda (g)		730	1450	1410
Acumulado (g)		730	2180	5770
Desgaste (g/kg)		24,33	24,33	23,50
Perda relat. (%)		0,09	0,18	0,17
Taxa relat (%)		0,030	0,030	0,029

Tabela 57 - Amostra 312 **(nióbio-boro)**

aquecimento direto / com revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	798,03	797,34	795,95	794,60
Perda (g)		690	1390	1350
Acumulado (g)		690	2080	3430
Desgaste (g/kg)		23,00	23,17	22,50
Perda relat. (%)		0,08	0,17	0,16
Taxa relat (%)		0,029	0,029	0,028

Tabela 58 - 312 **(nióbio-boro)**

aquecimento direto / com revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	797,81	797,05	795,64	794,21
Perda (g)		760	1410	1430
Acumulado (g)		760	2170	3600
Desgaste (g/kg)		25,33	23,50	23,83
Perda relat. (%)		0,09	0,18	0,17
Taxa relat (%)		0,032	0,029	0,030

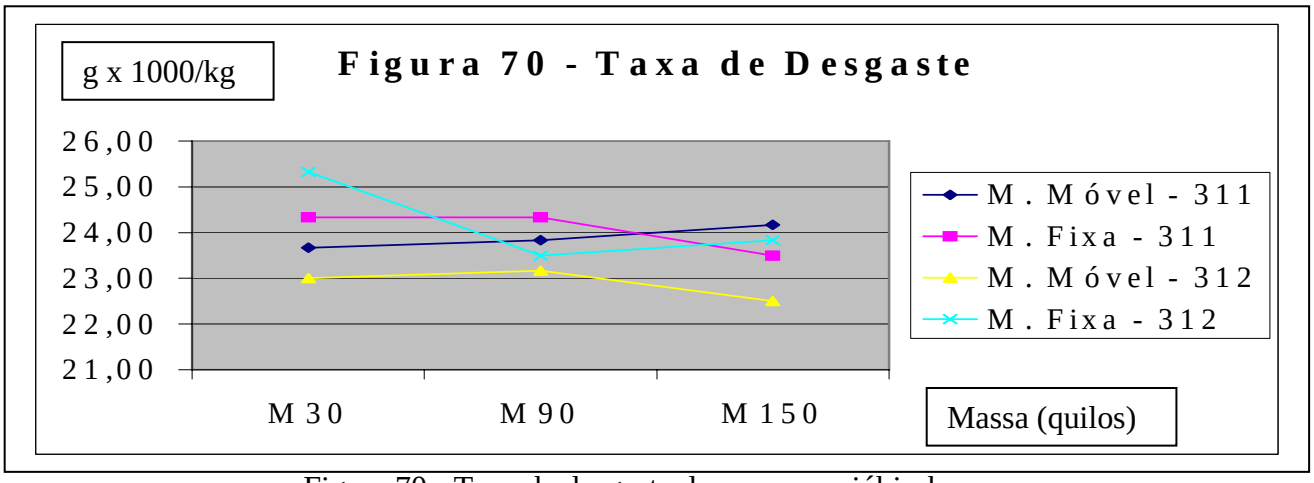


Figura 70 - Taxa de desgaste do aço com nióbio-boro

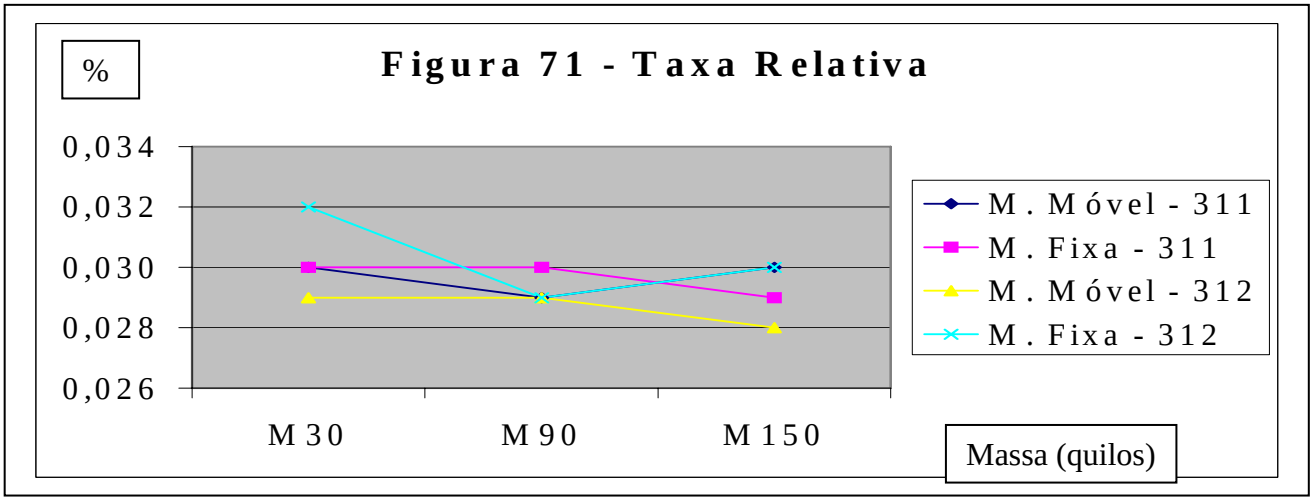


Figura 71 - Taxa Relativa do aço com nióbio-boro

Tabela 59 - Amostra 321 **(nióbio-boro)**

patamar de aquecimento / sem revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	796,11	795,45	794,11	792,73
Perda (g)		660	1340	1380
Acumulado (g)		660	2000	3380
Desgaste (g/kg)		22,00	22,33	23,00
Perda relat. (%)		0,08	0,16	0,17
Taxa relat (%)		0,028	0,028	0,029

Tabela 60 - Amostra 321 **(nióbio-boro)**

patamar de aquecimento / sem revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	797,01	796,25	794,80	793,31
Perda (g)		760	1450	1490
Acumulado (g)		760	2210	3700
Desgaste (g/kg)		25,33	24,17	24,83
Perda relat. (%)		0,010	0,18	0,19
Taxa relat (%)		0,032	0,030	0,031

Tabela 61 - Amostra 322 **(nióbio-boro)**

patamar de aquecimento / com revenido

MANDIBULA MOVEL

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	796,59	795,97	794,65	793,36
Perda (g)		620	1320	1290
Acumulado (g)		620	1940	3230
Desgaste (g/kg)		20,67	22,00	21,50
Perda relat. (%)		0,08	0,16	0,16
Taxa relat (%)		0,026	0,028	0,027

Tabela 62 - Amostra 322 **(nióbio-boro)**

patamar de aquecimento / com revenido

MANDIBULA FIXA

	M0	M30	M90	M150
Massa (g)	794,93	794,29	792,98	791,64
Perda (g)		640	1310	1340
Acumulado (g)		640	1950	3290
Desgaste (g/kg)		21,33	21,83	22,33
Perda relat. (%)		0,08	0,16	0,17
Taxa relat (%)		0,027	0,027	0,028

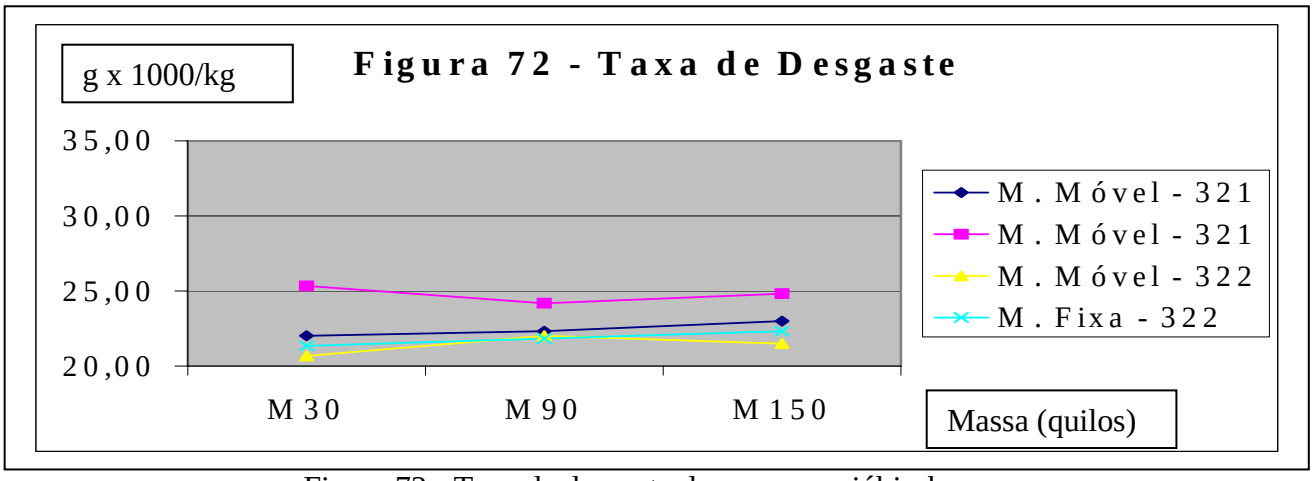


Figura 72 - Taxa de desgaste do aço com nióbio-boro

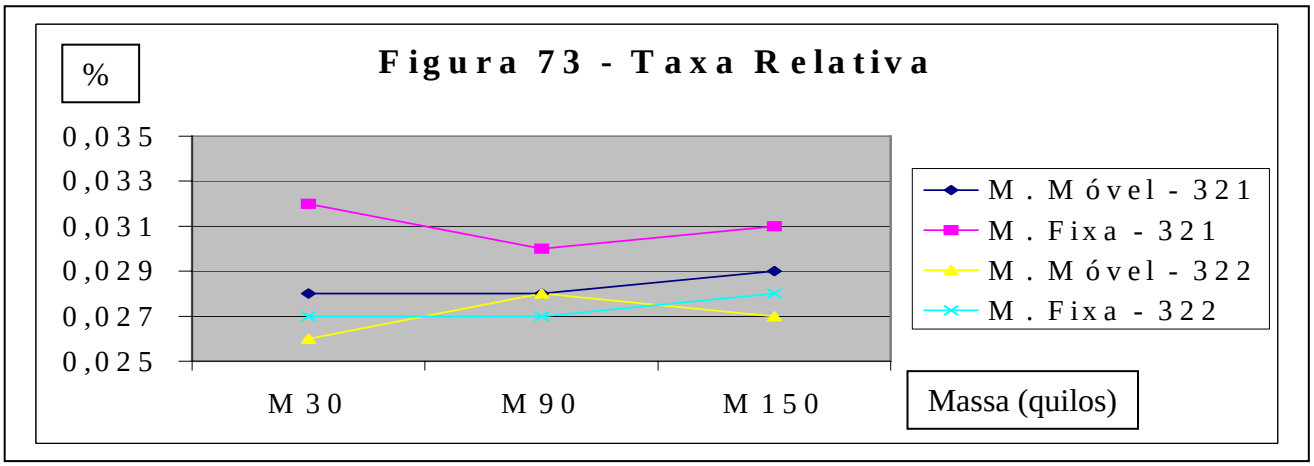


Figura 73 - Taxa Relativa do aço com nióbio-boro

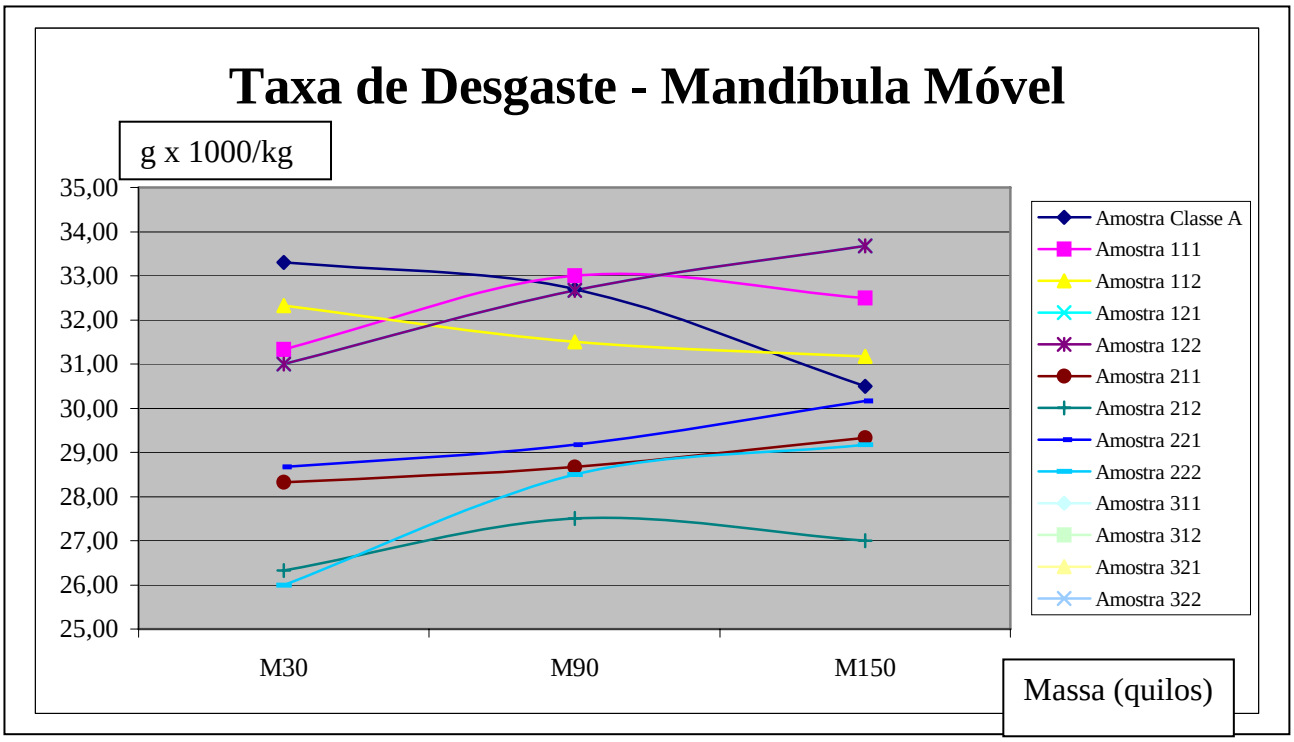


Figura 74 – taxa de desgaste das mandíbulas móveis

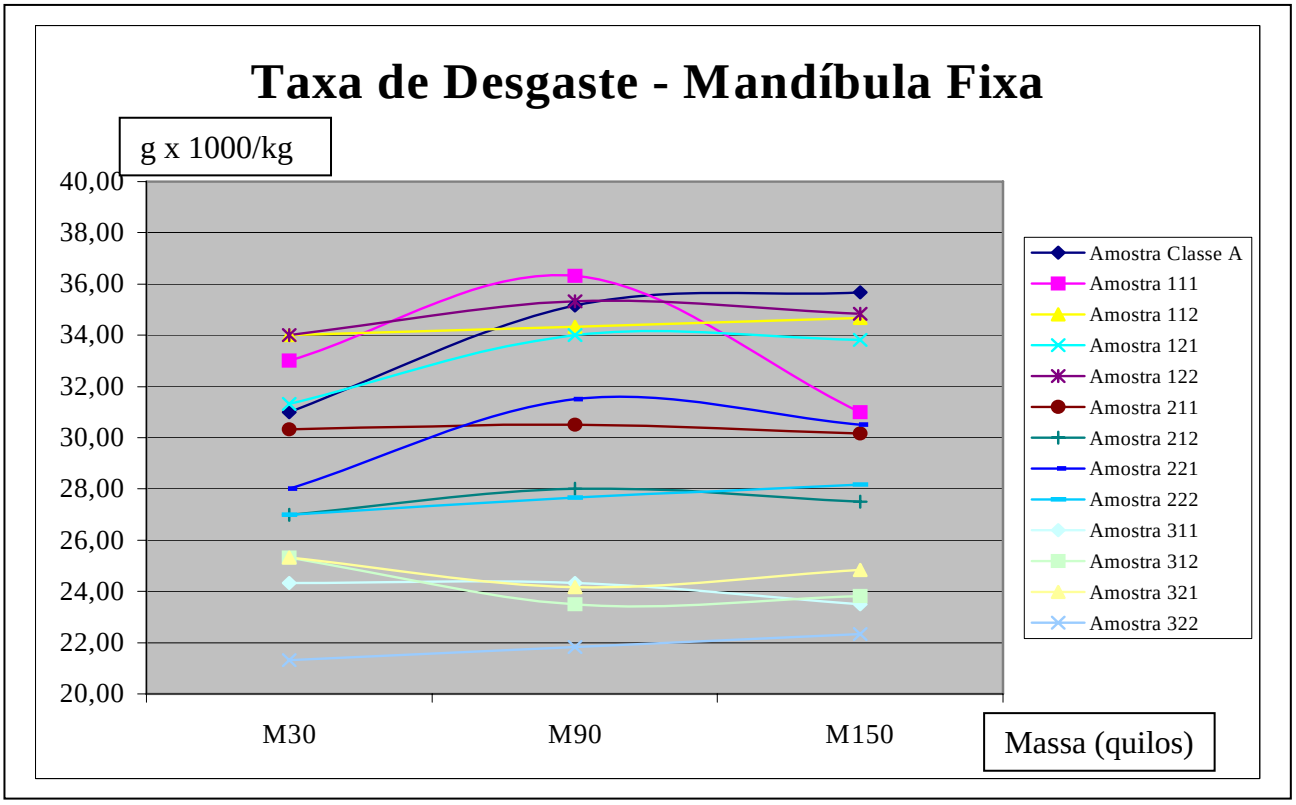


Figura 75 – taxa de desgaste das mandíbulas fixas

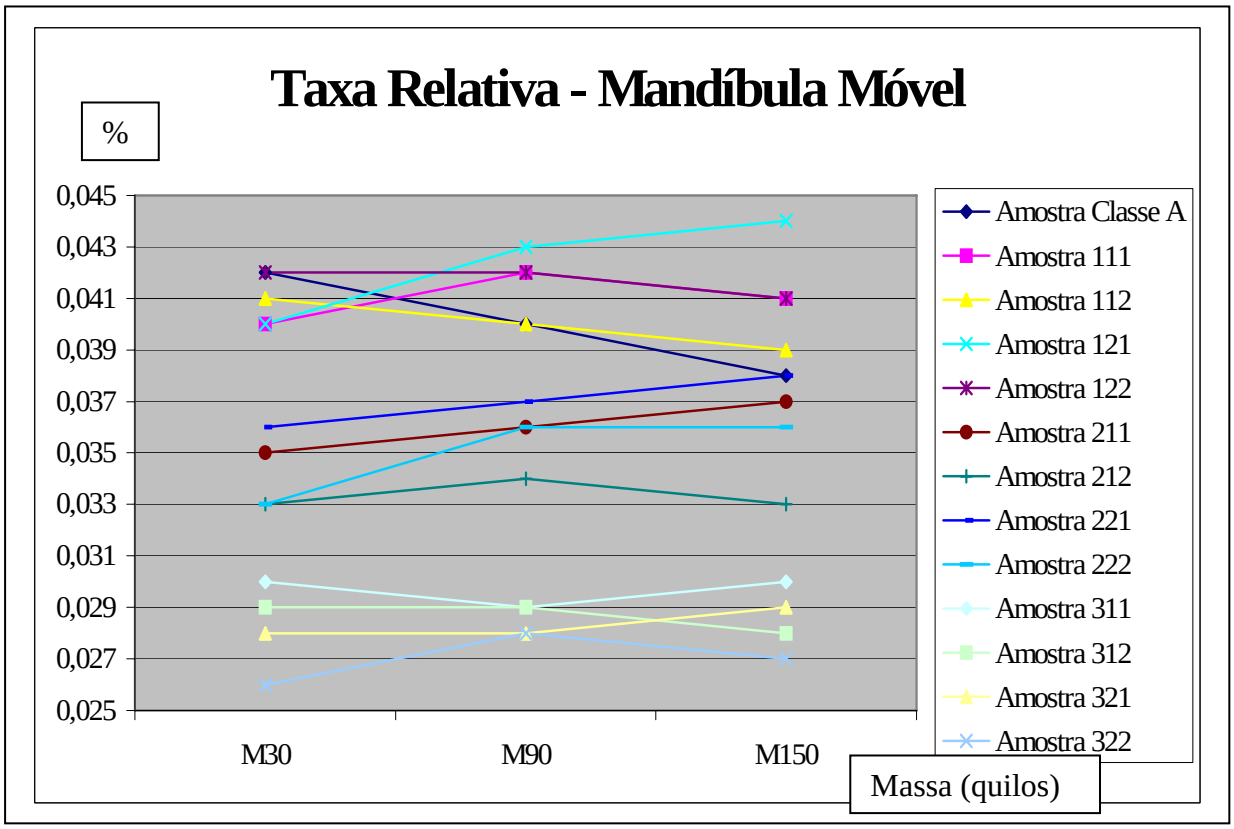


Figura 76 – taxa relativa das mandíbulas móveis

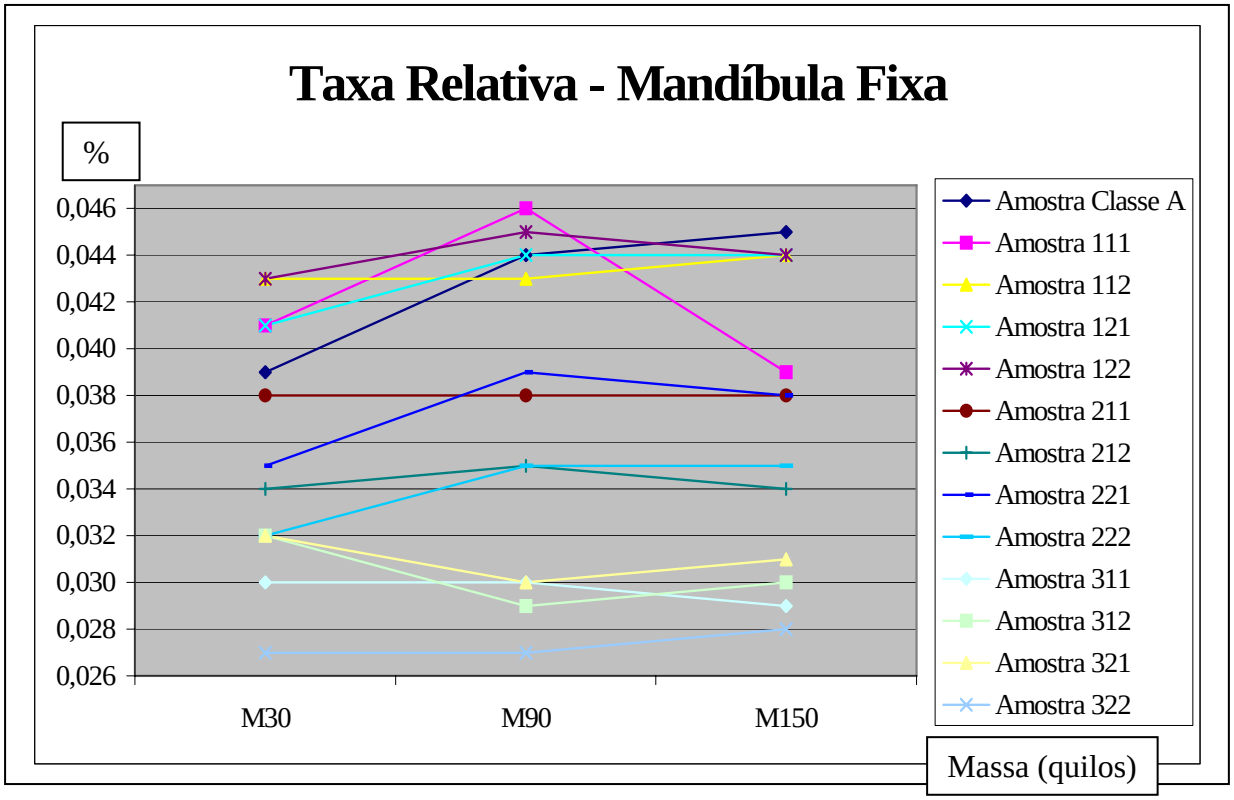
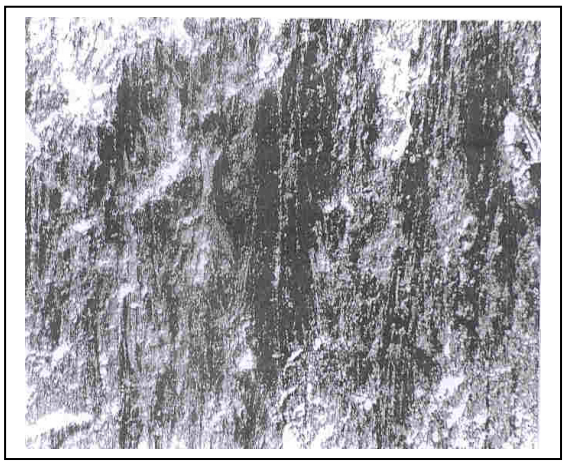
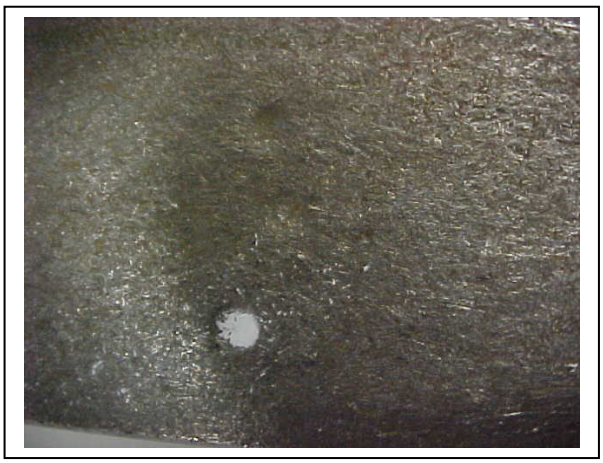


Figura 77 – taxa relativa das mandíbulas fixas

4.3.2.1) Observações das superfícies após ensaios de desgaste

As figuras 79 e 80 mostram tribografias e micromecanismo de desgaste predominante na mandíbula fixa, que é o microcorte, associado a deformações plásticas intensas.





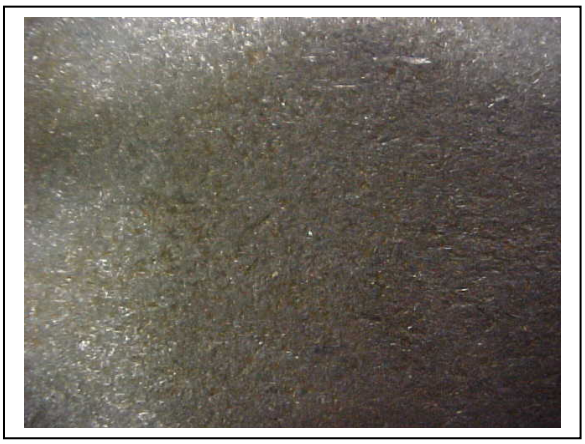
Figuras 78 e 79 – Aspecto da superfície de mandíbula fixa após ensaios de desgaste.

78 Aumento: 25 x. 79olho nu

Por sua vez, o micromecanismo predominante observado na mandíbula móvel, apresentado nas figuras 78 e 79 não é ainda bem definido na literatura.

Larsen-Basse [1978] encontrou aspectos de superfícies semelhantes em ensaios onde a relação entre dureza do abrasivo e dureza do metal foi menor do que 1,2; nas quais este pesquisador classificou o mecanismo predominante entre delaminação e microfadiga.

Rotondaro [1988], após ensaios de abrasão Bond, observou superfícies semelhantes às das figuras 80e 81 denominando este micromecanismo por “impressão”.



Figuras 80 e 81 – Aspecto da superfície da mandíbula móvel após ensaios de desgaste.

81: Aumento: 25 x. 81: olho nu

Os diferentes micromecanismos observados nas mandíbulas móveis e fixas, apresentados nas figuras anteriores, podem ser explicados pelo movimento relativo entre o abrasivo e as mandíbulas, ilustrado na figura 82 [Rotondaro, 1988].

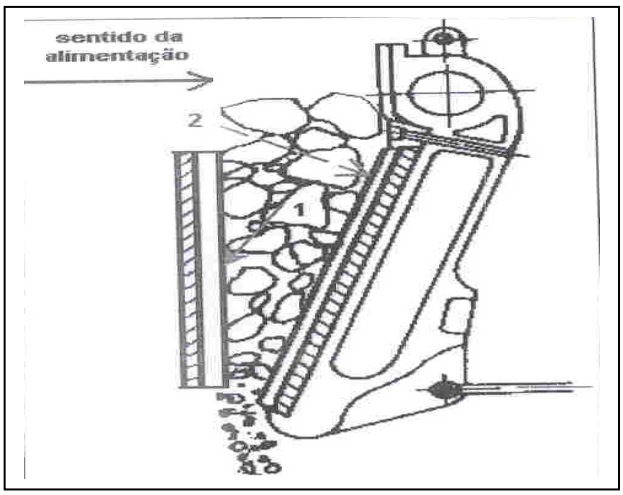


Figura 82 – Diagrama mostrando movimento relativo entre abrasivo e mandíbulas.

1) ângulo de incidência durante a compressão sobre mandíbula fixa e
2) sobre mandíbula móvel.

Como mostra a figura 82, o ângulo de incidência das partículas abrasivas sobre a superfície da mandíbula móvel está próximo de 90º e, portanto, os ângulos de ataque são baixos. Com a continuidade do ciclo de compressão, o abrasivo é forçado a deslizar contra a superfície da parte fixa, com um ângulo de ataque favorável ao microcorte, como detalhado na figura 83.

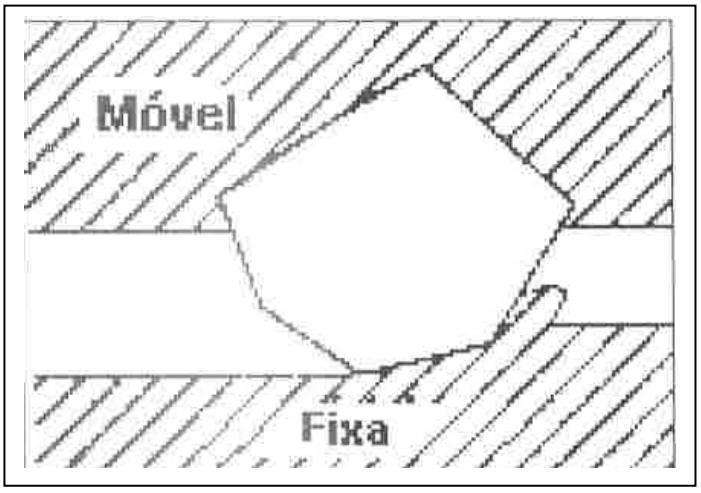


Figura 83 – Movimento realizado pelo abrasivo sob compressão de mandíbulas. [Rotondaro, 1988]

CAPÍTULO V
CONCLUSÕES

EM RELAÇÃO À MICROESTRURA

- Para as três ligas estudadas, nota-se, claramente, que o tratamento de revenido promove uma maior presença dos vários carbonetos, em relação às ligas sem esse tratamento. Eles estão presentes nas micrografias apresentadas e aparecem com aspectos característicos de cada morfologia particular em função do elemento que participa da liga observada;
- Para as três ligas estudadas, nota-se a presença de precipitados distribuídos na matriz, assim discriminados: carboneto de molibdênio (Mo_2C) na primeira liga, carboneto de nióbio (NbC) na segunda e o boreto de ferro (FeB), além do carboneto de nióbio, na terceira liga, sendo que o carboneto de nióbio foi detectado com a técnica da microscopia eletrônica de varredura (MEV) junto com o acessório EDS, enquanto que os carbonetos de molibdênio e boretos foram analisados por comparação com bibliografia existente, logicamente conhecendo-se a composição química dos aços.

EM RELAÇÃO À DUREZA

- A dureza das amostras envelhecidas mostra valores mais altos em relação àquelas sem o tratamento citado. Além disso, vê-se que o patamar, no aquecimento, não alterou de forma significativa essa propriedade, porém, o envelhecimento a 600ºC aumentou a dureza em todas as ligas, confirmando o efeito endurecedor desse tratamento que, por conseqüência, aumenta a resistência à ruptura (σ_R), através de fórmulas empíricas existentes na literatura metalúrgica.
- A deformação por martelamento resultou em forte encruamento, com significativo aumento de dureza, o que era de se esperar visto ser esta uma das principais características deste tipo de aço.
- As mandíbulas fixas endurecem (encruam) mais do que as móveis, pela própria natureza do esforço.

EM RELAÇÃO AO DESGASTE

- Através dos estudos realizados com o ensaio de roda de borracha, pode-se concluir que, quando nos aços do tipo “Hadfield” modificados ao nióbio e nióbio-boro, o desgaste é menor, quando comparado ao aço originalmente concebido com molibdênio, o que permite concluir que, ao substituir o molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro, a resistência ao desgaste das ligas obtidas aumenta. Tal fato está demonstrado por um desgaste menor nesses materiais, tanto em termos de perda de massa como na própria taxa de desgaste.
- Em todas as ligas estudadas, observa-se que a perda de material é crescente ao longo do ensaio de desgaste, porém, nota-se que a taxa de desgaste diminui à medida que o tempo de ensaio aumenta.
- No ensaio de mandibula, observações idênticas foram constatadas. Os diferentes micromecanismos observados estão de acordo com as diferentes taxas de desgaste entre mandíbulas fixas e móveis, onde temos um maior desgaste nas mandíbulas fixas em todos os ensaios.
- Os resultados dos ensaios de mandíbulas mostram que as taxas de desgaste apresentam o mesmo comportamento em qualquer liga, ou seja, as taxas de desgaste apresentem tendência à estabilização. Porém, esta estabilização não é clara suficiente de modo a se determinar um critério para o final do regime, apenas com a análise de perda de massa.
- As taxas de desgaste são decrescentes no intervalo de britagem utilizado, independente da posição da mandíbula (fixa ou móvel).
- A presença de precipitados de alta dureza na microestrutura das três ligas estudadas, associados a uma matriz razoavelmente resistente e altamente tenaz, que é a austenita, garante uma boa resistência à abrasão.

EM RELAÇÃO AO OBJETIVO

Em todas as ligas estudadas, os resultados dos testes realizados na liga Hadfield original com 2% de Mo, comparados àqueles realizados nas ligas modificadas quimicamente, mostram a viabilidade técnica da adição de nióbio e nióbio-boro em substituição ao molibdênio em aços do tipo Hadfield, visto que nenhuma das propriedades físicas e mecânicas, medidas neste trabalho, apresentaram valores inferiores àqueles observados no material originalmente concebido. Considerando que no mês de maio de 2.004, o ferro-molibdênio variou de R$ 60,00 a R$ 100,00 / quilo, enquanto que o ferro-nióbio se manteve a R$ 40,00/quilo, a redução dos elementos de liga e o custo se apresentam também atrativos.

CAPÍTULO VI

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Como sugestões para o prosseguimento do trabalho, poderiam ser investigadas novas composições com esses mesmos elementos de adição em aços de outras classes da norma ASTM A-128, como classe A ou classe C, bastante vendidos no mercado.

- Poderiam ser feitos outros ensaios ou os mesmos tipos de ensaios com cargas maiores para observar a influência desse fator.

- Poderia ser variado o tipo de abrasivo, pois usamos apenas granito.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à toda minha família pelo apoio dado durante todo o tempo.

Ao Professor Dr. Cristovam Paes de Oliveira pela orientação e compreensão durante todo o desenvolvimento do trabalho, principalmente depois de eu ter saído de Ouro Preto e ter encontrado dificuldades para continuar o trabalho.

Aos professores Fernando von Krüger e Raimundo Teixeira pela colaboração e apoio durante a execução das disciplinas.

A todos os professores envolvidos, que me passaram conhecimentos fundamentais para o trabalho e a vida profissional adiante e aqueles que trabalham para o engrandecimento da Redemat, fazendo dessa rede uma fonte de saber e trabalho.

À Ana, secretária da Redemat, pelo apoio e simpatia durante o curso.

Aos funcionários da Escola de Minas (Praça e Degeo), aos laboratórios LEMS e de Análise Química do Cetec, laboratório 77 do Departamento de Física da UFOP e Senai-Itaúna pelo trabalho e ajuda, sem os quais eu não conseguiria fazer a parte prática. Agradeço em especial a Ivete, através do seu apoio com as análises microscópicas de varredura e analisador de imagens e também ao Graciliano por sua presteza em nos ajudar.

Ao Leandro Webster, bolsista na época da execução dos ensaios de roda de borracha no Cetec, que também ajudou muito na execução das metalografias, além do acompanhamento de todo o processo, assim como ao Wellington Melo (Cetec) pela parceria, através do set up das condições, treinamento, relatório de procedimento e orientação ao estágio do Leandro (com o Dr. José Roberto T. Branco), durante o qual foram realizados os testes.

À CBMM, pelo apoio e cessão de artigos e ferro-ligas, à empresa Metso, ao IPT e à Fundição Altivo, que ajudaram muito no desenvolvimento desse trabalho.

Para terminar, agradeço a Deus por mais essa etapa vencida.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AARON, H.B. e Kotler, G.R. (1971). *Metall. Trans.* **2**, 393-408.
- ALBERTIN, e.; Ambrósio Filho, F.; Fuoco, R., Goldestein, H. e Sinátora A. – Ferros fundidos brancos resistentes ao desgaste abrasivo, III Congresso Brasileiro de Fundição, outubro, 1985. São Paulo – SP.
- ALEXANDER, E.M. (1975). *Wire Journal* **9**, 151-159.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. Standard practice for jaw crusher gouging abrasion test (G 81-83). In: 1986 annual book of ASTM Standards: metals tests methods and analytical procedures. Philadelphia, Pa., 1986. V. 03.02, p.481-9. B.M. (1994).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. Selection and use of wear tests for metals (ASTM-STP 615). Philadelphia Pa, 1976. 113p. (Symposium presented at November Committee Week ASTM, New Orleans, La., 17-21 Nov. 1975).
- ANAIS do 44o. Congresso Anual da ABM, v. 1, São Paulo-SP, 337-346.
- ANDREW, J.H. e Lee, H. (1950). *J. Iron Steel Inst.* **165**, 145-165.
- ARCHARD, J. F., APPL. PHYS. VOL. 24. 1953. PG. 981.
- A.S.M. Metals Handbook. The selection of steel for wear resistance. 8th ed,, 1961, p.244-257.
- A.S.M. Metals Handbook. Austenitic Manganese Steel. 9^{h} ed. Vol . 3., 1980, p. 568.
- AVERY, H. S., Austenitic Manganese Steel. American Blake Shoe CO. New York City, 1949. An expended version of the 1948 Metals Handbok articles, contaning photomicrographs, constitution diagrams, lists of established apllications, and 33 selected references.
- AVERY, H.S.; Surface Protection Against Wear and Corrosion, ASM, Metals Park, Ohio, 1954, pp. 12-22.
- AVERY, H.S. The measurement of wear resistance. Wear, 4 (6): 427-49, 1961.
- AVERY, H.S.; Work hardening in relation abrasion resistance; In: Materials for Mining Industry, Symposium, 1974, Proceedings. Barr, R.Q., ed., Climax Molybdenum, 1974, p.p 43-77.Baird, J.D. (1971). *Metall. Rev.* **16**, 1-18.
- AVERY,H. S. and Chapin, H. J.. Austenitic manganese steel welding electrodes. Welding J. 33, 459. Maio de 1954. A detailed description of welding factors.

- BAIN, E. C. Davenport,E. S. and Waring, W. S. N. Equilibrium diagram of iron-manganese-carbon alloys of commercial purity. Trans. AIME, 100, 228 A 249. 1932. Basic information for understanding the constitution and heat treatment of the iron-carbon-manganese system up to 1,4%C and 14% Mn.
- BAIRD, J.D. (1973). *Inhomogeneity of Plastic Deformation*, ASM, Metals Park, p. 191.
- BALL, A.; On the importance of work hardening in the design of wear resistant materials, Wear, 91, 1983, pp. 210-217.
- BELLON, J.C.; Mei, P.R. E Kestenbach, H.J. Efeito das condições de tratamento termomecânico nas propriedades de um aço baixo carbono microligado ao nióbio, titânio e boro. metalurgia e materiais – ABM, VOL. 48, Nº 412, 1992. PAG. 742-747.
- BLICKENSDERFER, R. Design criteria and correlations factors for field wear testing, Wear, 122, 1988, pp. 165-182.
- BORIK, F.; Sponseller, D.L. Gouging abrasion test for materials used in ore and rock crushing, Part I – Description of test, Journal of Materials, 6, 1971, pp. 590-605;
- BORIK, F. Using test to define the influence of metallurgical variables on abrasions, Metals Engineering Quartely, 12, 1972, pp.33-9.
- BORIK, F. Testing for abrasive wear, In: ASTM STP 615, Selection and Use of Wear Tests. Bayer, R.G., ed., 1976, pp. 30-44.
- BUTCHER, B.R. e Pettit, H.R. (1966). *J. Iron Steel Inst.* **204**, 469-477.
- BUTTERY, T.C.; Archard, J.F., Grinding and abrasive wear, Proc. Inst. Mech. Eng. London, v.185, 1970-71, p.231-245.
- CARPINETTI, Costa, P. H. – Efeito do nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo e molibdênio. USP. 1985. PAG. 109.SÃO PAULO.
- CHIPMANN, J. – Basic open hearth steelmaking – AIME, 3rd ED. 1964, NY, PG. 648.
- CHIPMANN, J. and Corrigan, D.A. - Prediction of the solubility of nitrogen in molten steel – Trans. Metallurgical Soc. AIME. V. 233, 1965, PG. 1249 – 1252.
- DIAS, J.F., Gonzalez, B.M., Cetlin, P.R. e Coelho, A.R.Z. (1988). Anais do 43o. Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte-MG, 339-350.
- DIAS, J.F., Gonzalez, B.M., Cetlin, P.R. e Coelho, A.R.Z. (1989).

- DURMAN, R.W.; Progress in Abrasion Resistant Materials for Use in Comminution Process, Int. J. Mineral Processing, v.22, 1988, pp. 381-99.
- EVANS, D.G. e Bhattacharya, R. (1972). *Wire Industry*, set/72, 766-769.
- FANG, L. et. al., Movement Patterns of abrasive Particles in Three-Body Abrasion, Wear, v.162-164, 1993, pp. 782-789.
- FAHN, L. Zhou, Q.D.; LI, Y.J.; Na explanation of the relation between wear and material hardness in three-body abrasion, In: Int. Conf. On Wear of Materials.
- **GARRISON, Jr., Khruschov's rule and the abrasive wear resistance of multiphase solids, Wear, v. 111, 1986, p. 213-220.**
- GAWNE, D.T. (1985). *Mater. Sci. Tech.* **1**, 583-592.
- GILLET, H. W., Considerations involved in the wear testing of metals. ASTM. Paper, from symposium of wear of metals, Phila, 1937.
- GLADMAN, T., McIvor, I.D. e Pickering, F.B. (1972). *J. Iron Steel Inst.* **210**, 916-930.
- GOUZOU, J., Wegria, J. e Habraken, L. (1972). *C.R.M*. **33**, 65-71.
- GRUNDLACH, R. B.; Parks, J. L. – Influence of abrasion hardness on the wear resistance of high chromium irons. Wear. Vol. 46, PG. 97-108.
- HASHIURS, K. Abrasion resistent austenitic manganese steel. bulletin of the japan institute of metals, Vol. 16, 1977, VOL. 10.
- HUTCHINGS, I.M.; Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials, Edward Arnold, London, 1992.
- HYZAK, J.M. e Bernstein, I.M. (1976). *Metall. Trans.* **A7**, 1217-1224.
- KAYABA, T.; Hokkirigawa, K.; Kato, K.; Analysis of abrasive wear mechanism by successive observations of wear process in a scanning electron microscope, Wear, v. 110, 1986, pp. 419-430.
- LARSEN-BASSE, J., The abrasion resistance of some hardened and tempered carbon steels, Trans. AIME, v.236, 1966, p.1461,6.
- LESLIE, W. (1981). *The Physical Metallurgy of Steels*, McGraw-Hill, New York, p. 112.
- LUDEMA, K.C.; ed., ASME, 1991, Proceedings. Pp. 513-520.
- MIHALEV, M. S., Baldina, V. P., Effect of initial properties of high manganese steel on its work hardening – Casting Production, 1974, Nº 6.
- **MISRA, A., Finnie, I, A Classification of Three-Body Abrasive Wear and**

Design of a New Tester, Wear, 60, 1980, p. 11-121.

- MISRA, A. & Finnie, I. A review of the abrasive wear of metals. Transactions of the ASME, 104 (92): 94-101, 1982.
- MURRAY, M.J. Abrasive wear mechanism in steels. Journal of Lubrification Technology, (1): 9-16, 1979.
- NISHIOKA, T. (1970). Proc. Int. Conf. Science Technology Iron Steel - IGSTIS, Tokyo, v. 2, 1122-1125.
- NISHIOKA, T. e Nishioka, T. (1971). Proc. Int. Conf. Mechanical Behaviour of Materials, Tokyo, 109-116.
- NORMA ASTM G65-91, Test Method for Measuring abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, In Annual Book ‘of Standars, V.03.02, ASTM, 1992, pp. 239-251.
- NORMA ASTM G81-83(89), Practice for Jaw Crusher Gouging Abrasion Test, In: Annual Book of Standards, V. 03.02, ASTM, 1992, pp. 332-7.
- NORMANN, T. W., LOEB, C. M., Wear tests on grinding balls, Transactions of the metallurgical society of AIME, 1948, Vol. 176, PAG. 490-526.
- NORMANN, T. W. wEAR resistant steel castings for the mining industry. Climax Molybdenium CO. NEW YORK CITY.1956.
- NORMANN, T. W.., Factors influencing the resistance of steel castings to high stress abrasion. A. F. S. Transactions, VOL. 66, 1958. PAG. 187-196.
- OLIVER, J. and Boyd, M. Manganese steel. Published for Hadfields, Ltd., Sheffield. Edinburgh and London 1956. An illustrated and indexed book with an extensive bibliography; this is the basic British reference work on Hadfield’s steel.
- PORTER, D.A. e Easterling, K.E. (1981). *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Van Nostrand Reinhold, Wokingham, p. 44.
- PORTER, D.A., Easterling, K.E. e Smith, G.D.W. (1978). *Acta Met*. **26**, 1405-1422.
- RABINOWICZ, E., Friction and Wear of Materials, Willey Sons, 1965.
- RABINOWICZ, E.; The Wear of Hard Surfaces by Soft Abrasives, In: Int. Conf. On Wear of Materials, 1983, Proceedings. Ludema, K.C., ed., ASME, New York, 1987, pp. 12-18.
- RABINOWICZ, E., Dunn, L. A., Russell, P. G., A study of abrasive wear under three-body conditions. Wear, VOL. 4, N° 5, 1961. PG. 587.
- RABINOWICZ, E. Friction and wear of materails. Cambridge, Massachussets, John

Wiley, 1966, 243p.

- **RICHARDSON, R.C.D., The maximum hardness of strained surfaces and the abrasive wear of metals and alloys, Wear, v10, 1967, p. 353-382.**
- RIGNEY, D. A.; Glaeser, W. A. – Wear resistance – ASM Metals Handbook, Vol.1 , 9TH Ed. 1978, PG. 597-638.
- **ROTONDARO, R.G. Mecanismos de Desgaste Abrasivo. 125 p., Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 1988.**
- **RUSS, J. C., The Image Processing Handbook, CRC Press: Boca Raton, 2nd. Ed., 1995, page 674.**
- SAITO, T. Effect of alloying elements on carbide precipitation in hadfield steel. The Journal of Iron and Steel of Japan, Vol. 58, 1972, No. 3.
- SEEGER, A. (1982). *Scripta Metall.* **16**, 241.
- SORIN, B; Desalos, Y. Maitrepierre, P. H; Rofes-vernis, J. (1978) – Caracteristiques de transformation et propriétés d"aciers à bas carbone au nb-b, memories scientifiques de la revue de métallurgie, VOL. 75, P. 355-369.
- SPEICH, G.R. (1969). *Trans. Met. Soc. AIME* **245**, 2553-2564.
- SUSUKI, A., Takada, H., Makioka, M., Cotou, T. Effect of Alloying Elements on the transformation and impact property of austenitic high manganese steel. The Journal of Iron and Steel of Japan, vol. 55, 1969, Nº 9.
- SWARTZ, J.C. (1962). *Acta Metall.* **10**, 406-418.
- TCCHIPTSCHIN, A. P.; Sinátora, A. – Comportamento em desgaste de ferros fundidos brancos de alto cromo revenidos contendo vanádio. Anais do 45º congresso annual da ABM. 1990. Rio de Janeiro – RJ. PG. 19 – 31.
- TORRANCE, A.A., The correlation of abrasive wear tests, Wear, v. 63, 1980, p. 359-370.
- TORRANCE, A.A.; Na explanation of the hardness differential needed for abrasion, Wear, 68, 1981, p. 263-6.
- YAMADA Y., Kawakami, H., Nakamura, Y. e Tsuji, K. (1983). *Wire* **33**, 122-124.
- **ZUM GAHR, K.H., Microstructure and Wear of Materials, Tribology Series 10. Elsevier, 1987.**
- ZUM GAHR, K.H e Doane, D.V., Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons, Metallurgical Transactions A, v.11 A, 1980, P. 613-620.