

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA

Este exemplar corresponde
à redação final defendida
por José Angelo Rodrigues
Gregolin e aprovada pela
Comissão Julgadora em
16 de fevereiro de 1990


Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara

DESENVOLVIMENTO DE LIGAS Fe-C-Cr-(Nb)
RESISTENTES AO DESGASTE

José Angelo Rodrigues Gregolin

03/90

Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia de Campinas como parte
dos requisitos necessários para a
obtenção do grau de DOUTOR EM
ENGENHARIA MECANICA.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA

Tese de: Doutorado

Título da Tese: DESENVOLVIMENTO DE LIGAS Fe-C-Cr-(Nb)
RESISTENTES AO DESGASTE

Autor: José Angelo Rodrigues Gregolin

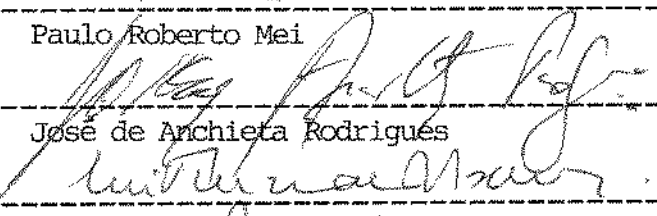
Orientador: Nelson Guedes de Alcântara

Aprovado por




Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara, Presidente


Prof. Dr. Paulo Roberto Mei



Prof. Dr. José de Anchieta Rodrigues



Prof. Dr. Luiz Fernando V. Ramos



Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha

Campinas, 16 de fevereiro de 1990

Dedico este trabalho à Maria do
Rosário, Isadora e Maira, esposa e
filhas, pela paciência e
colaboração.

Desejo compartilhar os eventuais
méritos do trabalho, também com os
meus pais, Hermenegildo e Dinorah.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara, pela orientação e confiança na realização da pesquisa.

Aos colegas professores do DEMa que colaboraram em inúmeros momentos da evolução do trabalho. Em particular, desejo agradecer a colaboração por meio de discussões importantes dos professores Drs. Maurizio Ferrante, José de Anchieta Rodrigues e Hans J. Kestenbach.

A todos os colegas do corpo técnico do DEMa, que colaboraram nas realizações experimentais. Agradeço particularmente a dedicação do engenheiro Alberto, do Gil Masson, do Gilberto, do Luis Augusto, do Aroni e do Donizetti em diversas atividades laboriosas e decisivas.

Aos técnicos Bachega e Jovino, do Departamento de Química - UFSCar, pela dedicação no desenvolvimento das análises químicas.

Aos colegas do corpo administrativo do DEMa pelo apoio e colaboração.

Aos colegas professores, técnicos e administrativos da UNICAMP que sempre ofereceram todas as formas de colaboração que foram necessárias.

Ao Massao e ao Eduardo, pelo empenho na confecção final do trabalho.

Ao CNPq, à FINEP e à FAPESP, pelo financiamento de projetos que possibilitaram a realização de partes importantes deste trabalho.

A empresa Eutetic-Castolin e às pessoas ligadas à mesma que possibilitaram um importante intercâmbio de informações.

A Mineração Jundú, pela cessão de materiais.

A todos aqueles que contribuíram para a concretização deste trabalho, os mais sinceros agradecimentos.

RESUMO

São apresentados os resultados de uma pesquisa sobre o desenvolvimento de ligas Fe - C - Cr e Fe - C - Cr - Nb que representam classes importantes de materiais para aplicações contra o desgaste abrasivo.

As ligas experimentais foram elaboradas em forno de indução e vazadas em moldes de areia. Ensaios abrasivos por sílica a baixas tensões, com equipamento de roda de borracha, foram realizados para a determinação de perdas de massa e de volume dos materiais. Empregou-se uma técnica de microscopia eletrônica de varredura na observação de superfícies progressivamente desgastadas. Também foram realizadas análises térmicas de solidificação de ligas, com o emprego de forno de aquecimento resistivo e interrupção de solidificação por congelamento da amostra.

Com relação as microestruturas destes materiais, a série de ligas Fe - C - Cr apresentou matriz austenítica (γ) e carbonetos M_7C_3 variando entre 8,7% a 47,7%, abrangendo desde estruturas hipoeutéticas até hipereutéticas. A série de ligas Fe - C - Cr - Nb apresentou as fases γ , M_7C_3 e NbC em duas configurações microestruturais típicas, com a formação de γ dendrítico ou de carbonetos M_7C_3 massivos. As ligas da série ao Nb contendo γ dendrítico apresentaram desde 1,5 até 22,2% NbC (em um total de 27,9 até 44,1% de carbonetos M_7C_3 + NbC). As ligas da série ao Nb contendo M_7C_3 massivo apresentaram desde 1,2 até 20,5% NbC (em um total de 36,5 até 45,1% de carbonetos M_7C_3 + NbC).

Investigou-se a variação do desgaste com a porcentagem volumétrica de carbonetos presentes na microestrutura destes materiais. Verificou-se um mínimo de desgaste para frações intermediárias de carboneto M_7C_3 nas ligas Fe - C - Cr, para microestrutura ligeiramente hipereutética. Também foi verificado um mínimo de desgaste para fração intermediária do total de carbonetos $M_7C_3 + NbC$ para as ligas Fe - C - Cr - Nb. Para auxiliar na interpretação dos resultados quantitativos de desgaste, foram observados os micromecanismos superficiais de desgaste. As diferentes formas de degradação microestrutural em geral se mostraram semelhantes para as ligas Fe - C - Cr e Fe - C - Cr - Nb. Entretanto, podem ser salientadas duas diferenças importantes no desgaste de NbC e M_7C_3 . O NbC não apresentou ilhas de matriz austenítica confinadas em seu interior, ao contrário do M_7C_3 massivo que apresentou essa formação microestrutural e o mecanismo de fragmentação por pite associado. Por outro lado, os carbonetos NbC massivos mostraram-se sujeitos a um arrancamento ou desintegração acentuada, enquanto que os carbonetos M_7C_3 massivos apresentaram degradação sempre gradual.

Para a previsão e interpretação da formação das microestruturas obtidas nas ligas da série contendo Nb, foi desenvolvido um modelo de equilíbrio e solidificação de fases. O modelo previu por exemplo, os campos de formação de γ dendrítico ou M_7C_3 massivo, presentes de forma mutuamente excludentes e todas as ligas contendo NbC investigadas. O modelo fundamentou-se no sistema Fe - C - Cr - NbC.

DEVELOPMENT OF Fe-C-Cr-(Nb) WEAR RESISTANCE ALLOYS

ABSTRACT

The Fe - C - Cr and Fe - C - Cr - Nb alloys, extensively used for abrasive wear resistance applications, were developed and studied in the present work.

These experimental alloys were induction melted and sand cast. Low stress rubber wheel abrasion tests with silica were performed for mass and volume loss measurements. Scanning electronic microscopy was used for observing wear damages on the material's surface. Thermal analysis was conducted by heating some alloys in a SiC resistance furnace and water quenching for freezing structures.

The Fe - C - Cr alloy microstructures showed austenitic (γ) matrix and 8,7% to 47,7% M_7C_3 carbides going from hypoeutectic to hypereutectic structures. The Fe - C - Cr alloys exhibited γ , M_7C_3 and NbC in two different microstructural configurations. One of them showed dendritic γ and the other massive M_7C_3 . The Nb alloys with dendritic γ showed 1,5 to 22,2% NbC (in a total of 27,9% to 44,1% M_7C_3 + NbC), whilst the Nb alloys with massive M_7C_3 showed 1,2 to 20,5% NbC (in a total of 36,5 to 45,1% M_7C_3 + NbC).

The influence of carbide volume fraction on the wear behavior was investigated, and a minimum wear was observed for intermediate volume fraction of M_7C_3 in Fe - C - Cr alloys corresponding to a slightly hypereutectic microstructure. The same

behavior was also verified at intermediate $M_7C_3 + NbC$ carbide volume fraction for the Nb alloys.

For a better understanding of the above quantitative results SEM observations were performed, attention being centered on the evolution of the wear morphology and thus on the micromechanism involved in the process. Although the general features were almost identical, two main differences were observed, regarding the fracture mode of massive NbC and M_7C_3 . First, austenitic matrix islands were observed within M_7C_3 carbide, which exhibited pit formation mechanism, while no such microstructural feature was associated to NbC . Second, evidences of NbC gross fracture were often found while massive M_7C_3 was characterized by progressive degradation.

In order to rationalize the Nb alloys microstructure formation, a phase equilibrium diagram and a solidification model were developed based on a $Fe - C - Cr - NbC$ system. The γ dendritic and massive M_7C_3 solidification fields for the experimental Nb alloys were explained by this model.

INDICE GERAL

AGRADECIMENTOS	i
RESUMO	ii
ABSTRACT	iv
INDICE GERAL	vi
CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO	1
1.1. Importância do desgaste e sua prevenção	1
1.2. Objetivos deste trabalho	4
CAPITULO 2 - FUNDAMENTOS DA ABRASOMETRIA E DO DESENVOLVIMENTO DE LIGAS RESISTENTES AO DESGASTE ABRASIVO	6
2.1. Classificação do desgaste e da abrasão	7
2.2. Modelos e relações quantitativas na abrasometria ..	12
2.3. Micromecanismos de desgaste abrasivo	19
2.4. Ensaios de desgaste abrasivo	26
2.4.1. Ensaios de abrasão por goivagem ou sulcamen- to	27
2.4.2. Ensaios de abrasão a altas tensões ou por moagem	27
2.4.3. Ensaios de abrasão a baixas tensões ou por riscamento	29
2.4.4. Ensaios de riscamento elementar	30

2.4.5. Ensaaios de campo	31
2.5. Fatores que afetam o desgaste abrasivo	33
2.5.1. Fatores inerentes ao material abrasivo	35
2.5.2. Fatores inerentes às condições operacionais ou de projeto	39
2.5.3. Variação do desgaste com as propriedades fi- sicas e mecânicas do material desgastado ...	41
2.5.4. Fatores inerentes à microestrutura dos mate- riais	43
2.6. Microestrutura e resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos ao cromo	48
2.6.1. Efeitos da fração de carbonetos M C sobre o desgaste de ligas Fe-C-Cr com matriz auste- nítica	50
2.6.2. Desempenho de FoFos brancos com matriz mar- tensítica em comparação aos de matriz auste- nítica	53
2.6.3. Efeitos de outros elementos de liga formado- res de carbonetos em ligas Fe-C-Cr resisten- tes ao desgaste	54
2.6.4. Adições de Ni, Mn, ou B para melhoria da te- nacidade dos ferros fundidos brancos ao cro- mo resistentes ao desgaste	56
2.7. Princípios da seleção de materiais resistentes à abrasão	57

2.8. Equilíbrio e transformações de fases em ligas à base de Fe-C-Cr resistentes ao desgaste abrasivo	61
2.8.1. Ferros fundidos brancos essencialmente ao cromo	61
2.8.2. Efeitos do molibdênio sobre o equilíbrio e transformações de fases em ligas Fe-C-Cr ...	64
2.8.3. Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-V	65
2.8.4. Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-Nb	66
2.8.5. Diagramas de equilíbrio de fases dos sistemas binários e ternários pertencentes ao quaternário Fe-C-Cr-Nb	69
Tabelas do Capítulo 2	73
Figuras do Capítulo 2	78
CAPITULO 3 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	106
3.1. Materiais utilizados	106
3.2. Ensaio abrasivos por sílica seca a baixas tensões em equipamento de roda de borracha	107
3.3. Observações do processo abrasivo por microscopia eletrônica de varredura	111
3.4. Metalografia e microscopia ótica	112
3.5. Análise térmica e interrupção da solidificação por congelamento de amostra	113
Tabelas do Capítulo 3	115

Figuras do Capítulo 3	118
CAPITULO 4 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS	123
4.1. Caracterização microestrutural das ligas Fe-C-Cr-(Nb)	123
4.2. Densidade e dureza das ligas Fe-C-Cr-(Nb)	125
4.3. Efeito das frações de carbonetos sobre o desgaste abrasivo a baixas tensões para as ligas Fe-C-Cr-(Nb)	126
4.4. Observação de micromecanismos de desgaste por microscopia eletrônica de varredura	127
4.5. Transformações de fase na fusão e solidificação de ligas Fe-C-Cr-Nb	131
Tabelas do Capítulo 4	135
Figuras do Capítulo 4	139
CAPITULO 5 - DISCUSSAO	173
5.1. Variação do desgaste abrasivo com a microestrutura das ligas Fe-C-Cr	173
5.2. Variação do desgaste abrasivo com a microestrutura das ligas Fe-C-Cr	178

5.3. Contribuição do estudo de mecanismos de desgaste por MEV para interpretação dos resultados de ensaios abrasivos	180
5.4. Desenvolvimento de um modelo do sistema Fe-C-Cr-NbC para a análise da solidificação das ligas experimentais contendo Nb	186
5.5. Comparação de resultados experimentais com as previsões estabelecidas pelo sistema Fe-C-Cr-NbC	192
Figuras do Capítulo 5	197
CAPITULO 6 - CONCLUSÕES	206
CAPITULO 7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	209
SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	229

C A P I T U L O 1

1. INTRODUÇÃO

1.1. Importância do desgaste e sua prevenção

O desgaste de componentes e equipamentos em inúmeros segmentos industriais, agrícolas e em outras atividades econômicas, representa um dos maiores fatores de depreciação de capital e de fonte de despesas com manutenção. Em primeiro lugar, o desgaste influi sobre os custos diretos de produção, devido as necessidades de reposição ou recuperação de peças desgastadas (1-8). O desgaste influi também sobre os custos indiretos de produção, devido às necessidades de superdimensionamento de componentes, limitações na produção por causa de equipamentos deteriorados, além de interrupções muitas vezes imprevistas de linhas de produção (1-8). Avaliações de custos totais relativos ao desgaste e fricção, feitas nos Estados Unidos em 1975, indicaram uma despesa anual da ordem de 100 bilhões de dólares (2), enquanto que, na República Federal da Alemanha estimou-se em 1984 uma despesa anual da ordem de 20 bilhões de marcos (aproximadamente 12 bilhões de dólares) em custos diretos (9).

Dentre as diversas formas de ocorrência, o desgaste abrasivo tem sido considerado como o responsável por mais de 50% dos problemas industriais envolvendo desgaste (10, 11). Como o desgaste abrasivo é um resultado geralmente intrínseco das operações e dos processos onde ocorre, o seu controle e

minimização dependem essencialmente da seleção de materiais apropriados (1,2,11).

A natureza complexa do fenômeno da abrasão e a multiplicidade de fatores que afetam o desempenho dos materiais contra o desgaste abrasivo, têm limitado a quantidade, o teor e a aplicabilidade das informações obtidas em ensaios de laboratório e em acompanhamentos durante o serviço (1,12,13). Tem sido ressaltada também a necessidade e importância de mais estudos fundamentais, para uma melhor compreensão do próprio fenômeno de desgaste (13,14).

Os ferros fundidos brancos com alto teor de cromo estão entre os materiais com maior resistência ao desgaste abrasivo, e têm sido empregados na minimização do desgaste abrasivo desde o início do século XX (3). O bom desempenho destas ligas contra a abrasão, deriva de uma microestrutura polifásica, formada principalmente por carbonetos de cromo, bastante duros e resistentes à ação abrasiva, suportados por uma matriz austenítica ou martensítica que, por sua vez, confere uma relativa tenacidade ao material (15-17).

A partir destas ligas pertencentes basicamente ao sistema Fe - C - Cr, novas séries de ligas têm sido investigadas e desenvolvidas com a adição de outros elementos, tais como o molibdênio, para garantir uma matriz austenítica metaestável ou para aumentar a temperabilidade (17,18), além de vanádio, tungstênio e/ou nióbio, que são formadores de carbonetos, ainda mais duros que os de cromo (18-20).

Se por um lado estas ligas têm consolidado uma crescente utilização comercial, são poucas as informações

tecnológicas e científicas encontradas principalmente quanto ao efeito de outros elementos além do Cr, formadores de carbonetos, como por exemplo o Nb. Parte das dificuldades reside no fato de que as ligas essencialmente do tipo Fe - C - Cr - X, sendo X um (ou mais) elemento(s) formador(es) de carbonetos, quaternárias ou de maior ordem, tornam o estudo de formação e estabilidade de fases mais difícil e complexo, somado às dificuldades inerentes ao próprio estudo da abrasão.

Este trabalho pretende contribuir para o desenvolvimento de ligas resistentes ao desgaste abrasivo, baseadas no sistema Fe - C - Cr, com a adição complementar de nióbio para formação de carbonetos NbC. Para tanto busca-se investigar experimentalmente o comportamento macroscópico e microscópico de ligas Fe - C - Cr - (Nb) frente à abrasão a baixas tensões, além de explorar uma nova estratégia de projeto de ligas com elementos complementares do tipo Nb, para a formação de carbonetos. Sob o ponto de vista de comportamento macroscópico de ligas perante o desgaste, o trabalho procura principalmente correlacionar a resistência ao desgaste com o tipo e a fração de carbonetos presentes no material, correlação esta que tem-se mostrado uma das mais importantes no desempenho de materiais polifásicos, evidenciando-se, entretanto, a existência de dúvidas e informações até diferentes acerca deste comportamento. Sob o ponto de vista de comportamento microscópico perante o desgaste, são apresentadas observações experimentais da evolução do desgaste durante ensaios abrasivos, procurando descrever e comparar com outros trabalhos, a ocorrência de diferentes

micromecanismos de desgaste atuantes, contribuindo neste caso para a melhor compreensão do desempenho das ligas, e, também, para o desenvolvimento e disseminação da técnica experimental de observação de superfícies desgastadas por microscopia eletrônica de varredura.

Por outro lado, como estratégia para o projeto de ligas Fe - C - Cr - Nb, pretende-se demonstrar a viabilidade de se estabelecer uma nova abordagem, fundamentada na substituição de fases, como alternativa à prática mais corrente baseada na substituição de elementos de liga na composição do material. Desenvolveu-se um modelo de análise para a previsão da formação original e da presença de fases durante a solidificação de ligas pertencentes a regiões de interesse do sistema quaternário Fe - C - Cr - Nb, a partir dos conceitos e observações experimentais sobre o equilíbrio e diagramas de fase deste sistema.

1.2. Objetivos deste trabalho

Com base na verificação de uma escassez de informações sobre o desenvolvimento de ligas Fe - C - Cr - Nb e seu desempenho contra o desgaste abrasivo, considerando ainda o potencial de aplicação desses materiais, sobretudo em situações que envolvam a abrasão a baixas tensões, os seguintes objetivos foram estabelecidos para o presente trabalho:

a) determinar o comportamento macroscópico de ligas Fe - C - Cr - Nb essencialmente austeníticas, contendo diferentes frações de carbonetos NbC e $(Fe,Cr)_7C_3$, perante o desgaste

7 3

abrasivo por sílica a baixas tensões, além de comparar o seu desempenho com o de ligas Fe - C - Cr austeníticas, contendo apenas carbonetos (Fe,Cr) C ;

7 3

b) analisar o comportamento microestrutural das ligas investigadas frente ao processo abrasivo, para identificar os possíveis mecanismos de desgaste e auxiliar na melhor compreensão dos resultados de desempenho;

c) desenvolver um modelo de diagrama de fases para a análise da formação e equilíbrio na solidificação das ligas quaternárias Fe - C - Cr - Nb investigadas.

C A P Í T U L O 2

2. FUNDAMENTOS DA ABRASOMETRIA E DO DESENVOLVIMENTO DE LIGAS RESISTENTES AO DESGASTE ABRASIVO

Neste capítulo são apresentadas as informações significativas e disponíveis sobre a abrasão e os materiais resistentes ao desgaste abrasivo, procurando-se enfatizar, quando pertinente, os aspectos mais diretamente associados às classes de ligas Fe - C - Cr - (Nb) objetivadas neste trabalho. Primeiramente são apresentados os conceitos básicos e as ferramentas de estudo da abrasão e do desgaste abrasivo, que podem ser consubstanciados principalmente na sua classificação (item 2.1), nos modelos e relações quantitativas disponíveis (item 2.2) na caracterização de micromecanismos de desgaste (item 2.3), e nas técnicas desenvolvidas para os ensaios abrasivos de materiais (item 2.4). Uma abordagem dos principais fatores que afetam o desempenho de diferentes materiais frente ao desgaste abrasivo é apresentada sequencialmente no item (2.5). Essa análise de fatores é particularizada no item (2.6) para as ligas à base de Fe - C - Cr original, enfatizando neste caso, a correlação entre microestrutura e resistência ao desgaste. Sob o ponto de vista tecnológico, considerou-se relevante acrescentar também uma breve arregimentação de informações sobre os princípios de seleção de materiais resistentes ao desgaste e a posição das ligas à base de Fe - C - Cr - Nb neste contexto, o que está apresentado no item 2.7. Por outro lado, ressaltando-se

a relativa complexidade da metalurgia física das ligas Fe - C - Cr e da adição de outros elementos complementares, para aumentar a resistência ao desgaste, procurou-se evitar o aprofundamento de uma análise deste aspecto em todos os itens anteriores deste capítulo, concentrando no item 2.8 uma abordagem mais abrangente do equilíbrio e transformações de fases, principalmente com relação à solidificação dessas ligas.

2.1. Classificação do desgaste e da abrasão

O desgaste é um fenômeno essencialmente superficial, envolvendo a remoção indesejável e geralmente gradual de material da superfície desgastada, por ação mecânica, que pode combinar a deformação, o corte, a fragmentação superficial e/ou o atrito entre superfícies metálicas (10,21,22). O desgaste pode ainda ocorrer de forma combinada com outros fenômenos de degradação, tais como o impacto, a corrosão, a fadiga e a fluência.

Devido à complexidade dos fatores envolvidos no desgaste, procura-se estabelecer classificações que facilitem o estudo do fenômeno e sua prevenção. Pode-se classificar as principais formas de desgaste do seguinte modo (10,21):

- DESGASTE ABRASIVO (ou abrasão): ocasionado por partículas abrasivas (duras) deslocando-se sob tensão por sobre a superfície;

- DESGASTE EROSIVO (ou erosão): que ocorre no choque de partículas sólidas ou gotas líquidas arrastadas por correntes de fluidos contra a superfície;
- DESGASTE POR CAVITAÇÃO: associado à formação e explosão de bolhas gasosas em correntes de fluidos, na interface líquido/superfície sólida devido a variações súbitas de pressão;
- DESGASTE POR ADESAO (ou fricção): resultante da fricção entre duas superfícies metálicas ásperas que deslizam entre si;
- DESGASTE CORROSIVO: que envolve reações químicas superficiais no material, além das ações mecânicas de desgaste;
- DESGASTE POR FADIGA SUPERFICIAL: associado a tensões cíclicas durante o contato mútuo de superfícies.

Alguns trabalhos têm caracterizado outras formas de desgaste, tais como a delaminação, a remoção elétrica de material etc, dentro de um grupo de formas minoritárias de desgaste (23). Existem também proposições mais recentes de novos meios de classificação do desgaste, buscando evidenciar as combinações entre movimentos relativos de superfícies, formas de degradação e mecanismos básicos de desgaste (23). De qualquer modo, existe ainda dificuldade para uma definição e classificação do desgaste que seja adotada de forma consensual e definitiva (13,23).

Dificuldades semelhantes são encontradas quando se busca uma forma de classificação para o desgaste abrasivo. Na prática industrial corrente tem-se adotado uma classificação

tecnológica, que diferencia três categorias distintas de desgaste abrasivo, de acordo com a severidade das tensões envolvidas (10,22,24-27):

- a) abrasão por riscamento ou a baixas tensões;
- b) abrasão por moagem ou a altas tensões;
- c) abrasão por goivagem ou sulcamento.

A Figura 2.1. ilustra estas três categorias de desgaste abrasivo.

Na abrasão por riscamento ou a baixas tensões (Figura 2.1a) a superfície desgastada é riscada pelo material abrasivo que, ao penetrar na superfície, promove a remoção de material. Neste caso as tensões impostas sobre as partículas abrasivas são inferiores à tensão necessária para a fragmentação extensiva do abrasivo. Tipicamente, a abrasão a baixa tensão ocorre na superfície dos componentes de equipamentos que, direta ou indiretamente, manuseiam terras, areias ou minérios, tais como máquinas agrícolas, equipamentos de escavação, transporte, da indústria de açúcar e álcool, de mineração, siderúrgicos etc. Para prevenir a ocorrência deste tipo de abrasão, empregam-se normalmente os Ferros Fundidos Brancos com alto teor de Cromo (martensíticos ou austeníticos) podendo conter outros elementos de liga, além de ligas à base de Cobalto-Tungstênio-Carbono.

Na abrasão por moagem ou a altas tensões (Figura 2.1b) o material abrasivo é fragmentado durante o contato abrasivo com a superfície desgastada. As tensões envolvidas, além de superiores à tensão de fragmentação do abrasivo, promovem maior penetração do abrasivo na superfície, maior deformação plástica das fases dúteis e fratura das fases frágeis presentes

no material. Tipicamente esta forma de abrasão ocorre em equipamentos de moagem de minérios, nas bolas, barras e revestimentos de moinhos. Para prevenir este tipo de abrasão, empregam-se normalmente Ferros Fundidos Brancos ao Cromo ou aço-liga, que possuam maior tenacidade que as ligas anteriores.

A abrasão por sulcamento ou por goivagem (Figura 2.1c) por sua vez, envolve a ação de materiais abrasivos geralmente com dimensões grosseiras, sob condições de altas tensões e envolvendo impacto. Estes fatores propiciam a penetração mais profunda do abrasivo na superfície desgastada, com a formação de sulcos profundos. Este tipo de abrasão ocorre por exemplo em moinhos de mandíbulas, em esteiras transportadoras de minério bruto quando há transferência do material por queda, bem como em pulverizadores usando martelos. Os aços austeníticos ao manganês são em geral as ligas preferidas para combater este tipo de abrasão.

Outra forma de classificação do desgaste abrasivo tem sido também a subdivisão em dois grupos (2,28):

- . abrasão a dois corpos
- . abrasão a três corpos

A Figura 2.2 mostra o esquema simplificado das principais características que motivam esta distinção.

A abrasão a dois corpos (Figura 2.2a) ocorre quando uma superfície áspera ou partículas abrasivas fixas deslizam sobre a superfície sendo desgastada (28). E a remoção de material sólido de uma superfície desgastada pela ação de deslizamento unidirecional de partículas discretas de um outro material (12)

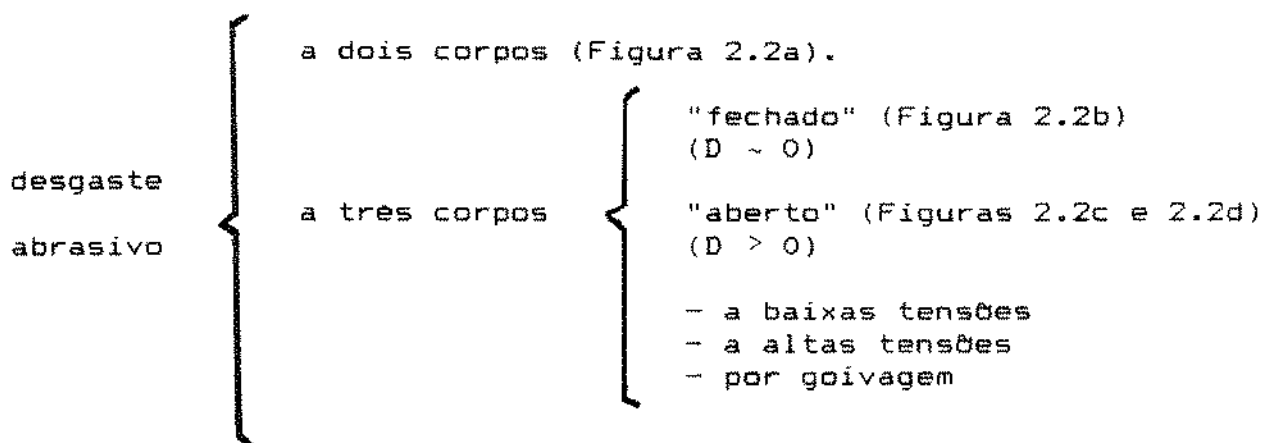
sem haver movimento relativo das partículas entre si. As superfícies mantêm uma orientação constante entre si durante o período de contato (12). Um exemplo industrial da ocorrência da abrasão a dois corpos, é o contato involuntário de um equipamento ou peça, com uma superfície áspera e abrasiva, havendo movimento entre as superfícies. Pode-se considerar também como ilustração da abrasão a dois corpos, operações de usinagem (lixamento, retífica, etc), embora nestes casos a remoção seja intencional (28).

A abrasão a três corpos (Figuras 2.2b, 2.2c e 2.2d), por sua vez, ocorre quando existem abrasivos livres, interpostos entre duas superfícies em movimento e as partículas soltas podem ter movimento relativo entre si, além de sofrer rotação durante o deslizamento sobre a superfície desgastada (18,28). Deve-se distinguir a abrasão a três corpos em que a distância das superfícies é da mesma ordem de grandeza que a dimensão do grão abrasivo (Figura 2.2b), de uma outra situação em que a distância entre as superfícies é bem maior, havendo várias camadas de abrasivos entre as superfícies (Figura 2.2d). Neste segundo caso, as características mecânicas de uma das superfícies não influenciam o desgaste da outra superfície. Deve-se acrescentar que, mesmo quando partículas abrasivas soltas deslizam sobre uma única superfície (Figura 2.2c), considera-se um processo de abrasão a três corpos, similar portanto à situação da Figura 2.2d (18,28).

A abrasão a três corpos engloba a grande maioria dos problemas de desgaste em equipamentos industriais e agrícolas, embora a maior parte dos estudos existentes tenham

sido efetuados com procedimentos de ensaio a dois corpos (11,12,18).

Alguns autores propuseram a união das duas formas de classificação descritas anteriormente para o desgaste abrasivo, embora esta classificação resultante não seja empregada de forma consensual e generalizada, sendo proposta do seguinte modo (28):



2.2. Modelos e relações quantitativas na abrasometria

Os primeiros estudos teóricos sobre o desgaste abrasivo (29) evoluíram para modelos simplificados, considerando a ação de uma partícula cônica, infinitamente dura e não degradável, formando um sulco na superfície do material sendo desgastado, conforme a Figura 2.3 (25). A seguinte relação foi estabelecida:

$$W = \frac{dV}{dL} = \frac{K \cdot P}{3 \cdot H} \quad (II.1)$$

onde $W = \text{taxa de desgaste [mm]}^2 = \text{perda de volume } dv \text{ [mm]}^3 \text{ em uma}$
 distância dL [mm] de movimento relativo entre o abrasivo e o
 corpo sendo desgastado; $P = \text{força de compressão do abrasivo sobre}$
 o corpo sendo desgastado [kgf]; $H = \text{dureza do material desgastado}$
 $[\text{kgf/mm}]^2$; $K = \text{coeficiente de desgaste abrasivo adimensional}$. A
 angularidade α da partícula abrasiva (Figura 2.3) afeta o
 coeficiente K de desgaste. Assumindo taxa de remoção de material
 constante ao longo do processo de desgaste, normalmente esta
 relação é caracterizada por (25):

$$W = \frac{\Delta V}{\Delta L} = \frac{K \cdot P}{3 \cdot H} \quad (11.2)$$

O valor recíproco W^{-1} desta taxa de desgaste é
 normalmente denominado resistência ao desgaste.

Diversos autores têm mostrado que, para grande
 parte de metais puros, cerâmicas puras e para alguns aços, em
 condições específicas de desgaste, a resistência ao desgaste
 abrasivo é linearmente proporcional à dureza do material (12,30).

Outros autores mostram que a dureza não está
 relacionada diretamente com a resistência ao desgaste, para
 materiais com elevada ductilidade ou altamente frágeis (12), e,
 também, no caso de muitos materiais com microestruturas formadas
 por mais de uma fase (29).

Enquanto os modelos para descrever o comportamento
 de materiais monofásicos submetidos ao desgaste evoluíram
 bastante (30), no caso de materiais polifásicos, apenas

recentemente têm surgido tentativas sistemáticas para o desenvolvimento de modelos quantitativos (14,30-32).

Para materiais polifásicos, uma das formas de se descrever matematicamente a resistência ao desgaste, como função das frações volumétricas das fases presentes, tem sido a regra de misturas proposta por Kruschov (30,33,34):

$$\epsilon = \sum_i V_i \cdot \epsilon_i \quad (\text{II.3})$$

onde ϵ é a resistência ao desgaste relativo do material estudado [adimensional], em relação à de um material de referência; V_i é a fração volumétrica da fase i ; ϵ_i é a resistência ao desgaste da fase i relativa à do material de referência.

Como existem diversas formas de determinação e quantificação do desgaste abrasivo, é conveniente efetuar-se uma breve revisão de índices usualmente empregados.

A perda em volume, W_v (mm³), obtida em ensaios onde se determina a perda de massa, como por exemplo nos ensaios de roda de borracha (35), pode ser representada pela relação: $W_v = \frac{\Delta m}{\rho}$, onde Δm é a perda de massa (mg) e ρ é a densidade (mg/mm³) do material ensaiado.

A perda de massa, m , muitas vezes é utilizada diretamente como parâmetro característico de desgaste, particularmente quando as densidades dos materiais ensaiados são aproximadamente iguais, nos ensaios de roda de borracha (36) ou em outros testes, por exemplo, de pino sobre lixa (37).

A taxa específica de desgaste ou intensidade de

desgaste W (adimensional) é normalmente determinada em ensaios de pino sobre lixa (30), como parâmetro alternativo à perda de massa sendo representada, pela relação: $W = \frac{\Delta m}{\rho \cdot L \cdot A}$, onde Δm e ρ são respectivamente, a perda de massa (mg) e a densidade do material ensaiado, enquanto que L é a distância (mm) do movimento relativo amostra/abrasivo e A é a área aparente de desgaste (mm^2).

Uma taxa horária de desgaste, Δu , que leva em conta o tempo de desgaste ($\text{mg} \cdot \text{h}^{-1} \cdot \text{cm}^2$) foi um parâmetro empregado para caracterizar o desgaste em ensaios a três corpos por via úmida, sobre disco de ferro fundido, sendo obtido pela expressão (18): $\Delta u = \frac{\Delta m}{t \cdot A}$, onde Δm é a perda de massa (mg) do material desgastado; t é o tempo de desgaste (h); A é a área aparente (cm^2) de desgaste da amostra.

Indica-se para ensaios de laboratório e acompanhamento de desempenho industrial, o emprego de outros índices adicionais (9), tais como perda de massa por unidade de tempo (g/hora), perda de massa por tonelada de material processado (g/ton), perda de massa por unidade de energia consumida no processo (g/kwh).

Todas estas diferentes formas de determinação de desgaste podem ser encontradas também genericamente referenciadas como a taxa de desgaste W , e, o valor recíproco W^{-1} , como sendo a resistência ao desgaste, expressas em diferentes unidades.

A resistência de desgaste relativo ϵ (equação II.3) é determinada normalmente pela divisão dos valores absolutos encontrados pelo valor obtido para um material ensaiado como referência.

Com relação à resistência ao desgaste expressa por valores absolutos, a regra de misturas da equação II.3 pode ser expressa por:

$$W^{-1} = \sum_i V_i \cdot W_i^{-1} \quad \text{ou} \quad \frac{1}{W} = \sum_i \frac{V_i}{W_i} \quad (\text{II.4})$$

onde W^{-1} e W_i^{-1} são os valores absolutos de resistência ao desgaste (valores recíprocos das taxas de desgaste W e W_i) e V_i expressa as frações volumétricas das fases i . A equação II.4 é denominada regra inversa de mistura (pois relaciona os inversos da taxa de desgaste).

A Figura 2.4 mostra os resultados obtidos sobre a variação da resistência à abrasão com a fração volumétrica da fase dura em material bifásico (composito poliéster-aço) contendo fases com propriedades bastante distintas (30). Observa-se uma boa correlação com a predição de linearidade da equação II.4.

Um material bifásico que apresente este comportamento, possui a segunda fase muito mais resistente ao desgaste abrasivo, mais dura e com maior módulo de elasticidade que a matriz, sendo a fase de reforço determinante na resistência do material como um todo (30).

Outro modelo existente é a regra linear de misturas (30,31):

$$W = \sum_i V_i \cdot W_i \quad (\text{II.5})$$

onde W e W_i são respectivamente as taxas de desgaste do material e das i fases e V_i são as frações volumétricas das i fases. Em geral, atribui-se a validade deste modelo para descrever o comportamento de materiais contendo duas fases fortemente ligadas, com propriedades similares, sendo que as duas fases deformam-se e sofrem desgaste de uma maneira similar, sem o efeito predominante de nenhuma das fases. A Figura 2.5 mostra os resultados obtidos para aços contendo estrutura ferrítica-perlítica com diferentes frações volumétricas de perlita, em ensaios de pino sobre lixa.

Os dois modelos, linear e inverso de misturas, estabelecem dois limites, mostrados qualitativamente na Figura 2.6. Sistemas polifásicos que se comportam de acordo com a equação II.5, caracterizam-se por uma combinação de atuação em "paralelo", simultânea, das fases presentes, contra o desgaste (30). A redução progressiva e linear da taxa de desgaste para estes sistemas indica que são necessárias altas frações volumétricas da fase de reforço para uma minimização significativa do desgaste. Por outro lado, naqueles sistemas polifásicos que se comportam de acordo com a equação II.4, a(s) fase(s) de reforço sofre(m) um desgaste muito menor do que a matriz, caracterizando uma combinação em "série", de atuação consecutiva das fases presentes, contra o desgaste. Neste caso observa-se que o efeito da presença da fase de reforço é significativa, mesmo para pequenas frações volumétricas. Uma grande redução da taxa de desgaste é alcançada para valores intermediários de frações da fase de reforço, e, a partir daí, não há mais uma diminuição significativa do desgaste.

Considera-se que a validade destes modelos para materiais polifásicos depende do grau de participação das interfaces. As interfaces entre as diferentes fases devem ser resistentes o necessário e o suficiente para não interferirem no comportamento das fases contra o desgaste, não podendo atuar mecanismos de trincamento, fragmentação, de coesão de fases, que geralmente se iniciam na interface e aumentam o desgaste da fase reforçante (30,31).

Nos resultados da Figura 2.4, foi observado que, apesar da predição de linearidade estar de acordo com a equação II.4, ao se inserir nesta equação os valores de resistência ao desgaste medidos para as duas fases puras, calculou-se um valor superior de resistência ao desgaste em relação ao valor experimental. O autor atribui este resultado principalmente a menor resistência de uma fase de reforço, quando esta possui um tamanho finito, circunscrito a uma parcela da área total da superfície desgastada. Indica-se também a dependência da resistência ao desgaste com relação ao tamanho, forma e distribuição das fases, além das distância entre regiões de sua fase em relação às dimensões do agente abrasivo (30).

Também foi estudado o comportamento de uma série de ferros fundidos brancos ao cromo, contendo matriz martensítica e carbonetos M C (30). Por meio de regressão linear, os dados ^{7 3} experimentais mostraram aproximadamente a seguinte correlação:

$$\frac{1}{W} = \sum_i \frac{V_i^2}{W_i} \quad (\text{II.6})$$

A equação II.6, corresponde a uma curva intermediária às duas correspondentes aos modelos de misturas anteriores (equações II.4 e II.5) como mostrado na Figura 2.7, sendo este comportamento interpretado como resultante da interação entre as duas fases presentes no material (30).

Foi então proposta uma equação mais abrangente, da forma:

$$\frac{1}{W} = \sum_i \frac{V_i^\gamma}{W_i} \quad (II.7)$$

onde $\gamma \geq 1$, para descrever a resistência ao desgaste, de ligas com uma fase predominante e levando-se em conta efeitos de interação entre fases.

Outros fatores além da fração volumétrica de fases, relevantes no comportamento de materiais polifásicos quanto ao desgaste, ainda não tem sido completamente descritos em modelos quantitativos. Também é importante ressaltar que a abrasão envolve um processo bastante complexo de deformação e fratura, não somente no material sendo desgastado, mas também no próprio agente abrasivo, o que dificulta as possibilidades de generalização de comportamentos a partir de resultados específicos (25).

2.3. Micromecanismos de desgaste abrasivo

Distingue-se como micromecanismos de desgaste

abrasivo as formas de remoção de material e degradação microestrutural da superfície desgastada. Os principais micromecanismos que tem sido observados e identificados, são os seguintes (12,14,38-40):

mecanismos dúteis - sulcamento

microcorte

mecanismos frágeis - microtrincamento

ou

lascamento

O sulcamento resulta da ação de partícula abrasiva deformando plasticamente a superfície de um material (ou fase) dútil, formando um sulco em seu trajeto, conforme a Figura 2.8a. O material acumulado à frente da partícula escoava para as duas bordas laterais do sulco e não há propriamente perda de massa durante essa formação do sulco. Entretanto, a interação de diversas partículas abrasivas com a superfície provoca um resultado global de remoção de material.

O microcorte consiste na formação de pequenos cavacos, quando as tensões de cisalhamento impostas pelo deslocamento da partícula abrasiva sobre a superfície são suficientemente elevadas para a ruptura do material (ou fase) dútil, conforme a Figura 2.8b.

O microtrincamento ou lascamento é um processo de fragmentação da superfície frágil, pela formação e crescimento de trincas, devido à ação da partícula abrasiva, conforme a Figura 2.8c.

O fenômeno interfacial envolvido é complexo e os vários mecanismos de desgaste podem ocorrer de forma combinada, somando-se a dependência de diferentes fatores que podem favorecer maior ou menor severidade no desgaste. Em vários estudos de abrasão a dois corpos, observou-se que uma parte dos grãos abrasivos entra em contato apenas elástico com a superfície (12). Também foi observado que grande parte do trabalho mecânico envolvido na abrasão, resulta em deformação e endurecimento intenso da região superficial do material, ao invés de provocar a remoção do material e o desgaste propriamente dito (41).

Outros trabalhos mostram que a ocorrência de sulcamento ou microcorte em materiais dúteis depende das características do abrasivo, tais como a forma, o ângulo crítico, a orientação e a inclinação da face de corte (12). Pela utilização de penetradores esféricos, evidenciou-se também que a ocorrência de sulcamento ou a formação de microcavacos depende da relação profundidade de penetração/diâmetro do indentador na superfície do material (12). A transição entre os micromecanismos dúteis de desgaste, do sulcamento para o microcorte, bem como a transição para um mecanismo frágil, mostrou-se dependente da ductilidade do material em estudo que descreve a ductilidade como a "capacidade de deformação", determinada como a máxima deformação suportável em laminação, antes da ocorrência de trincas, em ensaios de redução da espessura por laminação (30).

Outros micromecanismos dúteis de deformação envolvidos no desgaste abrasivo têm sido observados, tais como a formação de micro-rebarbas nas bordas de sulcos, que

posteriormente são destacadas, formando microcavacos secundários (9,42), além da penetração de grãos abrasivos em regiões menos duras da superfície (43). Identifica-se também a ruptura dútil após alta deformação plástica ou a clivagem após alto endurecimento por trabalho mecânico (44).

Trabalhos sobre o desgaste de materiais frágeis, pela ação de uma partícula isolada, mostram que vários tipos de trincas podem surgir e se propagar, dependendo das características reológicas e geométricas do contato, bem como das propriedades do material (18). Distingue-se por exemplo a formação de trincas perpendiculares e medianas em relação a trajetória do abrasivo, subsuperficiais e paralelas à superfície, bem como laterais em relação à trajetória (18).

Particularmente no estudo do desgaste de materiais polifásicos tem-se observado a atuação destes e eventualmente de outros mecanismos, de forma combinada e com maior complexidade, indicando-se ainda a grande importância das interfaces nos micromecanismos de remoção de material.

Por exemplo, foi observado experimentalmente e descrito teoricamente um mecanismo de delaminação (45) que é ilustrado na Figura 2.9, caracterizado pela perda de material na forma de placas finas (ou escamas), devido à formação e propagação por fadiga de trincas subsuperficiais, paralelamente à superfície desgastada (23,45,46). Embora o mecanismo de delaminação possa ser considerado mais característico no processo de desgaste por adesão (47), diferentes autores têm indicado a ocorrência do mesmo em processos de desgaste por abrasão, como no caso de ligas bifásicas de matriz cobalto contendo carboneto M C

7 3

(47) e em composto Cu-Al O (46).

2 3

No estudo com ensaios de pino sobre lixa, de ligas com matriz austenítica à base de Ni, contendo carbonetos M C (43), foi observado em composições hipoeutéticas, mecanismos dúteis tais como sulcamentos, acúmulo de material à frente do sulco, microcorte, penetração de abrasivo na matriz, além da presença de microtrincas resultantes de coesão matriz/carboneto, desintegração de áreas eutéticas, microtrincas superficiais, subsuperficiais e fragmentação de carbonetos (43). Em ligas hipereutéticas, foram observados mecanismos de fragmentação dos cantos de carbonetos e múltiplas fraturas dos carbonetos eutéticos e primários, formação de pites, além do sulcamento de carbonetos quando o abrasivo empregado foi SiC (43). A Figura 2.10 apresenta os esquemas ilustrativos de vários mecanismos observados na degradação dos carbonetos M C (43,47).

7 3

Em uma série de estudos de mecanismos de desgaste, em ligas de matriz à base de cobalto e em ferros fundidos brancos com alto cromo, com a presença de carbonetos M C (47-50), foram verificados mecanismos de degradação de um modo geral semelhantes entre si e similares àqueles reportados para ligas à base de Ni (43). Foi explicada a formação de pites em regiões internas da superfície de carbonetos M C primários e massivos, conforme ilustrado na Figura 2.10b (47-50). Isto ocorre quando se utiliza por exemplo sílica semi-arredondada como abrasivo, pela fragmentação de uma parcela de grão do abrasivo tornando-os mais pontiagudos, e estes grãos agindo no sentido de estilhaçar a região interna do carboneto, onde estão presentes pequenas ilhas

de matriz. Posteriormente, mesmo os grãos mais arredondados são capazes de continuar a ação de fragmentação do carboneto. Esta análise de formação deste tipo de pite, por um mecanismo de fragmentação gradual, foi importante para dirimir as dúvidas criadas pelas observações de outros autores (36), que associaram a fragmentação de carbonetos M C primários à formação de fraturas grosseiras (catastróficas) quando se observaram regiões desses pites internos aos carbonetos.

Outra forma de pite verificada nas regiões contendo carbonetos M C pequenos, envolveu a propagação de trincas ao longo de interfaces carboneto/matriz e também conectando carbonetos, com o arrancamento de uma porção de material contendo matriz e vários carbonetos finos (48,49).

Observou-se também que a ação abrasiva do diamante e alumina sobre carbonetos M C é capaz de provocar a formação de sulcos (43,48,49) e deformação plástica (49), (evidenciada por algumas marcas de escorregamento em carbonetos). Enquanto isso, não existiram evidências do sulcamento pelo quartzo (49,50), e, neste caso, a deformação dos carbonetos é puramente elástica (50). Por outro lado, a fratura de carbonetos cria fragmentos que por sua vez podem sulcar outros carbonetos (47).

O papel da angularidade das partículas de quartzo na propagação de microtrincas previamente existentes no material, para esclarecer por exemplo a iniciação de pites internos aos carbonetos M C, foi estudada semiquantitativamente a partir do modelo hertziano de fratura e de valores estimativos de forças atuantes sobre o grão abrasivo e de tenacidade à fratura (K_{IC}) dos carbonetos M C (50).

A ação de diamante (48,49) e de alumina (43,49), e, eventualmente, de sílica (49) como abrasivos, apresentou um efeito adicional interessante, de formação de um filme fino de matriz sobre os carbonetos (43,48-50), filme este que pode conter fragmentos do próprio abrasivo e dos carbonetos, podendo atuar como uma espécie de "lubrificante sólido" e reduzir o ataque direto dos carbonetos pelos grãos abrasivos (43).

Nos estudos dos mecanismos de desgaste em ligas contendo carbonetos M C , por exemplo, quando o abrasivo empregado é a sílica em condições de baixas tensões, pode-se então ressaltar as seguintes formas de degradação microestrutural:

- a) fratura de carbonetos nos cantos mais expostos, devido à remoção da matriz;
- b) formação de grandes pites no interior de carbonetos primários, em regiões onde existem previamente trincas ou ilhas de matriz;
- c) sulcamento de carbonetos pelos pequenos fragmentos de carbonetos destacados e arrastados pelo abrasivo.

O arredondamento de carbonetos associado à fratura dos cantos provavelmente ocorre simultaneamente com a remoção da matriz e deste modo, o papel de suporte que a matriz desempenha não pode ser desprezado. Entretanto, propõe-se que a fratura de carbonetos parece ser o principal fator de controle na remoção de material, quando o abrasivo é a sílica (47).

2.4. Ensaio de desgaste abrasivo

Diversos autores indicam a impossibilidade de se encontrar um ensaio universal para o desgaste abrasivo, dada a grande complexidade do fenômeno e as variações de comportamento em diferentes situações (13,18,28). Ressalte-se ainda que o desgaste não é uma propriedade intrínseca do material desgastado, mas depende da combinação de todos os materiais presentes e dos fatores envolvidos no processo de desgaste como um todo (23,51). A seleção e emprego de ensaios deve considerar, não somente a forma de desgaste a ser estudada, mas também os objetivos a serem alcançados. Pode-se desejar, por exemplo, o aumento da compreensão do fenômeno do desgaste, a determinação dos efeitos de fatores sobre o desgaste, a caracterização do desempenho de materiais ou a seleção de materiais para aplicações específicas (13).

Nos estudos fundamentais do fenômeno de desgaste e dos efeitos de fatores, propõe-se que maior atenção deve ser dada aos cuidados e ao controle das condições de ensaio e observações, deixando-se para um segundo grau de preocupação, a seleção do equipamento e procedimento (13). Quando se necessita simular as condições de uma aplicação específica, para caracterizar o desempenho ou selecionar materiais, considera-se que é bem mais crítica e difícil a seleção adequada do ensaio (13).

Muitos ensaios foram idealizados e desenvolvidos para a simulação de condições de desgaste semelhantes àsquelas atuantes nas três formas de abrasão caracterizadas pela classificação tecnológica:

- . Ensaaios de abrasão por goivagem ou por sulcamento;
- . Ensaaios de abrasão a altas tensões ou por moagem;
- . Ensaaios de abrasão a baixas tensões ou por riscamento.

2.4.1. Ensaaios de abrasão por goivagem ou por sulcamento

O equipamento mais utilizado para simular este tipo de abrasão é o britador de mandíbulas, conforme esquematizadas na Figura 2.11 (22,37,52). Neste tipo de ensaio, a mandíbula estacionária tem sido fabricada com o material a ser testado e a mandíbula móvel tem sido fabricada com um material de referência (por exemplo, aço baixo carbono ligado (37)). Em ensaios mais recentes, tem-se experimentado o uso das mandíbulas, estacionária e móvel, bipartidas e tendo presente em ambas, tanto o material a ser testado como o material de referência (53). A Tabela 2.1 apresenta condições típicas de ensaios de abrasão por goivagem.

2.4.2. Ensaaios de abrasão a altas tensões ou por moagem

Um dos primeiros equipamentos utilizados em ensaios abrasivos a altas tensões foi o moinho de bolas (22,52), mostrado esquematicamente na Figura 2.12a, um tipo de ensaio ainda hoje bastante empregado (54). Em geral, algumas bolas do material a

ser estudado são introduzidas no moinho em conjunto com outras bolas de uma material de referência (11,22,52). Ressalta-se a necessidade de grandes tempos de ensaio, por exemplo, 80 a 100 horas em algumas situações (54) ou mesmo algumas semanas de processamento para obter-se um desgaste adequadamente mensurável do material testado (52).

Existem outros ensaios que têm sido empregados em laboratórios para simular condições de desgaste a altas tensões, como por exemplo, um ensaio com roda revestida por lixa (30), ou com areia seca e o corpo de prova sendo pressionado sobre trilho (22), mas o ensaio mais amplamente utilizado é o de pino sobre lixa (11,30,37,55), mostrado esquematicamente na Figura 2.12b. A ampla disseminação deste método está associada a um baixo custo de ensaio, facilidade de operação e reprodutibilidade de resultados, flexibilidade e facilidade de instrumentação (55), o que permitiu o desenvolvimento de muitos trabalhos fundamentais sobre o fenômeno de desgaste. A Tabela 2.2 apresenta condições típicas de ensaios abrasivos a altas tensões. Ressalta-se entretanto que este tipo de ensaio não é idealizado para simular condições de serviço com precisão e o seu emprego é mais adequado como um procedimento comparativo entre diferentes materiais (55). Uma ressalva que tem sido feita ao emprego extensivo do ensaio de pino sobre disco, é o fato deste ensaio envolver a abrasão a dois corpos, enquanto que na grande maioria das situações práticas, em equipamentos agrícolas e industriais, o desgaste abrasivo ocorre a três corpos, podendo haver grande diferença de comportamentos (28).

2.4.3. Ensaaios de abrasão a baixas tensões ou por riscamento

Nesta categoria de ensaios, o mais conhecido e amplamente utilizado é o ensaio com roda de borracha (22,27,28,35,37,52), conforme o desenho esquemático da Figura 2.13a. O princípio de funcionamento consiste em pressionar um corpo de prova estacionário contra um anel de borracha que reveste um disco de aço girando a uma velocidade constante. O agente abrasivo mais utilizado é a areia de sílica podendo-se entretanto empregar outros tipos, tais como: carbeto de silício ou alumina. O material abrasivo é introduzido pelo topo da interface borracha/corpo de prova, provocando o riscamento. Fatores envolvidos no ensaio, tais como a carga, fluxo, granulometria e umidade do abrasivo, dureza e composição da borracha, distância de desgaste, devem ser controlados (27,35). A Tabela 2.3 apresenta condições típicas de ensaios abrasivos a baixas tensões, com roda de borracha.

Alguns autores apontam como limitações do ensaio com roda de borracha, a pouca liberdade de movimento de rotação do abrasivo e o eventual aprisionamento de partículas abrasivas na roda de borracha (28) propondo um outro equipamento para simular as condições de desgaste a baixas pressões conforme esquematizada na Figura 2.13b. Entretanto, pela quase inexistência de divulgação de resultados, depreende-se que este novo equipamento ou eventualmente outros métodos de ensaios de laboratório a baixas pressões não têm sido empregados tão intensivamente quanto o de roda de borracha.

2.4.4. Ensaio de riscamento elementar

Muitos autores tem empregado técnicas que utilizam uma única partícula dura, com geometria simples ou mesmo irregular, para produzir um sulco (ou sulcos superpostos) sobre a superfície do material estudado (18,40,47-50,56-58). A superfície desgastada é observada em microscópio eletrônico de varredura, para investigar-se, por exemplo, micro-mecanismos de remoção de material e morfologias de deformação. Pode-se ainda instrumentar o sistema de ensaio para medir as forças atuantes durante o processo abrasivo, e, neste caso, é possível estudar os esforços envolvidos com o auxílio de modelos que levam em conta a mecânica de contato, energias específicas, tenacidade e outros fatores (18,40). Essa técnica de riscamento elementar com o estudo dos esforços atuantes tem sido denominada esclerometria (18,40). O estudo da formação de cavacos durante o riscamento elementar também tem evidenciado aspectos importantes acerca dos micromecanismos de desgaste, de forma complementar às observações da própria superfície do material desgastado (48,49,57).

Ensaio de riscamento elementar a uma carga constante tem sido realizados em microdurômetros adaptados para esse fim (48,49). A ferramenta utilizada no riscamento pode ser tanto o próprio penetrador de diamante, usado em medidas de dureza Vickers, como outra partícula abrasiva (de quartzo, alumina etc) montada em suporte similar ao do penetrador (48,49). Alguns outros autores propuseram também outro tipo de equipamento, para produzir riscos com profundidade constante (58), ao invés do sistema anterior que utiliza uma carga

constante no riscamento. Segundo as observações desses autores, o riscamento elementar a uma carga fixa deve permitir melhores condições na observação de fenômenos que prevalecem por exemplo nos ensaios de roda de borracha, enquanto que, à uma profundidade fixa de riscamento elementar, é mais factível a observação de fenômenos inerentes aos ensaios com britador de mandíbulas ou com pino sobre lixa (58).

Outras técnicas foram desenvolvidas para produzir o riscamento elementar in situ, no interior do próprio microscópio eletrônico de varredura (56,57). Deste modo, é possível tanto provocar o riscamento como estudar os mecanismos de desgaste, e a formação de cavacos, sem a necessidade de colocar ou retirar a amostra em etapas intermediárias, podendo-se observar seqüência de riscamento múltiplos superpostos na mesma posição da superfície ensaiada (47,50,56-58).

2.4.5. Ensaios de Campo

Os ensaios (ou acompanhamento) de desgaste abrasivo durante operações reais de serviço, ou então usando equipamentos e condições de ensaio as mais próximas possíveis da situação real, têm-se mostrado difíceis e complexos, relativamente caros e demorados (4), além de fornecerem muitas vezes um conjunto de resultados com grande dispersão (59,60).

Na indústria de mineração pode-se observar como exemplo, um programa de estudo que envolveu o acúmulo dos

registros de informações, por mais de 30 anos, avaliando-se materiais experimentais em operações reais de mineração, tais como perfuração, cominuição, peneiramento, transporte etc (4).

Ensaios comparativos de diferentes materiais para componentes de trituradores foram conduzidos por períodos da ordem de um mês (6) enquanto que materiais para revestimentos de moinhos de bolas foram avaliados por resultados de acompanhamento em serviço por 5 anos (61).

Outros autores têm realizado ensaios abrasivos de campo, para o desenvolvimento e comparação de ferramentas agrícolas além de materiais empregados na preparação de solos (62-65). Evidencia-se também a necessidade de uma escolha criteriosa das condições de ensaio, similares às de trabalho, mantendo a uniformidade das regiões de solo que propiciam a ação abrasiva, além de cuidados com a geometria do corpo de prova a ser ensaiado e o emprego de material e de solo referenciais. Em ensaios de campo para dispositivos agrícolas, mostrou-se que no preparo de solos, o quartzo e outras formas de sílica combinada são os principais agentes abrasivos (62). Também foi observada uma similaridade qualitativa entre resultados de ensaios de campo e de pino sobre lixa, quanto aos efeitos da granulometria do abrasivo e das relações entre durezas abrasivo/material ensaiado (62). No ensaio de campo para fabricação de arados, pequenos corpos de prova na forma de discos foram fixados lateralmente na lâmina de corte e os resultados de campo apresentaram correlação muito boa com os resultados obtidos em laboratórios no equipamento de roda de borracha (63). Neste mesmo trabalho, entretanto, observou-se que o desgaste da lâmina de corte não

apresentou boa correlação com resultados de laboratório, devido ao desgaste mais acentuado no fio de corte e na quina frontal da lâmina (63).

De um modo geral, tem sido apontado que a implementação de ensaios de campo, a correlação entre os resultados de ensaios de laboratório/campo e caracterização do desempenho de material em condições reais são aspectos ainda não completamente resolvidos. O reconhecimento desta situação tem levado alguns autores a sugerir o emprego de análise de sistemas (23,51,66), como uma forma de melhor relacionar as técnicas e procedimentos de desgaste, incluindo a triagem dos objetivos e fatores essenciais a serem estudados. Também são sugeridos programas de redução de desgaste, onde é essencial a priorização da própria administração no esforço de implementação do programa, para que se possa alcançar os objetivos e acumular experiência para resolver os problemas de desgaste presentes na própria empresa (5).

2.5. Fatores que afetam o desgaste abrasivo

A resistência ao desgaste abrasivo não pode ser considerada como propriedade intrínseca de um material, mas sim, uma característica do sistema envolvido no processo de desgaste como um todo (11,18,51). De uma maneira geral, são apontados os seguintes fatores como os mais preponderantes no desgaste abrasivo (9,14,18):

. características de projeto, englobando a transmissão de carga, tipo de movimento, forma das partes estruturais, grau de lubrificação, temperatura, meio ambiente.

. condições operacionais, representadas pela área de contato, pressão de contato, condições superficiais, grau de lubrificação, temperatura, meio ambiente.

. fatores inerentes ao abrasivo, tais como o tipo, dureza, forma, angularidade, tenacidade, resistência ao desgaste.

. fatores inerentes ao material desgastado, englobando principalmente a composição química, propriedades mecânicas e microestrutura, esta por sua vez caracterizada pelas quantidades relativas e morfológicas de fases, propriedades das fases e interfases, inclusões, anisotropia etc. (14).

Em estudos de laboratório, vários parâmetros podem ser mais facilmente controlados e pré-determinados do que em estudos em serviço, como é o caso da área de contato e configuração de corpos de prova, além do tempo e distância de desgaste (60). Por outro lado, outros parâmetros que são em geral inerentes ao processo abrasivo, tais como o tipo e a liberdade de movimento do abrasivo, as pressões e microtensões impostas à superfície desgastada, apresentam maior dificuldade de caracterização e complexidade no estudo de influências (60). Tal complexidade tem sido uma das justificativas para as limitações encontradas para a investigação de problemas de desgaste em serviço e para a maior comparação de resultados experimentais de diferentes laboratórios (60).

Outros autores ainda alertam para a não validade de

generalizações amplas ou do estabelecimento de regras gerais de comportamento de materiais frente à ação abrasiva, devido à complexidade dos mecanismos de deformação e fragmentação que ocorrem, tanto no material desgastado como no próprio agente abrasivo (25). Deste modo, tem-se ressaltado que a revisão de resultados sobre os fatores que afetam o desgaste abrasivo deve ser encarada de uma forma cuidadosa e como sendo de alcance limitado (25).

2.5.1. Fatores inerentes ao material abrasivo

Diversos trabalhos têm mostrado que a dureza, o tamanho e a forma do abrasivo são fatores importantes no processo de desgaste.

Observou-se em diversas condições de ensaio que a relação entre as durezas H_m do material desgastado e H_a do abrasivo é importante para prever-se o grau de severidade do desgaste, conforme mostrado na Figura 2.14. Quando a relação de durezas H_m/H_a é inferior a aproximadamente 0,8 tem-se verificado que em geral o desgaste se torna significativamente mais elevado (1,12,25,62), e, por outro lado, tem-se mostrado um aumento considerável da resistência ao desgaste quando a dureza H_m do material desgastado se aproxima da dureza H_a do agente abrasivo.

Tem sido proposto, inclusive, que nas condições de desgaste menos severo, em que a relação H_m/H_a torna-se mais próxima de 1, torna-se mais eficaz e adequado o emprego de tratamentos térmicos ou a adição de elementos de liga, que em

geral aumentam os custos de fabricação, mas nesta situação podem promover melhorias mais sensíveis no desempenho dos materiais contra o desgaste (25).

A granulometria do abrasivo, representada pelo tamanho médio e distribuição granulométrica das partículas é um fator importante mas ao mesmo tempo difícil de ser controlado isoladamente (25). Ressalta-se que em situações reais de desgaste, diferentes faixas de granulometria do abrasivo podem existir, intrinsecamente associadas às operações envolvidas, observando-se por exemplo na cominuição de minérios, partículas entre 1 μm a 1 m, enquanto que os estudos mais sistemáticos tem-se concentrado na faixa de partículas entre 10 a 1000 μm (25). De uma forma geral, verifica-se ainda, que durante a abrasão pode ocorrer a fragmentação de partículas abrasivas maiores, não somente gerando partículas menores, como também variando a forma e a angularidade (1,12,25).

A relação entre o tamanho do abrasivo e dos componentes microestruturais do material desgastado tem sido empregada para a interpretação de resultados experimentais e o estudo de mecanismos de desgaste (14,18,31,36,43). Por exemplo, o espaçamento entre regiões eutéticas interdendríticas da ordem de 50 μm , foi associado a um maior impedimento da penetração de partículas abrasivas de quartzo com diâmetro da ordem de 250 μm (36), enquanto que em outro trabalho (18) o controle da penetração do abrasivo foi associado ao espaçamento intercarbonetos presentes em uma estrutura eutética. Estudos usando SiC como abrasivo em ensaio de pino sobre lixa mostraram

que tamanhos grosseiros de abrasivos principalmente associados a pressões mais elevadas podem reverter os benefícios de uma fase carboneto M C de reforço, em ligas hipoeutéticas e eutéticas, além de provocar intensa destruição de carbonetos hipereutéticos (43). Outros autores indicam, de uma forma geral, que as fases de reforço são mais efetivas quando sua faixa de tamanho é da mesma ordem de grandeza ou maior que a das partículas abrasivas (1), ou que pode existir um tamanho crítico de partícula, acima do qual o desgaste do material praticamente independe do tamanho do abrasivo (25).

Em vários estudos envolvendo partículas abrasivas muito pequenas em relação aos componentes microestruturais do material, tem-se observado a formação de um filme contendo partículas e subprodutos do desgaste, que podem contribuir para a redução do desgaste (25). Esse filme pode ser formado mesmo com o emprego original de abrasivos maiores, como observado para ensaios usando alumina (43,49) ou sílica (49).

A forma das partículas abrasivas, sendo caracterizada principalmente pela angularidade, tem mostrado grande efeito sobre os mecanismos e sobre as taxas de desgaste, indicando-se, de um modo geral, que as partículas com uma forma irregular e apresentando alta angularidade produzem maior desgaste que as partículas arredondadas (25). Alguns autores, empregando ferramentas de desgaste idealizadas, mostraram a existência de um ângulo crítico de ataque, acima do qual prevalece o mecanismo de microcorte, e, abaixo do qual, é mais significativo o mecanismo de sulcamento, durante o desgaste de material dútil (25). Outros autores, empregando partículas

abrasivas com formas irregulares, mostraram entretanto efeitos mais complexos do que a indicação de um ângulo ataque para distinguir o comportamento dos materiais estudados (42). Diversos micromecanismos de degradação foram observados, em uma série de trabalhos de riscamento elementar usando diamante, alumina e sílica que também envolveram direta ou indiretamente a forma das partículas abrasivas (25,47-50). Ressalta-se as formações de pites em ilhas de matriz, presentes no interior de carbonetos primários M C _{7 3}, conforme mostrado anteriormente na Figura 2.10b, que foram associadas a ação de fragmentos pontiagudos de sílica, enquanto que as partículas abrasivas originalmente arredondadas e não fragmentadas possuem a capacidade de ampliar (mas não a de iniciar) a formação desses pites (47,50).

A degradação do abrasivo, podendo resultar na variação do tamanho e da forma durante o processo de desgaste, é um elemento adicional e complicador sobre as condições de desgaste. Indica-se inclusive a ocorrência de situações em que o abrasivo perde a eficiência de sua ação abrasiva, por exemplo, devido a uma fragmentação dos cantos pontiagudos, além de outras situações justamente inversas, em que a fratura das partículas abrasivas é acompanhada pela formação de superfícies vivas e mais ativas no processo (25).

2.5.2. Fatores inerentes a condições operacionais ou de projeto

Na maioria dos trabalhos sobre o desgaste, a carga nominal aplicada é um parâmetro fixo, pre-estabelecido nos ensaios de laboratório. Entretanto, diversos trabalhos envolvendo ensaios de desgaste a dois corpos têm mostrado a proporcionalidade direta entre o desgaste e a pressão nominal (carga aplicada/unidade de área), conforme previsto pela equação II.1 (2,12,43,67), para metais dúteis, por exemplo Alumínio, metais frágeis, por exemplo vidro $\text{CaO-Na}_2\text{O}$ e Silica, além de compósitos $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$ (2) e ligas eutéticas Ni-C-Cr contendo carbonetos M_7C_3 desgastados por SiC (43). Este comportamento foi observado até um valor crítico máximo de pressão, acima do qual pode ocorrer uma deformação massiva da superfície desgastada ou uma instabilidade do abrasivo (2,12). Observou-se também um desvio de comportamento para baixos valores de pressão, que se acentua quando o abrasivo possui pequenos tamanhos de partículas (2,43). Por outro lado, especialmente para materiais polifásicos contendo fases duras ou materiais cerâmicos, dependendo ainda do abrasivo e das condições de desgaste, pode não existir uma relação linear entre a pressão linear e o desgaste resultante (31,34,43,68).

Nos ensaios a baixas tensões com roda de borracha, observou-se que o desgaste é um função exponencial da dureza da borracha (52), indicando uma variação das pressões e outras condições efetivamente impostas sobre a superfície desgastada/abrasivo.

Maiores velocidades de deslocamento abrasivo/superfície desgastada tem mostrado um pequeno aumento do desgaste, principalmente para maiores grãos abrasivos (12) ou mesmo pode-se esperar uma independência entre esses parâmetros (67), nas condições de ensaios normalmente utilizadas.

Os resultados de ensaios podem ser afetados também pelas dimensões do corpo de prova. Se este for muito longo e as condições de ensaio favorecem a deterioração do abrasivo, pode ocorrer um preenchimento dos interstícios das partículas abrasivas vizinhas com os pequenos grãos deteriorados, havendo neste caso, uma tendência de redução na efetividade do desgaste (12). Observações do desgaste em três regiões distintas (de contato inicial, central e de saída dos abrasivos) em corpo de prova ensaiado a três corpos com roda de borracha suportam também o efeito contrário, associado à fragmentação e aumento da angularidade do abrasivo, que torna o desgaste mais severo nas regiões centrais e de saída das partículas (50).

Alguns trabalhos têm mostrado que, a partir de um momento do ensaio, há relação linear entre o desgaste e a distância desgastada, mas que no início do ensaio há um regime transiente não linear enquanto não se atinge o equilíbrio na superfície (2,12).

A relação entre a profundidade de desgaste e as dimensões do corpo de prova pode afetar os resultados do desgaste se o corpo de prova for muito pequeno, devido aos efeitos da borda do mesmo (68).

O calor gerado durante o atrito entre abrasivo e a

superfície pode eventualmente afetar as características do material, tendo-se observado entretanto, que em velocidades normais de ensaio este aquecimento friccional afeta muito pouco os resultados obtidos (12).

Indica-se ainda a umidade como um fator que pode aumentar o desgaste, principalmente para condições que favoreçam baixo desgaste (12). No ensaio abrasivo a baixas tensões, com roda de borracha, recomenda-se, por exemplo, que o abrasivo esteja seco com teor de umidade inferior a 0,5% (35), como uma das medidas para evitar a dispersão de resultados.

2.5.3. Variação do desgaste com as propriedades físicas e mecânicas do material desgastado

A dureza do material, como visto anteriormente, tem sido indicada como uma das principais propriedades associadas ao desempenho contra o desgaste, fazendo parte inclusive de modelos quantitativos, conforme a equação II.1, que indica uma relação linear entre a dureza e a resistência ao desgaste. Isto é verificado para muitos metais puros, e diversas cerâmicas, conforme mostrado na Figura 2.15 (12,30,67). Aços recozidos ou temperados e posteriormente revenidos, também podem apresentar o mesmo comportamento (69). Outros trabalhos indicam a existência de materiais que não apresentam esse comportamento, por exemplo quando são muito dúcteis ou muito frágeis (12).

Estudos envolvendo metais e ligas deformadas a frio evidenciaram que o aumento da dureza do material deformado não é

acompanhado por um aumento da resistência ao desgaste, podendo inclusive decrescer em relação ao material originalmente recozido (70). Este fato indica um alto grau de deformação e endurecimento superficial durante o desgaste, superior aos processos de deformação convencionais (70), sugerindo-se que na realidade existe melhor correlação entre a resistência ao desgaste e a máxima dureza atingível pelo material. Outro autor (30) aborda este aspecto, correlacionando a ductilidade de um material, descrita pela sua capacidade de deformação (ou máxima deformação suportável em laminações antes da ocorrência de trincas), com a resistência ao desgaste abrasivo.

No estudo do desgaste de aços, foi proposto um modelo, baseado na dependência do coeficiente de encruamento com relação às deformações, no intervalo entre as penetrações provocadas pelas medidas de dureza até as formações de cavacos, para melhor compreender as correlações entre a resistência ao desgaste e as durezas superficiais antes e após o processo de desgaste (71).

Investigações sobre a dependência da resistência relativa ao desgaste, com o módulo de elasticidade E do material, para diversos metais tecnicamente puros, aços recozidos, ligas Pb-Sn e Ni-Cu, bem como alguns não metais, submetidos à ação de dois corpos de abrasivos duros, mostraram existir uma mesma correlação, do tipo $\epsilon = 0,49 \times 10^{-4} E^{1,3}$, apesar da grande diferença de estruturas e ligações químicas (70). Por outro lado, não se observou a correlação para aços temperados e posteriormente revenidos em várias temperaturas

(70). Para essa grande gama de materiais e condições de ensaio em que se observou a correlação $\epsilon \times E^{1,3}$, verificou-se correlações com outras propriedades que caracterizam as forças de ligação química, por exemplo, temperatura de Debye, ou entalpia contida (no aquecimento e fusão do material), ou mesmo com a temperatura de fusão (70).

Outra propriedade extremamente importante, associada direta ou indiretamente com o desempenho e a seleção de materiais contra o desgaste, é a tenacidade à fratura, que geralmente é decrescente para materiais com maior resistência à abrasão, conforme mostrado na Figura 2.16 (37). Alguns estudos têm empregado cálculos e modelos estimativos que levam em consideração a tenacidade à fratura de materiais e buscam ampliar a compreensão de resultados observados, por exemplo, sobre o aumento da taxa de desgaste com o decréscimo da tenacidade à fratura (72), ou então, sobre alguns micromecanismos de degradação microestrutural de materiais polifásicos (50).

2.5.4. Fatores inerentes à microestrutura dos materiais

Grande número de trabalhos tem focalizado o efeito de componentes microestruturais sobre a resistência ao desgaste, havendo geralmente uma apresentação apenas qualitativa dessas influências (30). Ressalta-se, também, que as investigações dos micromecanismos de desgaste, conforme analisado no Item 2.3. deste trabalho, estão intimamente associadas ao estudo do comportamento das fases perante diferentes condições de abrasão.

As estruturas heterogêneas, polifásicas, presentes na maior parte dos materiais empregados para resistir ao desgaste, combinando fases duras de reforço suportadas por uma matriz dútil e tenaz, apresentam geralmente grande sensibilidade a inúmeros fatores, podendo haver grandes variações de comportamento para diferentes condições específicas de desgaste (2). Tem-se indicado a atuação mais efetiva da fase de reforço quando esta se apresenta em tamanho relativamente grande, maior ou igual à profundidade de penetração do grão abrasivo (2,31) ou dos cavacos formados (2), obstruindo a passagem dos grãos abrasivos durante o desgaste (2,31,69). Se, por outro lado, as fases de reforço possuem menor tamanho que os sulcos e riscos provocados pelo abrasivo, as mesmas podem ter maior efetividade no endurecimento do material como um todo (69), influenciando também as tensões de fragmento da matriz (25). Alguns autores sugerem que essas fases duras, presentes em pequenas dimensões quando comparadas aos efeitos do abrasivo sobre a superfície, podem promover uma resistência bem maior à abrasão, quando estão precipitadas de forma coerente, do que de forma não coerente, pelo efeito de maior endurecimento da matriz (25,71). A matriz, por sua vez, deve auxiliar no controle da profundidade de penetração dos grãos abrasivos e prevenir a propagação de trincas, o arrancamento ou a fragmentação de cantos dos carbonetos. As forças de ligação entre a matriz e a fase de reforço, embora de difícil quantificação, desempenham papel importante no processo (14). Por exemplo, observações experimentais de compósitos metal-polímero têm evidenciado a

ocorrência de arrancamento de partículas metálicas esféricas para determinadas condições de desgaste, devido à fraca ligação matriz/fase de reforço dessas microestruturas (31,73). Deste modo, embora a fase de reforço, mais dura, seja mais resistente à abrasão, a matriz e a coesão entre a matriz e a fase de reforço também são importantes e podem influenciar sobre a própria resistência efetiva da fase de reforço e da liga como um todo (25,31).

Vários trabalhos sobre ligas contendo carbonetos tem mostrado que estes não podem formar redes contínuas, que facilitam a propagação de trincas na microestrutura e podem trazer maior dependência da resistência quanto às características da matriz (1,25). Em geral, indica-se que a maior uniformidade da distribuição de carbonetos aumenta a resistência ao desgaste, considerando-se indesejável a presença de grandes áreas heterogêneas e expostas da matriz, por exemplo no caso de precipitação exclusivamente em contornos de grãos (1).

Transformações da matriz, induzidas por deformação, tem sido também estudadas em diferentes ligas. No desgaste a altas tensões, de aços ferramenta Mn-Cr-V, observou-se desgaste mínimo para valores intermediários de austenita retida, que se transformou em martensita durante o processo abrasivo, postulando-se o efeito favorável da transformação, como um aumento da tenacidade e a geração de tensões compressivas que retardam a formação de microtrincas (25,38). A ocorrência deste mínimo, para valores intermediários de austenita, foi apontada como uma evidência de ambigüidade e complexidade nos efeitos de transformação microestrutural durante o processo abrasivo (25).

Por outro lado, é bem conhecido o efeito altamente favorável da transformação austenita -> martensita em aços ao manganês, por exemplo do tipo Hadfield, que aliam uma alta resistência ao desgaste por goivagem, com a manutenção de alta tenacidade e resistência ao impacto do material como um todo, sendo esta classe de aços amplamente utilizada na fabricação de britadores de mandíbulas e outros equipamentos que requerem a combinação de alta resistência ao impacto e ao desgaste (19,74).

A obtenção e o controle da microestrutura dos materiais resistentes ao desgaste está intimamente associada aos processos de elaboração e de transformação empregados, que são bastante diversificados, envolvendo por exemplo reações de solidificação, reações no estado sólido, sinterização, impregnações, deposição de fase vapor, recobrimento superficial, conformação mecânica, e outros métodos de produção, inclusive de compostos artificiais (14).

Para os aços, existem três caminhos essenciais para se obter ou modificar as microestruturas resistentes ao desgaste (1):

- pela adição de elementos de liga
- por meio de tratamentos térmicos
- por meio da deformação a frio

Convém lembrar que a busca de uma otimização da microestrutura em geral só é vantajosa quando o desgaste está dentro de uma faixa menos severa, conforme mostrada na Figura 2.14, em geral caracterizada pela relação de durezas $H_{\text{material}} \geq 0,8 H_{\text{abrasivo}}$ (25). A Figura 2.17 mostra esquematicamente os

efeitos qualitativos do estado microestrutural sobre a resistência ao desgaste dos aços. A deformação a frio, de um modo geral, embora aumente a resistência mecânica e a dureza, não traz aumento significativo da resistência à abrasão em relação ao estado recozido, visto que o processo de desgaste provoca altas deformações na superfície (1).

Aços carbono e aços liga, recozidos, temperados ou temperados e revenidos, mostram um efeito significativo do teor de carbono sobre a resistência à abrasão, de uma forma quase independente de outros elementos de liga, desde que estes não modifiquem o tipo de microestrutura (1,68,69). Comparado ao carbono, tem-se verificado que outros elementos de liga nos aços apresentam um efeito bem menor sobre a resistência ao desgaste, quando dissolvidos na matriz. O manganês aumenta a resistência de uma estrutura perlítica mas diminui a resistência da martensita (1), enquanto que nos aços austeníticos ao manganês, é decisivo para a combinação de resistência ao desgaste e tenacidade. De um modo geral, elementos formadores de carbonetos aumentam a resistência ao desgaste, sendo neste caso necessária a presença de uma matriz e uma coesão matriz/carbonetos que suportem adequadamente esses carbonetos (1).

Aços perlíticos hipoeutéticos têm um aumento da fração de perlita com o aumento do teor de carbono, que resulta no aumento da resistência à abrasão. A diminuição do espaçamento interlamelar na perlita também tem mostrado o favorecimento da resistência à abrasão (1). Aços perlíticos hipereutéticos, por sua vez, quando apresentam uma rede frágil e contínua de

cementita ao redor das colônias perlíticas, apresentam aumento menos acentuado ou mesmo um decréscimo da resistência ao desgaste, dependendo das condições abrasivas (1). Alguns autores observaram um aumento crescente da resistência ao desgaste, como aumento do teor de carbono, em aços contendo cementita esferoidizada (obtida por tratamentos isotérmicos), mesmo para teores de carbono acima da composição eutetoide (69).

O tipo de microestrutura dos aços com maior resistência à abrasão, sem a presença de elementos formadores de carbonetos, geralmente é a bainita inferior. Nos aços liga, os tratamentos térmicos que alteram a matriz e a dispersão dos carbonetos são decisivos. Em geral, aço liga com distribuição fina de carbonetos em matriz martensítica, contendo certas quantidades de austenita retida é uma das melhores combinações microestruturais. A austenita retida, neste caso, aumenta a tenacidade da matriz, auxilia o suporte dos carbonetos e sofre transformação para martensita, localmente, durante o desgaste (1). Os aços contendo austenita estável e homogênea, mesmo contendo elementos de liga, por exemplo os aços inoxidáveis, não possuem alta resistência ao desgaste abrasivo (1).

2.6. Microestrutura e resistência ao desgaste de ferros fundidos brancos ao cromo

Tem-se verificado que os ferros fundidos brancos ao cromo, sem a presença de outros elementos formadores de carbonetos, podem apresentar uma grande variedade de

microestruturas, tanto no estado bruto de fusão como após diferentes tratamentos térmicos, inclusive pelos efeitos de flutuações de composição química do material, além da própria natureza complexa do diagrama de fases do equilíbrio (estável ou metaestável) e das velocidades de resfriamento (15,16,19,44,76-78). Entretanto, indica-se que, dentre todas as microestruturas possíveis, aquelas apresentando uma matriz contínua essencialmente austenítica ou essencialmente martensítica, contendo carbonetos M_7C_3 como fase descontínua (75), são as que possuem maior resistência ao desgaste abrasivo, quando comparadas a microestruturas mais complexas contendo por exemplo perlita ou carbonetos esferoidizados (37).

Os teores de cromo nestas ligas se situam geralmente entre 12 e 40%. Menores teores conduzem à formação de estruturas eutéticas ledeburíticas, bastante frágeis, cuja matriz contínua é o carboneto M_7C_3 e a austenita, ou os produtos de sua transformação, se apresentam na forma de glóbulos ou de bastões (75).

Do mesmo modo que em ligas polifásicas em geral, a fração volumétrica da fase dura, no caso os carbonetos M_7C_3 presentes na microestrutura, é um dos principais parâmetros determinantes da resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos ao cromo (30,36). Dependendo das condições de ensaio e agente abrasivo empregados, tem-se observado diferentes resultados de variações da taxa de desgaste com a fração volumétrica de carbonetos.

2.6.1. Efeitos da fração de carbonetos M7C3 sobre o desgaste de ligas Fe - C - Cr com matriz austenítica

Uma série de FoFos fundidos brancos austeníticos ao cromo, contendo pequenos teores de molibdenio, foi estudada por alguns autores, por meio de ensaios de desgaste a baixas tensões com roda de borracha e sílica AFS 50-70 seca (36), verificando-se os resultados mostrados na Figura 2.18. Indica-se um mínimo para porcentagem de carbonetos em torno de 30%, que corresponde aproximadamente as estruturas eutéticas da série de ligas. Submetendo essas mesmas ligas ao ensaio com roda de borracha empregando como abrasivo a sílica AFS 50 - 70 úmida, na proporção de 1500 g/940 ml de água destilada, esta mesma série de ligas apresentou os resultados da Figura 2.19. Nos ensaios a úmido, verifica-se um desgaste mais pronunciado que nos ensaios a seco (Figura 2.19), enquanto que em ambas as situações ocorreu um mínimo de desgaste para frações volumétricas intermediárias ao redor daquela correspondente à microestrutura eutética (36).

Para explicar a variação do desgaste com a fração volumétrica de carbonetos, os autores fizeram observações de superfícies desgastadas no M.E.V. Nas ligas hipoeutéticas, foi constatado que há um desgaste preferencial da matriz austenítica, deixando os carbonetos M₇C₃ em relevo. Por meio da comparação entre o pequeno espaçamento interdendrítico ($\sim 50 \mu\text{m}$) que representa aproximadamente o espaçamento entre as regiões eutéticas contendo carbonetos, com o diâmetro das partículas de quartzo ($\sim 250 \mu\text{m}$), considerou-se que as partículas abrasivas não podem penetrar efetivamente na matriz, e, deste modo, os

carbonetos eutéticos agem como fator de controle da taxa de desgaste (36). Além disso, o aumento da fração volumétrica de carbonetos na região hipoeutética é acompanhado pela diminuição do espaçamento interdendrítico, trazendo um efeito benéfico complementar contra o desgaste da matriz e do material como um todo. Observou-se também que nas ligas hipereutéticas, os carbonetos eutéticos atuam benéficamente contra o desgaste, mas os carbonetos primários e massivos ficam em relevo por causa do desgaste mais acentuado da matriz, estando sujeitos ao trincamento e, à formação de grandes fragmentos, permitindo maior exposição da matriz, além dos fragmentos de carbonetos poderem agir como abrasivos adicionais (36).

Também foram realizados pelos mesmos autores, ensaios com roda de borracha desta mesma série de ligas usando o Al_2O_3 a seco como abrasivo, resultando a curva mostrada na Figura 2.20. Não se verificou um mínimo de desgaste para valores intermediários de frações de carbonetos, mas sim, uma queda contínua da taxa de desgaste com o aumento das frações de carbonetos em todo o intervalo estudado.

A diferença de comportamentos dessas ligas em relação aos diferentes abrasivos foi interpretada pela importância da relação de durezas abrasivo / fases desgastadas, sendo que a alumina possui dureza da mesma ordem de grandeza que a dos carbonetos M_7C_3 , enquanto que a sílica possui dureza inferior à dureza dos M_7C_3 . A observação das superfícies desgastadas pela alumina indicou a formação de sulcos tanto na matriz como nos carbonetos, que são ligeiramente menos profundos

nos carbonetos. Não foi verificada a fragmentação de carbonetos massivos na abrasão por alumina, como evidenciado no caso da sílica (36).

Em outro estudo do desgaste de ferros fundidos brancos (80) depositados por soldagem ao arco com arame tubular, foram obtidas ligas com diferentes composições químicas, correspondendo a diferentes microestruturas, pela variação dos parâmetros de soldagem e diluições no metal base aço 1020, a partir de um mesmo arame tubular. As ligas resultantes possuem matriz essencialmente austenítica e os autores indicam uma porcentagem de carbonetos em torno de 36% para a estrutura tipicamente eutética. Os ensaios com roda de borracha usando sílica a seco como abrasivo mostraram a variação do desgaste com a fração de carbonetos, para diferentes aportes térmicos, conforme indicado na Figura 2.21. Observa-se para uma mesma fração volumétrica, que um maior aporte térmico promove menor taxa de desgaste, como resultado de uma estrutura mais grosseira. Os autores também indicam uma queda contínua da taxa de desgaste na região hipereutética (80), o que está em desacordo com os resultados mostrados nas Figuras 2.18 e 2.19, para ligas fundidas e também desgastadas por sílica, nos quais indica-se uma região intermediária de mínimo desgaste.

Ensaaios a altas tensões pela técnica de pino sobre lixa de Al_2O_3 , de ferros fundidos com alto cromo, mostraram ainda um comportamento diferente (81) conforme mostrado na Figura 2.22. A resistência ao desgaste teve ligeiro decréscimo com o aumento da fração de carbonetos na própria região hipoeutética, próxima ao eutético. Este resultado foi atribuído à fratura e remoção de

carbonetos eutéticos. Por outro lado, houve aumento da resistência ao desgaste para o aumento da fração de M C até em torno de 50% na região hipereutética, onde estão presentes carbonetos massivos primários além de eutéticos, ocorrendo então um novo decréscimo da resistência. Associou-se também esses resultados às observações de fragmentação e grandes pites no interior dos carbonetos primários (81,82).

2.6.2. Desempenho de FoFos brancos com matriz martensítica em comparação aos de matriz austenítica

A série de ligas austeníticas cujo desgaste é mostrado nas Figuras 2.18 a 2.20 também foi estudada comparativamente a uma outra série martensítica, apresentando composição química praticamente igual, mas tratada termicamente para desestabilização da austenita e transformação martensítica (79). Pode-se comparar na Figura 2.23, a variação do desgaste por sílica úmida a baixas tensões com a fração volumétrica de carbonetos, para as duas séries de ligas. Os materiais martensíticos apresentaram menor desgaste para uma igual fração de carbonetos, enquanto que em ambas as séries há presença intermediária de um mínimo de desgaste próximo da composição eutética. Por outro lado, a tenacidade à fratura mostrou maior vantagem para as ligas austeníticas conforme mostrado na Figura 2.24.

Outro estudo comparativo de ligas austeníticas e

martensíticas (37), avaliando o desgaste no ensaio de pino sobre lixa de Al_2O_3 , mostrou um desempenho ligeiramente superior para as ligas austeníticas conforme a Figura 2.25, sendo que as composições químicas e as durezas eram aproximadamente iguais. Evidenciou-se também neste trabalho, que os materiais com matriz perlítica ou esferoidita (matriz ferrítica contendo carbonetos esferoidizados) apresentaram taxas de desgaste muito superiores às das ligas austeníticas e martensíticas (37).

Na Figura 2.26 verifica-se também que materiais austeníticos apresentaram, de uma forma global, melhor desempenho do que martensíticos, nos resultados de um estudo de ligas específicas (83) algumas fundidas e outras obtidas como revestimento por soldagem, em ensaios a altas tensões com pino sobre lixa de granada e de alumina (Figura 2.26a), bem como em ensaios a baixas tensões com roda de borracha, usando sílica úmida (Figura 2.26b).

Verifica-se portanto que pode existir uma grande sensibilidade dos materiais as condições de ensaio e microestrutura, resultando observações completamente diferentes, por exemplo quando se compara as Figuras 2.18 com 2.21, 2.20 com 2.22, 2.23 com 2.25 e 2.26a.

2.6.3. Efeitos de outros elementos de liga formadores de carbonetos em ligas Fe - C - Cr resistentes ao desgaste

Elementos de liga formadores de carbonetos, tais

como W, Ti, V, Nb tem sido experimentados e empregados complementarmente ao Cr e Mo na produção de ferros fundidos brancos mais complexos, para a fabricação de peças fundidas ou soldas de revestimento resistentes ao desgaste. Um estudo comparativo de ligas complexas Fe - C - Cr - (W, V, Nb, Mn), usadas como placas de moldes para fabricação de tijolos refratários, indicou que a microestrutura da matriz é determinante também no desempenho desta classe de ligas (20). As ligas com matriz austenítica (estabilizada por maior adição de Mn) tiveram um desempenho muito melhor do que as ligas com matriz ferrítica apresentando carbonetos secundários. Dentre as ligas com matriz austenítica, observou-se melhor desempenho para as ligas contendo NbC ou VC, em relação às ligas contendo Cr₇C₃ ou WC (20).

Ligas Fe - C - Cr - V foram submetidas a ensaios a três corpos por pressionamento contra um disco de ferro fundido cinzento, usando suspensão de Al₂O₃ em óleo como abrasivo (18). Na Figura 2.27 verifica-se de um modo geral uma melhoria da resistência ao desgaste com a fração total de carbonetos MC₇C₃ + MC₇C₃ (Figura 2.27a) indicando-se entretanto uma melhor correlação entre a resistência ao desgaste e o quociente \bar{L}/\bar{D} , onde \bar{L} é a largura do sulco formado e \bar{D} é o tamanho médio dos carbonetos MC (Figura 2.27b), condicionando a eficácia dos MC tanto em relação à quantidade quanto ao tamanho. Indica-se ainda que na faixa de composições estudada deve-se ter frações de VC superiores a 4,5% e o tamanho médio deve ser superior às dimensões dos sulcos abrasivos (18).

O nióbio também tem recebido atenção crescente como adição aos Fofos brancos ao cromo (53,84,85). Ligas à base de Fe - C - Cr - (Nb,Mo) foram ensaiadas (53) na forma de martelos de moinho, caracterizando altas tensões e ação abrasiva principalmente de corte; na forma de palhetas de jato de granalha, caracterizando principalmente a nucleação e propagação de trincas; bem como na forma de bolas de moinho, caracterizando a ação combinada de corte, nucleação e propagação de trincas. Verificou-se que adições de nióbio entre 1% e 3% podem diminuir o desgaste em ligas contendo 15 - 18% Cr e 2,8 - 4,2% C. Para as condições analisadas, indicou-se que os menores teores de Nb (~ 1%) são mais indicados quando prepondera mecanismo de nucleação e propagação de trinca; os maiores teores de Nb (~ 3%) são mais indicados onde prepondera mecanismos de corte; enquanto que teores intermediários de Nb (~ 1 - 3%) são adequados quando existe combinação desses mecanismos (53).

2.6.4. Adições de Ni, Mn ou B para melhoria da tenacidade dos ferros fundidos brancos ao cromo resistentes ao desgaste

Ferros fundidos brancos contendo níquel além do cromo, têm sido desenvolvido para aumentar a tenacidade, embora ocorra uma redução da resistência ao desgaste (19), apresentando excelente resistência a altas tensões e em meios corrosivos (84). Estudos também têm sido realizados no sentido de aumentar o teor de manganês em ligas essencialmente do sistema Fe - C - Cr, para

o aumento da resistência ao impacto (19,85).

Outra classe de ligas que tem sido desenvolvida, particularmente para revestimentos por soldagem, parte da substituição do cromo por boro formando boretos ao invés de carbonetos M C , procurando-se deste modo resistência ao desgaste 7 3 equivalente ao das ligas originais com menor custo, e, se possível, o aumento da tenacidade (19,86-89).

2.7. Princípios da seleção de materiais resistentes a abrasão

A seleção de material para uma aplicação particular está condicionada a muitas necessidades de projeto e de desempenho que extrapolam as necessidades específicas de prevenção do desgaste, o que restringe o espectro de materiais que podem ser utilizados (13). Diferentes estratégias de controle do desgaste podem ser empregadas e devem ainda ser consideradas na escolha do material e do processo de fabricação. Por exemplo, podem ser estabelecidos os níveis de tolerância de desgaste para peças em serviço, que uma vez atingidos indicam a necessidade de substituição da peça desgastada (10). Outra possibilidade, levando-se em conta a natureza superficial do fenômeno do desgaste, é a utilização de processos de fabricação e manutenção que permitam produzir e repor uma camada dura e resistente ao desgaste, na superfície de outro material de base, que por sua vez pode apresentar uma boa tenacidade, na região mais interna da peça (10).

Ressalta-se ainda a dependência da seleção em

relação a uma decisão econômica que procura equilibrar a vida útil das peças com os resultados efetivos de redução de custos e tempos entre manutenções (10). Muitas vezes, a melhor vida útil é aquela que coincide com a periodicidade das paradas de manutenção, sendo importante, neste caso, a previsibilidade e a reprodutibilidade do tempo de vida em serviço (1). Em situações onde os agentes abrasivos e outros fatores tornam o desgaste muito severo, pode-se preferir o emprego de um material de sacrifício, relativamente barato, uma vez que a busca de um material com boa resistência torna-se mais difícil ou mais dispendiosa (1).

Conforme analisado no item 2.4, a seleção é dificultada geralmente pela quase impossibilidade de realização de ensaios de laboratório que caracterizem inequivocamente o desempenho relativo e a melhor alternativa contra o desgaste em uma aplicação particular em serviço. A título de exemplo, indica-se como um fato bem conhecido (83) a boa resistência à goivagem das ligas Fe - C - Cr em ensaios laboratoriais, mas o desempenho em serviço é prejudicado pela baixa resistência ao impacto, impedindo o emprego destas ligas em muitas aplicações, por exemplo em cominuição grosseira. Entretanto, tem-se observado, assim mesmo, estudos recentes que exploram a utilização destas ligas para novas aplicações envolvendo o desgaste por goivagem e com requisitos de tenacidade (53,90).

A seleção pode também começar pelos próprios meios disponíveis para a fabricação ou emprego das ligas. Por exemplo, indica-se que no desenvolvimento de fundição de ligas Fe - C - Cr

contendo em torno de 28% Cr, uma grande limitação para sua aplicação foi a impossibilidade de sua elaboração em fornos cubilô, sendo então substituída em muitas circunstâncias, por ligas do tipo Fe - Ni - Cr (6). Muitos trabalhos têm mostrado também a importância do controle adequado dos parâmetros de soldagem, para se obter êxito no revestimento com ligas resistentes ao desgaste (91-98).

De uma forma geral, as principais ligas metálicas fundidas ou conformadas mecanicamente, para fabricação de componentes resistentes ao desgaste abrasivo podem ser agrupadas do seguinte modo (3,5,6,37,59,99,100):

Aços: ao manganês, ao cromo-molibdênio, ao carbono
(alto, médio e baixo carbono)

Ferros fundidos brancos: cromo-níquel, 25Cr, 20Cr-
Mo, 15 Cr-Mo

Dissimilares: em geral envolvendo diferentes
ferros fundidos, por exemplo 15 Cr
- 25 Cr, fundidos sobre aço doce
(6).

Os aços ao manganês, por um lado, são as ligas ferrosas que apresentam maior tenacidade (101), combinada com uma boa resistência ao desgaste abrasivo por goivagem. Os ferros fundidos brancos ao cromo, por outro lado, apresentam alta resistência ao desgaste abrasivo, mas possuem baixa resistência ao impacto (6). A tabela 2.4 apresenta uma síntese de informações que podem ser encontradas como um guia geral sobre a seleção, o desempenho e o emprego típico dos aços e ferros fundidos brancos

para resistir ao desgaste abrasivo (3,6,21,37,59,77).

As ligas empregadas no revestimento por soldagem, por sua vez, podem ser agrupadas do seguinte modo (21,102,103):

aços: Cr-Mn austeníticos, Mn austeníticos, inoxidáveis austeníticos, rápidos, martensíticos ao Cr, baixa liga, ao carbono.

fofos: austeníticos, martensíticos, alto cromo austeníticos, alto cromo martensíticos, alto cromo complexos.

ligas de níquel: níquel, Ni-Cu, Ni-Fe, Ni-Mo-Cr-W Ni-Cr-B, Ni-Mo-Fe.

ligas de cobalto: Co-Cr-W baixa, média e alta liga, Co-Cr-W-Ni.

ligas de cobre: Cu-Zn, Cu-Si, Cu-Al, Cu-Sn-P

ligas com alto WC: contendo em geral mais que 40% WC, em matriz Fe, Co ou Cu, ressaltando-se que esta classe de materiais é extremamente resistente ao desgaste.

pastas de Cr-B: para aplicações específicas.

As ligas mais comumente empregadas em revestimentos para resistir ao desgaste abrasivo, são as ferrosas. Algumas ligas de níquel são também muito empregadas como camadas de amanteigamento entre ligas ferrosas frágeis e o metal base para evitar a propagação de trincas (102,103). A tabela 2.5 apresenta

uma síntese de informações encontradas como um guia geral para a seleção de aços, ferros fundidos e ligas de Ni para amantecimento, no revestimento resistente ao desgaste.

Outros trabalhos podem ser consultados complementarmente para um maior detalhamento de informações e eventualmente o estudo de casos na seleção de materiais e processos para prevenir o desgaste (101-114).

2.8. Equilíbrio e transformações de fases em ligas a base de Fe - C - Cr resistentes ao desgaste abrasivo

2.8.1. Ferros fundidos brancos essencialmente ao cromo

As ligas Fe - C - Cr empregadas para resistir ao desgaste abrasivo, como visto anteriormente, possuem matriz contínua que pode ser austenita metaestável ou martensita à temperatura ambiente, além de apresentar carbonetos tipo M_7C_3 como fase descontínua (75). Estas ligas podem possuir composições químicas geralmente compreendidas em teores de carbono entre 1,2% - 4% e teores de cromo entre 6% - 28% (16), ou segundo outros autores, entre 12 - 40% Cr (75). Indica-se que teores inferiores a aproximadamente 10% Cr conduzem à formação eutética ledeburítica, em que a matriz contínua é na verdade o carboneto M_7C_3 e a fase dispersa é formada por glóbulos ou bastões de austenita ou produtos de sua transformação (75). Conforme mostrado nas superfícies líquidas do sistema Fe - C - Cr da Figura 2.28, de um modo geral as ligas compreendidas nos

intervalos de composições químicas de interesse, solidificam-se pela formação primária de fase γ ou de fase M_7C_3 , respectivamente para composições hipo ou hipereutéticas em relação à linha eutética $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$, formando ainda um eutético dessas duas fases sólidas na solidificação das últimas frações líquidas (75, 115). Estruturas totalmente eutéticas, são formadas nas composições químicas iniciais do material correspondendo a valores na própria linha eutética $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ mostrada na Figura 2.28.

A austenita formada nestas ligas, a altas temperaturas, pode-se manter metaestável até a temperatura ambiente, mesmo em taxas de resfriamento correspondentes à fundição e moldagem em areia e depósitos por soldagem (15-19,75-80,115-117). A Figura 2.29 mostra o campo de composições químicas de ligas Fe - C - Cr em que se pode esperar a retenção de austenita metaestável para ligas fundidas em moldes de areia (75). Por outro lado, de acordo com os resultados mostrados na Figura 2.30, a temperatura abaixo de $1000^\circ C$ qualquer uma dessas ligas estará totalmente solidificada (Figura 2.30a) e abaixo de $700^\circ C$ (Figura 2.30b) em equilíbrio estável, já não apresentam mais a fase austenita (75).

A Figura 2.31 apresenta o diagrama de transformação isotérmica de uma liga pertencente à região de composições em que se dá retenção metaestável de austenita até a temperatura ambiente (77). Observa-se, neste diagrama, a ausência de transformação martensítica e as condições relativamente amplas para a retenção de austenita à temperatura ambiente. O material

foi elaborado em forno de indução, vazado a 1400 °C em molde de areia com diâmetro de 25 mm e comprimento de 250 mm, e, posteriormente a um seccionamento, o material bruto de fusão foi submetido a tratamentos em intervalos de 50 °C entre 450 °C e 1100 °C em banho de sal (77).

Para a desestabilização da austenita desta mesma liga, com a promoção de microestruturas contendo produtos de sua transformação (incluindo martensita), foi empregado um aquecimento a 1000 °C por 20 minutos (77), originando-se um novo diagrama de transformação isotérmica, mostrado na Figura 2.32. Ressalta-se portanto a diferença de comportamento da liga contendo γ metaestável (Figura 2.31) e a mesma liga contendo desestabilizada (Figura 2.32), podendo, neste último caso, apresentar uma estrutura martensítica, à temperatura ambiente, também de interesse para aplicações contra o desgaste.

Um tratamento de austenitização a temperaturas mais elevadas, por exemplo a 1125 °C, permite novamente a retenção de austenita metaestável nesta mesma liga (77).

Este exemplo ilustra o princípio aplicado para a produção e tratamento de peças a partir de ligas Fe - C - Cr que são austeníticas no estado bruto de fusão, mas que por meio de tratamento de desestabilização com têmpera e revenimento subsequentes, podem apresentar estrutura martensítica.

Trabalhos empregando observações de microestruturas de ligas Fe - C - Cr por microscopia eletrônica de transmissão (118), indicaram que, regiões essencialmente austeníticas próximas aos carbonetos eutéticos M_7C_3 podem conter pequenas regiões transformadas para martensita α (CCC) (118).

Estudos complementares em superfícies de ligas Fe - C - Cr submetidas a ensaio de desgaste (119), mostraram a ocorrência de transformações induzidas por trabalho mecânico, de austenita para martensita ϵ (HC) e para martensita α (CCC). Atribui-se a estas transformações, em conjunto com a deformação plástica da austenita, o aumento da dureza superficial desgastado conforme constatado durante os ensaios realizados (119).

2.8.2 Efeitos do Molibdênio sobre o equilíbrio e transformações de fases entre ligas Fe - C - Cr

Outros estudos experimentais efetuados com ligas Fe - C - Cr mostraram que a retenção de austenita a temperatura ambiente, em taxas de resfriamento correspondentes à moldagem em areia, depende de uma proporção mínima entre Cr/C sendo esta da ordem de 7 vezes (17,18,120). O molibdênio é o principal elemento da liga utilizado na fabricação de ligas quaternárias Fe - C - Cr - Mo (17,18,120), para permitir que mesmo em ligas com menor proporção entre Cr/C seja possível a retenção metaestável de austenita, conforme ilustrado na Figura 2.33 (17). De acordo com a proporção Cr/C da liga, é necessário um teor mínimo de molibdênio para a manutenção de toda a austenita na forma metaestável à temperatura ambiente, empregando-se adições de molibdênio em até aproximadamente 3%. Outro efeito importante do molibdênio é o aumento da temperabilidade, quando se deseja produzir uma liga com matriz martensítica (6,77), o que pode ser

ilustrado pela comparação dos diagramas de transformações isotérmicas das Figuras 2.32 e 2.34, para ligas apresentando composições químicas semelhantes, com exceção da presença de molibdênio para a liga correspondente à Figura 2.34 (77).

Verifica-se ainda que, de acordo com a composição química das ligas, a adição de molibdênio pode promover a formação de pequenas quantidades de carbonetos MoC_2 (17,18,120), mas os efeitos destes carbonetos sobre o comportamento dos materiais frente ao desgaste não foram investigados com maior profundidade. Outros trabalhos têm apresentado mais informações sobre os efeitos da velocidade de resfriamento na solidificação, sobre a microestrutura (121), bem como sobre variações de microestrutura e temperaturas de transformações com a composição química em ligas Fe - C - Cr - Mo (122,123).

2.8.3 Desenvolvimento de ligas Fe - C - Cr - V

As estruturas de solidificação de ligas Fe - C - Cr - V também têm recebido bastante atenção, particularmente para composições químicas nas faixas de 1,6 - 3% C, 5 - 15% Cr, 5 - 10% V (18,124,130) ou, mais recentemente, composições de até 5,6% C e 15% V (127). Diversos aspectos têm sido investigados, tais como a redistribuição de elementos nas diferentes fases (18,127-129), a nodulização de carbonetos VC com pequenas adições de titânio (125,127,130), teores mínimos de vanádio necessários para a melhoria da resistência à abrasão (18,128), bem como o estabelecimento de partes do diagrama quaternário Fe - C - Cr - V

a partir das microestruturas e reações observadas (18,124,125,128). Uma abordagem particularmente interessante para a previsão de microestruturas do sistema Fe - C - Cr - V, é um diagrama (Fe - Cr) - V - C modificado para o emprego de eixos ternários, que recebeu a denominação de pseudo-ternário, conforme mostrado na Figura 2.35 (18,128). Este diagrama pseudo-ternário mostra utilidade, por exemplo, na descrição das variações de composições líquidas em equilíbrio peritético ou eutético com os carbonetos tipo M_7C_3 , VC (na realidade M_6C_5) e M_3C , bem como a indicação de caminhos de cristalização (18,128).

Um estudo envolvendo ligas mais complexas do tipo Fe - C - Cr - V - Mo - Co - W, aponta a pequena quantidade de informações acerca da formação da microestrutura e desempenho de ligas desta natureza, apresentando em contrapartida resultados importantes para a evolução de trabalhos neste sentido, indicando por exemplo, a maior resistência ao desgaste de estruturas contendo que combinaram maiores tamanhos e frações de carbonetos (131).

2.8.4. Desenvolvimento de ligas Fe - C - Cr - Nb

Tem-se verificado também um crescente interesse no estudo da solidificação de ligas Fe - C - Cr - Nb, encontrando-se maior ênfase, por exemplo, na redistribuição de elementos entre as diferentes fases e a morfologia dos carbonetos (88,127,129, 130,132,133), a nodulização de carbonetos NbC pela presença de pequenas quantidades de Ti na liga (127,129,130,133), bem como o

estabelecimento de partes do diagrama Fe - C - Cr - Nb (132). Os trabalhos envolvem, de um modo geral, estudos com ligas contendo 1-5% C, 1-15% Cr, 0,4-7% Nb.

O nióbio forma nessas ligas o carboneto NbC, coexistindo com outros carbonetos, principalmente M_7C_3 , podendo existir ainda o carboneto M_3C , particularmente em ligas de cromo relativamente baixo, em uma matriz geralmente austenítica, que eventualmente pode ser ferrita ou mesmo martensita. Um aspecto importante sobre a distribuição de elementos entre as diferentes fases solidificadas, é a baixa presença de Nb tanto na matriz como em carbonetos M_7C_3 ou M_3C , bem como a elevada dureza dos carbonetos NbC formados. Verificou-se por exemplo teores de Fe e Cr em NbC dentro dos limites de erro experimental (130), ou praticamente a inexistência de solutos substitucionais no NbC (132), enquanto que são indicadas estimativas de teores entre 0,1 - 0,2% atômica de Nb em M_7C_3 e 0,1% Nb (129) ou 0,05% Nb (132) na matriz, reafirmando-se qualitativamente a presença de quantidades muito baixas de Nb tanto em M_7C_3 como em M_3C (132).

Este comportamento do Nb em ligas Fe - C - Cr - Nb, direcionando-se quase que exclusivamente para os carbonetos NbC bastante puros é relativamente diferente, por exemplo, do comportamento do vanádio em ligas Fe - C - Cr - V, nas quais tem sido constatada a presença mais significativa do vanádio, tanto em outros carbonetos além do VC, como na matriz, observando-se ainda a presença de outros solutos nos carbonetos VC (18,127-129).

O titânio, por outro lado, quando presente em ligas

Fe - C - Cr - Nb, mesmo em pequenas quantidades, é capaz de modificar a morfologia de carbonetos NbC, por exemplo de formas caracterizadas como redes contínuas e ramificadas (130), ou na forma dendrítica, ou de agulhas, ou de discos hexagonais (133), em formas compactas (130,133), com formato poliédrico ou tendendo a nodular (127,129,130,133).

Dentro de uma mesma linha de estudos e determinação de diagramas de fases para sistemas quaternários, iniciado para ligas Fe - C - Cr - V (18,128), foram estabelecidas as projeções de líquidos para ligas Fe - C - Cr - Nb, com base no sistema pseudo-ternário (Fe - Cr) - C - Nb (133), conforme mostrado na Figura 2.36. Neste último caso, verifica-se a proposição de diagramas distintos para diferentes combinações Fe - Cr correspondentes às séries experimentais estudadas. Nestas séries de ligas, é possível verificar uma redução do campo de austenita primária e o desaparecimento do campo de M₃C primário quando o teor de cromo é aumentado de 9% (Figura 2.36a) para 15% (Figura 2.36b) nas faixas de composição química representadas. Neste último trabalho indica-se dificuldades experimentais para a localização do contorno dos campos primários entre austenita e carboneto NbC, bem como em algumas ligas, a observação de precipitados M₃C no estado sólido com espaçamento interlamelar muito pequeno, que neste caso só foram identificados por microscopia eletrônica de transmissão (132).

Um outro trabalho mostra uma superposição das projeções líquidas do sistema Fe - C - Cr, com as composições químicas das ligas experimentais antes e após a solidificação de carbonetos NbC (88), conforme a Figura 2.37. Foi verificada para

todas as ligas estudadas, uma boa concordância qualitativa entre a previsão da Figura 2.37 e os resultados experimentais na formação de dendritas de austenita ou carbonetos massivos M C .
7 3

2.8.5. Diagramas de equilíbrio de fases dos sistemas binários e ternários pertencentes ao quaternário Fe - C - Cr - Nb

Na Figura 2.38 verifica-se qualitativamente a forma básica de representação do equilíbrio de fases por meio de diagramas em metalurgia desde sistemas unários A, B, C e D hipotéticos até sistemas quaternários (134). Nos sistemas unários empregam-se normalmente diagramas que representam o equilíbrio para diferentes temperaturas e pressões, mas para a construção dos binários, utiliza-se uma pressão fixa e o diagrama é representado planarmente por um eixo de composições relativas dos dois elementos e outro eixo de temperaturas. A representação de um sistema ternário requer, por sua vez, um diagrama especial, partindo de três eixos de composição relativa de cada dois elementos, em um plano de base, e, perpendicularmente a esse plano, o eixo de temperaturas. Quando se pretende representar o equilíbrio quaternário, não é mais possível manter a temperatura como um eixo de variação, sendo então necessária a utilização de temperatura fixa para cada equilíbrio estudado, obtendo-se deste modo um tetraedro isotérmico em que os vértices representam os componentes A, B, C e D puros e as arestas são os eixos de

composição relativa entre cada dois componentes. Verifica-se também na Figura 2.38, que a construção de um tetraedro isotérmico de um sistema quaternário envolve o corte isotérmico de quatro unários A, B, C, D, seis binários A-B, B-C, C-D, A-C, A-D, B-D além de quatro ternários, ABC, ACD, ABD e CDB.

As dificuldades para determinação de diagramas de equilíbrio de fases ternários, quaternários ou com maior número de elementos, começam muitas vezes pelas próprias dúvidas e indefinições que podem existir mesmo nos sistemas unários e binários que os compõem (134). Apesar disto, as informações disponíveis sobre os binários e ternários que compõem um sistema quaternário podem contribuir decisivamente para o melhor conhecimento do sistema quaternário. Na Figura 2.39 é mostrado por exemplo o diagrama de fases binário Fe - C, amplamente empregado em metalurgia, mas que é melhor conhecido apenas para teores de até 5% C, existindo indeterminações como por exemplo o ponto de fusão do carboneto Fe₃C, que se decompõe em altas temperaturas, além da indeterminação da linha liquidus ligando o ponto eutético ao Fe₃C no sistema metaestável, ou ligando o eutético ao C no sistema estável (134). Os diagramas dos outros sistemas binários que compõem o quaternário Fe - C - Cr - Nb, Fe - Cr (135); Nb - Fe (136); Cr - C (135); Nb - C (137); e Nb - Cr (136) são mostrados nas Figuras 2.40 a 2.44.

Por outro lado, quando se analisa as informações disponíveis a respeito do ternário Fe - C - Cr, o mais conhecido entre aqueles pertencentes ao quaternário Fe - C - Cr - Nb, verifica-se também informações diferentes, por exemplo sobre as projeções liquidus, conforme a comparação das Figuras 2.28 e

2.45a e b ou em corte isotérmico a 1000 °C, quando se compara as Figuras 2.302a e 2.45c. Tem-se atribuído a estas diferenças, o provável efeito de impurezas na ocorrência das reações do sistema ternário (75). Em condições práticas usuais, muitos autores tem confirmado o comportamento das ligas Fe - C - Cr conforme o diagrama das Figuras 2.28 e 2.30, observando a formação de carbonetos M_7C_3 como fase primária para composições próximas ao início da linha eutética $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ a partir da reação ternária de transição $L + \delta \rightarrow \gamma + M_7C_3$ (16-18,36,79,80).

No sistema ternário C - Cr - Nb, foi estabelecido um corte isotérmico a 1350 °C, em que todas as fases presentes já estão no estado sólido, conforme mostrado na Figura 2.46a. Verifica-se que o NbC dissolve pouco cromo e os carbonetos de cromo não dissolvem praticamente nenhum Nb (138). Na Figura 2.46b, verifica-se a ocorrência de um importante sistema quasi-binário, do tipo eutético, entre Cr e NbC (139). Há também diferenças de informações quanto à mínima temperatura em que existe líquido, pois a Figura 2.46a preconiza a existência de apenas sólido, abaixo de 1350 °C, enquanto que a Figura 2.46b considera a temperatura de transformação eutética a 1110 °C.

Para o sistema Fe - C - Nb, também pode ser observado em um corte isotérmico a 1000 °C (140), a baixa solubilidade de ferro no NbC, conforme a Figura 2.472a. Outro importante quasi-binário do tipo Fe - NbC é verificado para este sistema conforme mostrado nas Figuras 2.47b e 2.47c, indicando-se respectivamente $NbC_x = NbC_{0,8}$ (140) ou $NbC_x = NbC_x$ (139). Também foi proposto qualitativamente a parte rica em ferro do diagrama

das projeções líquidas, no sistema Fe - C - Nb, conforme apresentado na Figura 2.47d (141). Verifica-se neste diagrama a presença de uma linha de reação $L \rightarrow \gamma + \text{NbC}$ que percorre uma faixa de teores de carbono entre 1,5% a 4% para teores de nióbio da ordem de 5%.

Tabela 2.1. Exemplos típicos de parâmetros especificados em ensaios de abrasão por goivagem

ENSAIOS COM BRITADORES DE MANDÍBULAS			
Refêrencias Bibliográficas		(52,37)	(53)
Mandíbula	espessura (mm)	22	-
Estacionária	largura (mm)	137	-
	comprimento (mm)	190	-
Mandíbula	espessura (mm)	18	-
Móvel	largura (mm)	132	-
	comprimento (mm)	216	-
Entrada do Minério	espessura da câmara (mm)	102	125
	largura da câmara (mm)	153	200
	minério que entra (mm)	38-50	19-40
Saída do Minério	espessura da câmara (mm)	3,2	3,2
	largura da câmara (mm)	153	200
Corridas por corpo de prova (mandíbula)		4	4
Total de minério (kg)		900	900

Tabela 2.2. Exemplos típicos de parâmetros fixados em ensaios de abrasão a altas tensões

ENSAIOS COM MOINHOS DE BOLAS				
Refêrencias Bibliográficas		(53)	(52)	(8)
Diâmetro das bolas (mm)		40	127	75
Moinho	diâmetro (mm)	1000	2740	2900
	comprimento (mm)	1000	-	2440
Rotação do moinho (rpm)		40	-	-
Duração do ensaio (horas)		80 a 100	(*)	-
Tamanho do material	que entra (mm)	7-15	-	-
	que sai (mm)	3	-	-

(*) Tempo para uma redução de 3 a 6 mm no diâmetro das bolas.

ENSAIOS DE PINO SOBRE LIXA				
Refêrencias Bibliográficas		(70)	(31)	(37)
Corpo de prova	diâmetro (mm)	2	6	6,3
	comprimento (mm)	15-20	-	25
Rotação do disco abrasivo (rpm)		60	106	(*)
Tempo de ensaio (s)		-	166	420
Distância de abrasão (m)		15	104,6	12,8
Carga aplicada (N)		2,9	0,98- 9,81	66,7

(*) Suporte fixo do abrasivo e corpo de prova girando a 20 rpm

Tabela 2.3. Exemplos típicos de parâmetros fixados em ensaios de abrasão a baixas tensões

ENSAIOS COM RODA DE BORRACHA				
Referências Bibliográficas	(35,80)	(52,79)	(36,50)	
Corpo de prova	espessura (mm)	3,2-12,7	6	12,7
	largura (mm)	25	25	25,4
	comprimento (mm)	76	57	76,2
Anel de borracha	espessura (mm)	12,7	12,7	12,7
	largura (mm)	12,7	12,7	12,7
	diâmetro externo (mm)	228,6	177,8	228,6
	dureza (shore A)	58-62	55-60 (*)	-
Rotação da roda (rpm)	200	240	200	
Duração do ensaio (revoluções)	6000	5000	3000	
Carga aplicada (N)	130	222	133	

(*) Dureza 55 shore A na ref. 52 e 60 shore A na ref. 79.

Tabela 2.4. Exemplos de aplicações de aços e ferros fundidos para resistir ao desgaste abrasivo (3,6,21,37,58,77)

CLASSES TÍPICAS DE LIGAS	EXEMPLOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (X) (*)						DUREZA (HB) (tratam. (**))	OBSERVAÇÕES TÍPICAS	EXEMPLOS DE APLICAÇÕES		
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu					
AÇOS	Hadfield austenítico	Padrão	1.3	12				200 A-Ta	.Emprego variado aliado do abrasão e impacto. .Cr melhora resistência à abrasão a altas tensões. .Mo aumenta sanidade e ductibilidade de peças grandes.	Trituradores cônicos e de rolos, moinhos de martelos, britador de mandíbulas.	
		Mn-Cr	1.2	12	2	(p)		200 A-Ta			
		Mn-Mo	1.1	12		2		200 A-Ta			
	Cr-Mo martensítico		0.4	(p)	2	4		370 To-R	.Resiste a alto impacto de peças grandes. .Desenvolve máxima resistência à abrasão em tensões menores que aços Mn.	Revestimentos de moinhos com impacto elevado, dentes e outras ferramentas de escavação e mineração.	
			0.3	(p)	2	4		500 Ta-R			
		perítico	0.6	(p)		4		350 N-R			
	alto/médio carbono		0.7	1	(p)	(p)		580 To-R	.Particularmente adequado para indústria de cimento. .Baixa resistência à abrasão e tende a fraturar em serviço. .Combinação barata de elementos para fundições pouco equipadas.	Bolas, barras e revestimentos de moinhos. Lâminas de corte para mineração e manuseio de solos. Aplicações selecionadas e menos críticas.	
			0.8	(p)				300 LQ			
			0.4	2	(p)	(p)	2	600 Tar-R			
	baixo carbono		.15	(p)		(p)	1	350 LQ	.Boa soldabilidade, inadequado para estruturas.	Calhas e caixas de transporte e manuseio.	
FeFos	Cr-Ni martensítico		3	(p)	1		1	600 F	.Peças de grande espessura, baixo impacto, custo favorável.	Revestimento de moinhos a úmido.	
			a		a		a				
			3.5		4		4				
	25 Cr austenítico		2.3	(p)	23	2	2	1	450 F	.Não elaborável em cubilô, limitação de espessura, menos frágil que Cr-Ni.	Barras, revestimento de moinho, bombas e corpos de bombas (inclusive sob corrosão ou maiores temperaturas).
		martensítico	3		28				600 D-Tar		
	20 Cr-Mo austenítico		2.6	(p)	18	1	(p)	1	450 F	.Baixa fragilidade mesmo em grandes seções e excelente resistência à abrasão. .O martensítico é melhor para grandes espessuras e a úmido.	Revestimentos de moinhos de bolas e de barras.
			3.2		23	2			600 D-Tar		
	15 Cr-Mo austenítico		2.4	(p)	14	1	2	1	550 F	.Peças de pequena espessura sob abrasão severa. .Peças com maior espessura.	Martelos de impacto, barras e martelos de moinhos.
		martensítico	2.8		18	3			600 D-Tar		

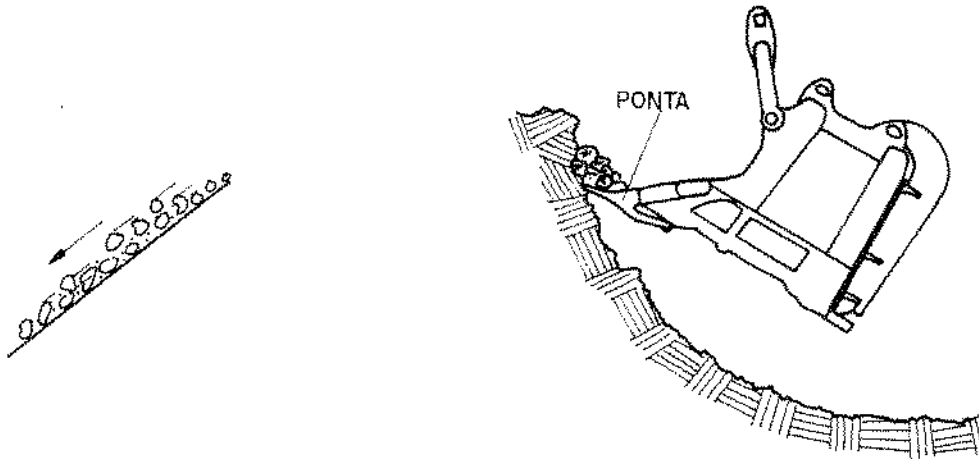
(*) Omitiu-se teor de Si, P, S presentes em todas as ligas. O sinal (p) indica a presença do elemento.

(**) Tratamentos: A - Austenitização; Ta - Tempera em água; To - Tempera de óleo; Tar - Tempera ao ar; R - Revenimento; N - Normalização; D - Destabilização da austenita; LQ - Laminado à quente; F - estado fundido

Tabela 2.5. Exemplos de aplicações de aços, fofo e ligas de Ni em revestimentos resistentes ao desgaste (21,102,103)

CLASSIF. TÍPICAS DE LIGAS	EXEMPLOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%) (*)	EXEMPLOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%) (*)						DUREZA (HB) (**)	OBSERVAÇÕES TÍPICAS	EXEMPLOS DE APLICAÇÕES
		C	Mn	Cr	Mo	Ni	Obs.			
AÇOS	acromo manganês austenítico	0.3 ou 0.5	12 15	12 15	(p)	(p)	Mo+Ni+Ni = 4%	até 250	Em geral os mais resistentes à abrasão e calor. Depositáveis sobre aço C.	Britadores, trituradores, trilhos, martelos
	manganês austenítico	0.5 ou 1.0	11 16	(p)	(p)	(p)	Cr+Mo+Ni+V = 10%	250 a 650	Tenazes, resistentes ao impacto e até 200 oC. Amanteigar quando sobre aço C.	Britadores, trituradores, escavadoras, trilhos com alto impacto
	inoxidável austenítico	.07 ou 0.2	(p)	17	(p)	7	Mo+Mn = 10%	350 a 650	Tenazes, resistentes ao calor e corrosão mas não à abrasão.	Amanteigamento para evitar trincas no metal de base
	rápidos	0.3 ou 1.5	5	10	10		3V, 20W 12 Co.	600 a 700	Bom para altas temperaturas, esmerilhável, os elementos afetam impacto e abrasão.	Tenazes de lingotes, matrizes a quente, perfuratrizes
	martensítico ao cromo	0.1 ou 1.7	(p)	10	(p)	(p)	Mn+Mo+Ni+V+W =	350 a 650	Mais resistente à abrasão que os aços baixa liga.	Lâminas de corte, rodas de guindastes, matrizes à quente, perfuratrizes
	baixa liga ao carbono	0.1 ou 0.5 ou 1.4	(p)	(p)	(p)	(p)	W, V, B total eis=12%	250 a 650	Usinável, precisa tratamento e os elementos afetam impacto e abrasão.	Perfuratrizes, matrizes escavadoras, trilhos, dentes de engrenagem
								até 250	Tenaz, usinável, sem trincas resistente ao impacto mas não à abrasão.	Reparo de componentes, camadas sobre laminados
LIGAS DE NÍQUEL	níquel	2	1			85		160	Pré-aquecimento em grandes seções 150-300 oC.	
	níquel cobre	0.4 ou 0.6	2			60 ou 70	3Fe ou 6Fe	130	Aumento da resistência mecânica	Amanteigamento para os fofo, carcacas de bombas, blocos de cilindros, caixas de engrenagem
	níquel ferro	2	1			45 ou 60	Bal. com ou Fe	200	Requer jateamento para aliviar tensões, usinável.	
FoFos	austenítico	4 ou 4	(p)	12	(p)	(p)		300 a 600	Alta resistência à abrasão, impacto moderado. Esmerilhável e suscetível a trincas.	Britadores, trituradores, bombas, escavadoras, amanteigamento para ligas duras
	martensítico	1 ou 4	(p)	1	(p)	(p)	V, W, Nb	500 a 750	Alta resistência à abrasão, impacto moderado. Esmerilhável, suscetível a trincas, Nb reduz abrasão a 400 oC.	Escavadoras, ferramentas de corte, cilindros de laminação
	alto cromo austenítico	3 ou 6	(p)	20	(p)	(p)		500 a 750	Ótima resistência à abrasão e ao calor, impacto baixo a moderado. Esmerilhável, suscetível a trincas.	Dentes de pás, peneiras
	alto cromo martensítico	2.5 ou 4.5	(p)	20	(p)	(p)		500 a 750	Ótima resistência à abrasão e à oxidação, com dureza à quente. Suscetível a trincas.	Revestimentos de moinhos, peneiras, bombas raspadeiras
	alto cromo complexos	2 ou 5	(p)	20	(p)	(p)	V, W, Nb, Co	600 a 800	Os mais resistentes à abrasão, com baixo impacto, que é melhorado pelo Nb. Suscetível a trincas.	Aplicações à quente, peneiras, pulverizadores, esteiras de sentir, raspadeiras.

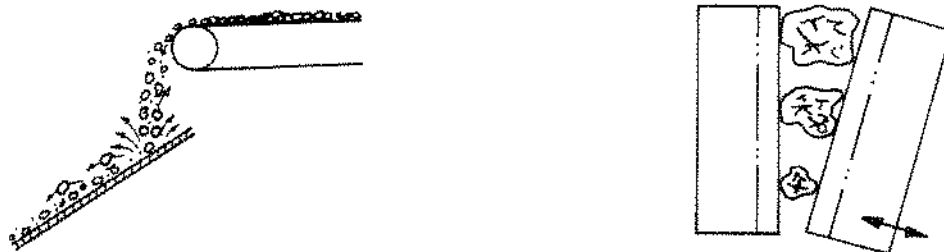
(*) O sinal (p) indica a presença do elemento.



(a) abrasão por riscamento ou a baixas tensões.

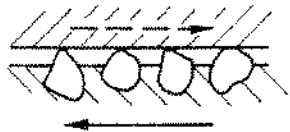


(b) abrasão por moagem ou a altas tensões.

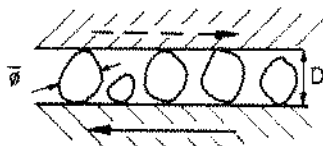


(c) abrasão por goivagem ou sulcamento.

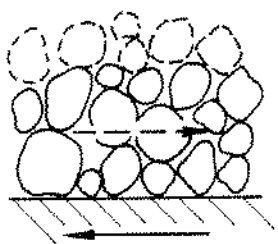
Figura 2.1. Esquemas ilustrativos das diferentes categorias de desgaste abrasivo (9,10).



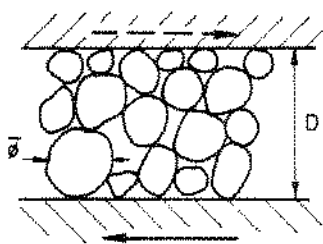
(a) abrasão típica a dois corpos



(b) abrasão a três corpos com $D \sim \phi$



(c) abrasão a três corpos similar a (b)



(d) abrasão a três corpos com $D > \phi$

Figura 2.2. Distinção esquemática entre abrasão a dois e a três corpos (11,18).

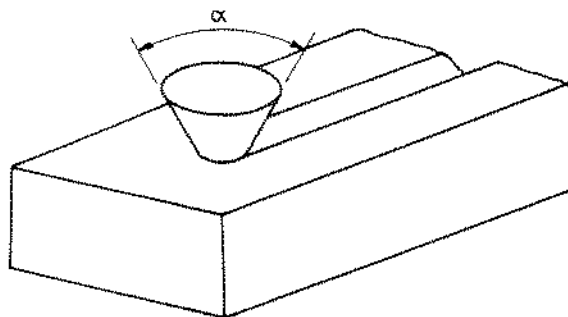


Figura 2.3. Modelo simplificado da abrasão (25).

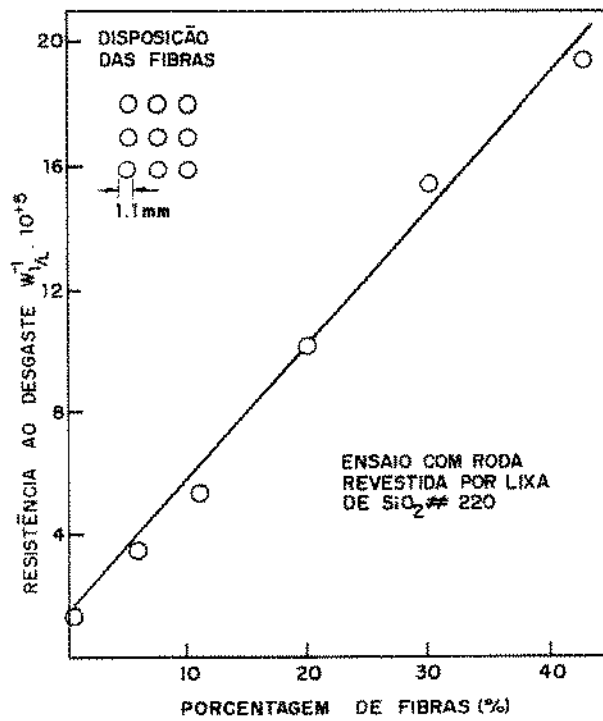


Figura 2.4. Variação da resistência à abrasão com a fração de fibras de aço em compósito políester-aço (30).

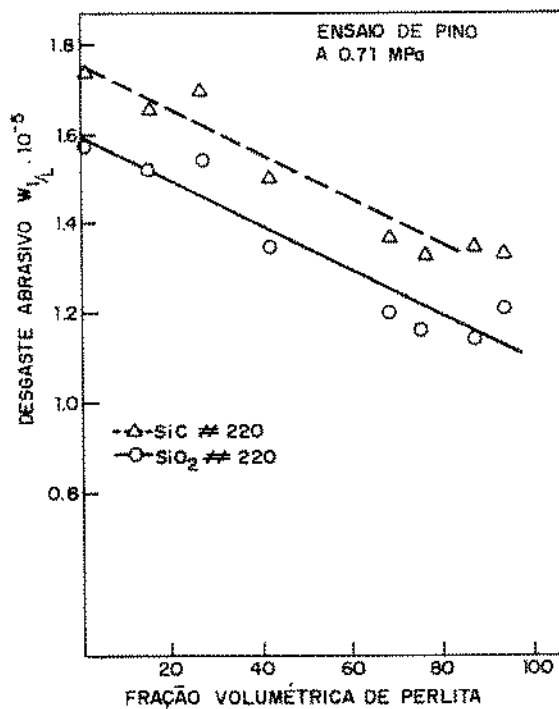


Figura 2.5. Variação do desgaste à abrasão com a fração da perlita em aços ferrítico-perlíticos (30).

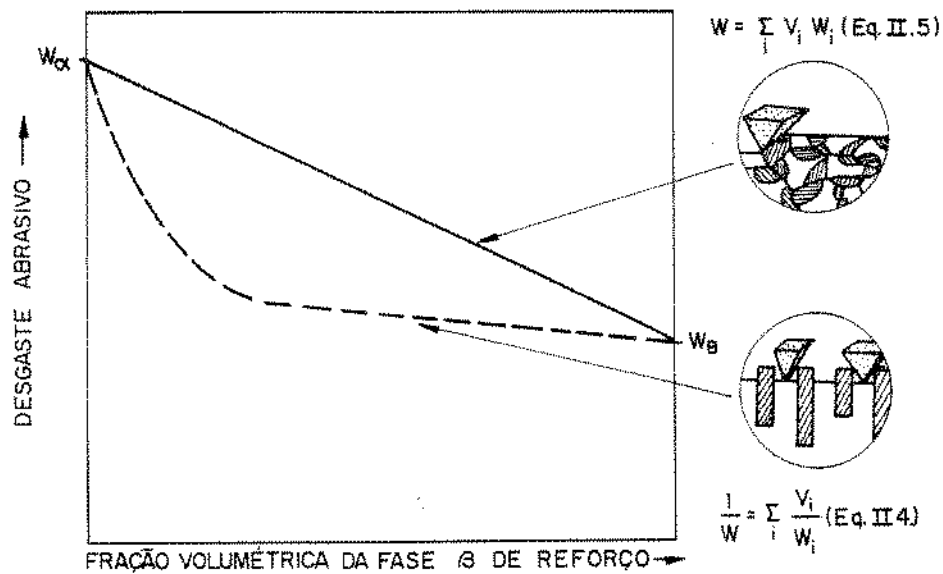


Figura 2.6. Previsão qualitativa da variação do desgaste abrasivo com as frações das fases de acordo com os modelos de misturas (30).

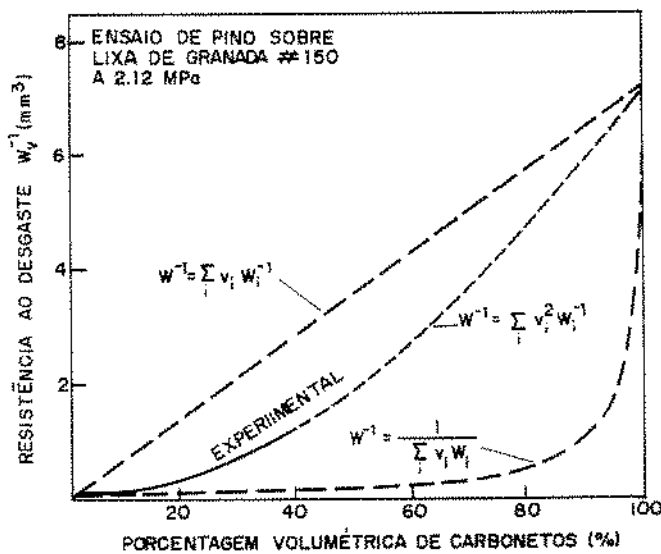
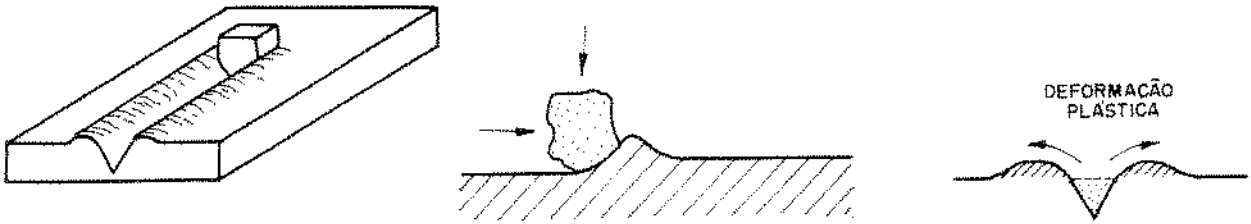
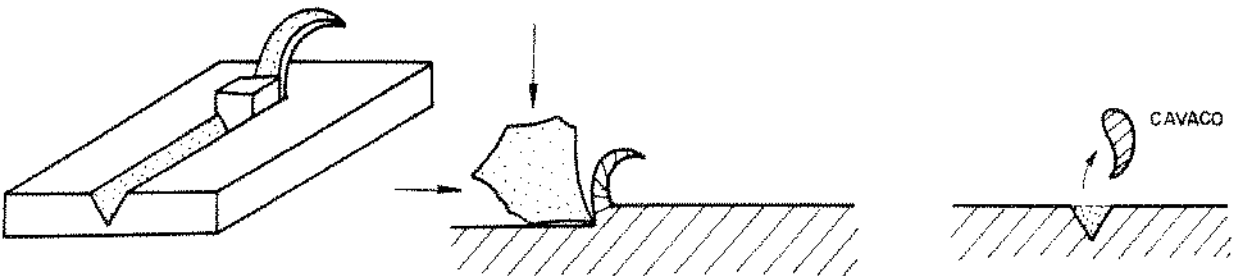


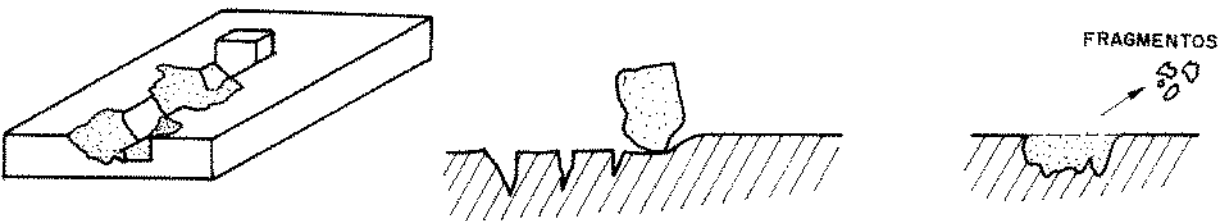
Figura 2.7. Variação da resistência ao desgaste abrasivo com a fração de carbonetos em fofos brancos martensíticos ao cromo em comparação com os modelos de mistura (30).



(a) sulcamento

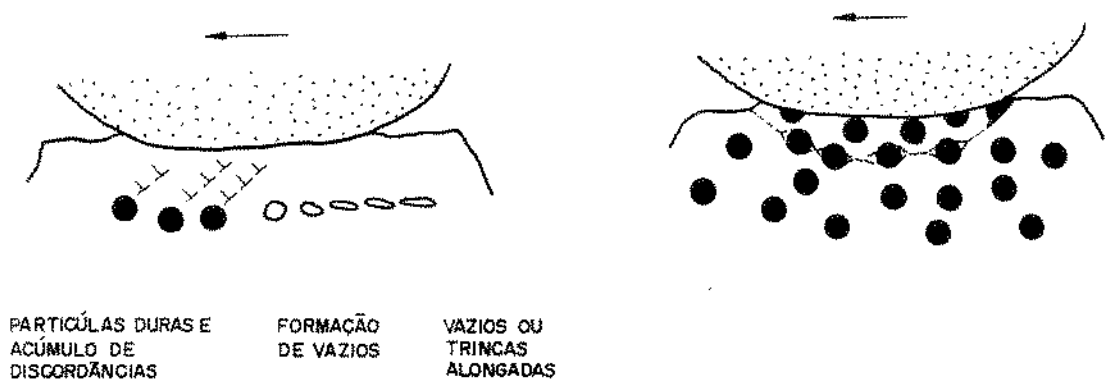


(b) microcorte



(c) microtrincamento

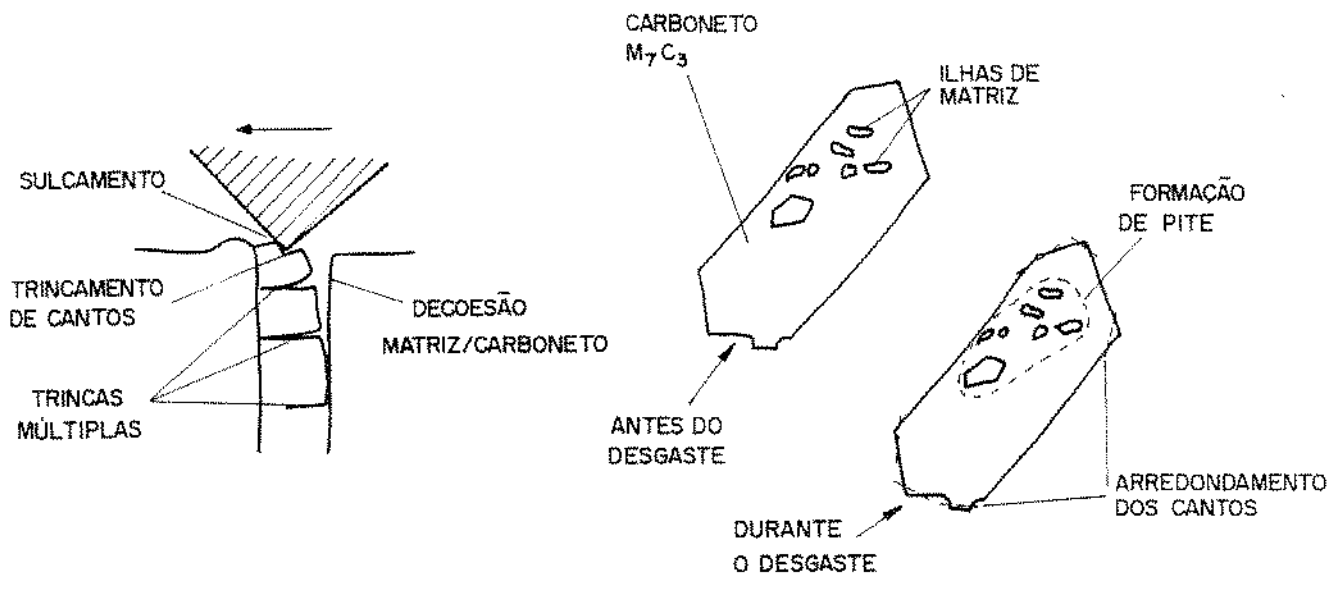
Figura 2.8. Esquemas ilustrativos de micromecanismos de desgaste abrasivo (9).



(a) estágios iniciais (45)

(b) propagação e união de trincas (46)

Figura 2.9. Esquema ilustrativo do processo de delaminação.



(a) sulcamento por abrasivo duro, de coesão, trinca-mento (43)

(b) formação de pites internos e arredondamento de cantos (47)

Figura 2.10. Ilustração de mecanismos importantes da fragmentação de carbonetos suportados por matriz dútil.

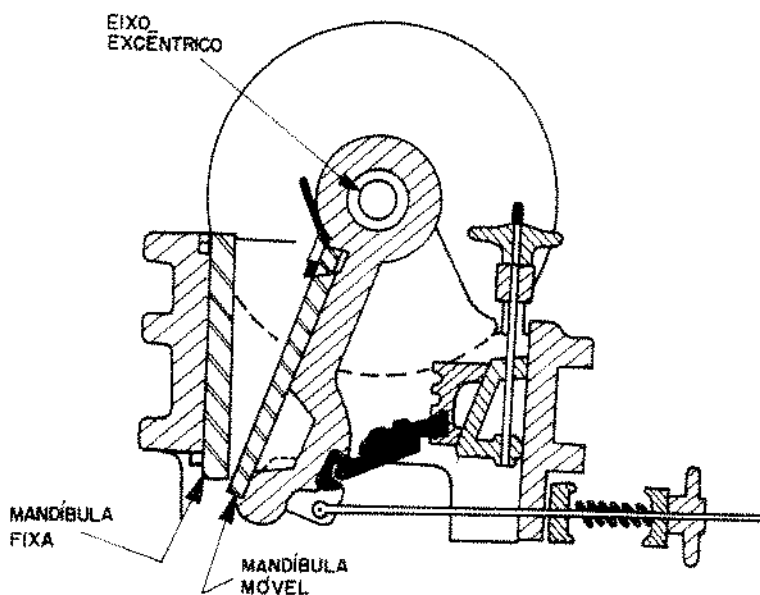
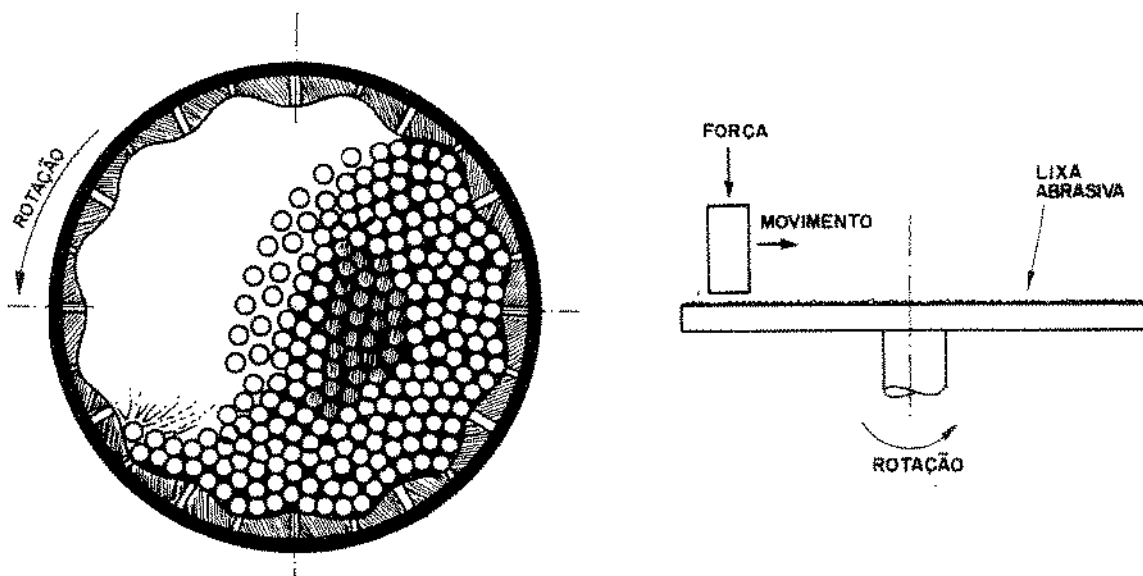


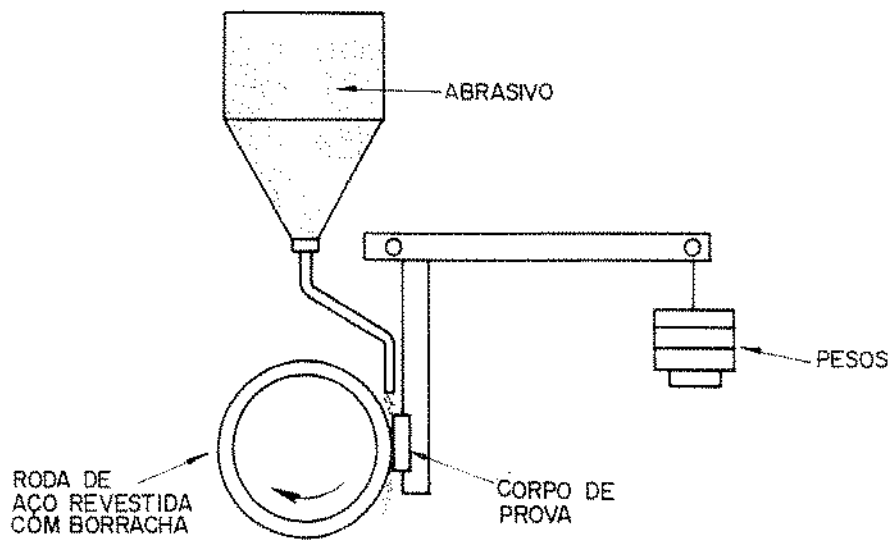
Figura 2.11. Esquema simplificado de britador de mandíbulas para ensaios de abrasão por goivagem (37).



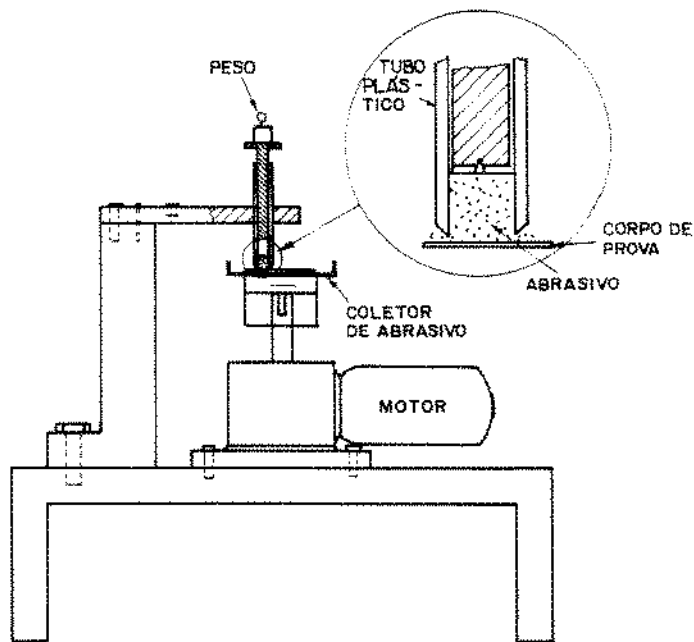
(a) moinho de bolas (9)

(b) pino sobre lixa (31)

Figura 2.12. Esquemas simplificados de equipamentos para ensaios de abrasão a altas tensões.



(a) ensaio com roda de borracha (94).



(b) ensaio alternativo (28)

Figura 2.13. Esquemas simplificados de equipamentos para ensaios de abrasão à baixas tensões.

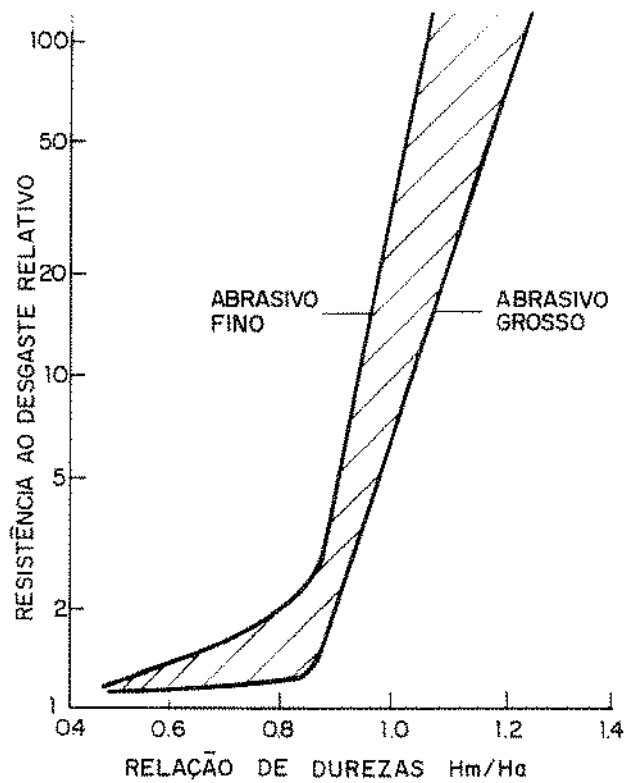


Figura 2.14. Variação da resistência ao desgaste de aços martensíticos com a relação de durezas H_m do material e H_a do abrasivo (69).

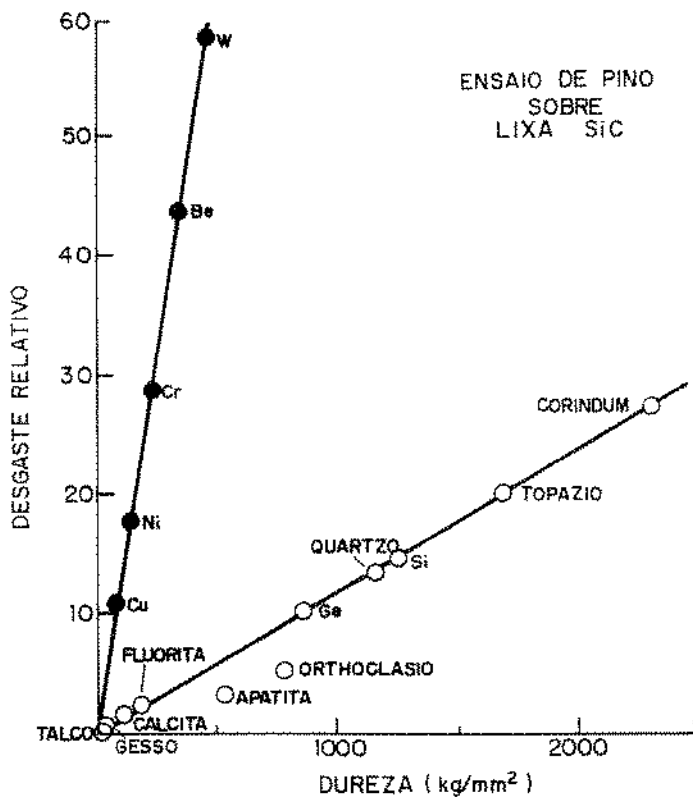


Figura 2.15. Variação linear do desgaste com a dureza para metais e cerâmicas (2).

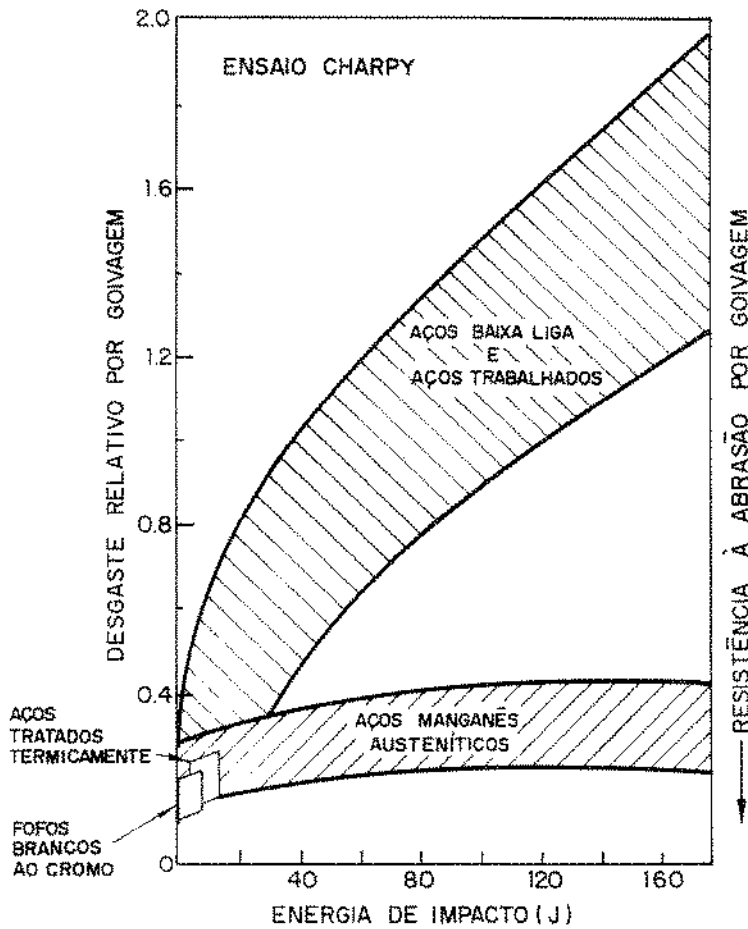


Figura 2.16. Relação entre a tenacidade e o desgaste abrasivo por goivagem para diferentes ligas ferrosas (37).

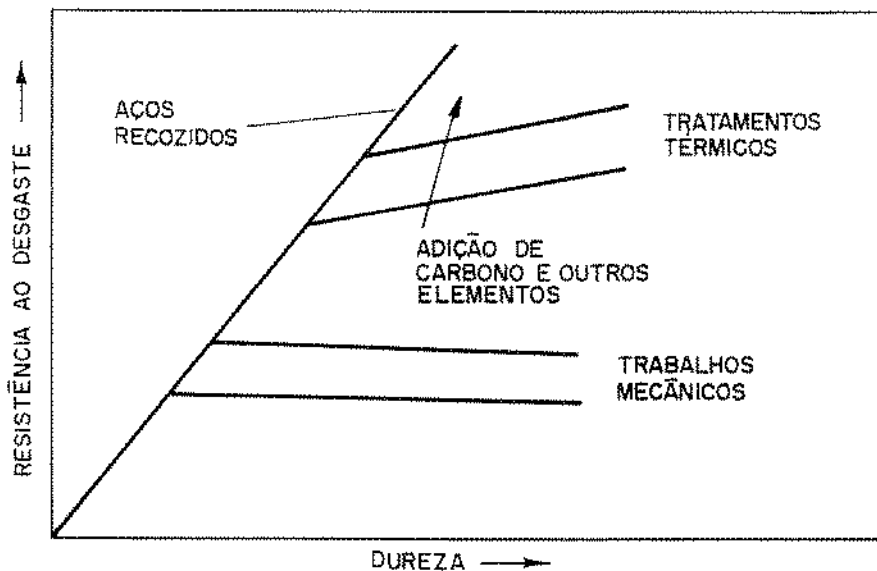


Figura 2.17. Efeitos qualitativos do estado microestrutural sobre a resistência ao desgaste dos aços (1).

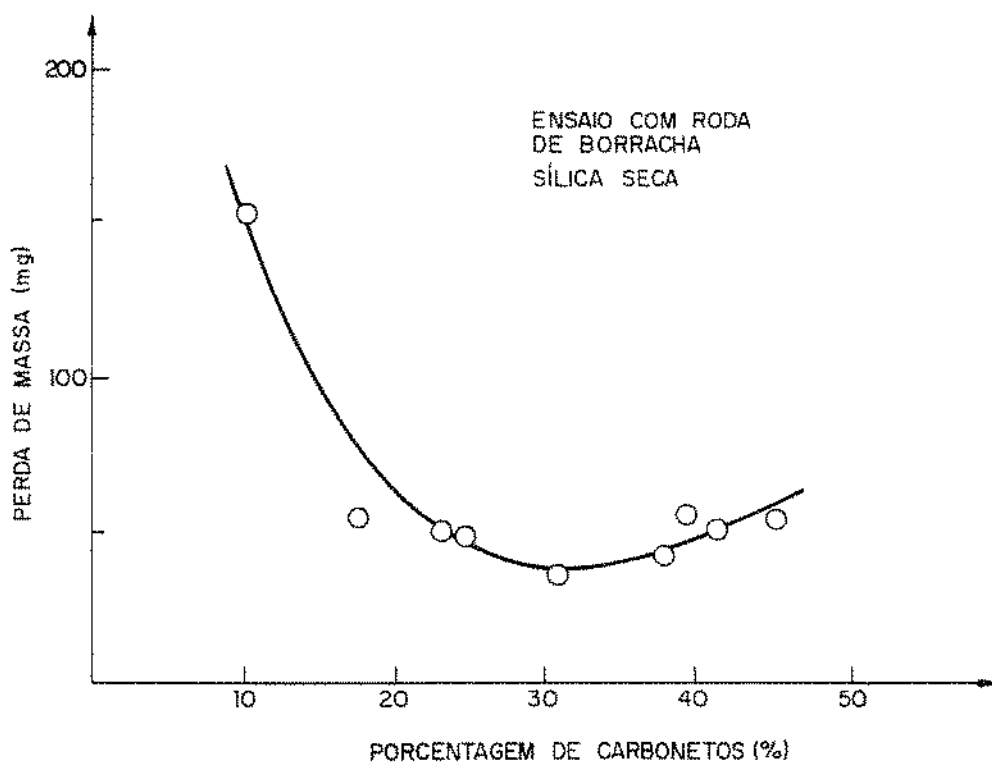


Figura 2.18. Variação do desgaste por sílica seca a baixas tensões com a fração de carbonetos em ligas Fe - C - Cr - Mo austeníticas (36).

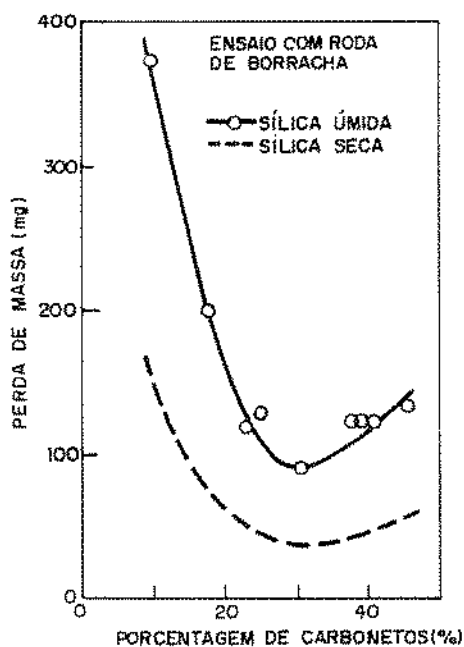


Figura 2.19. Variação do desgaste por sílica úmida e por sílica seca a baixas tensões com a fração de carbonetos em ligas Fe - C - Cr - Mo austeníticas (36).

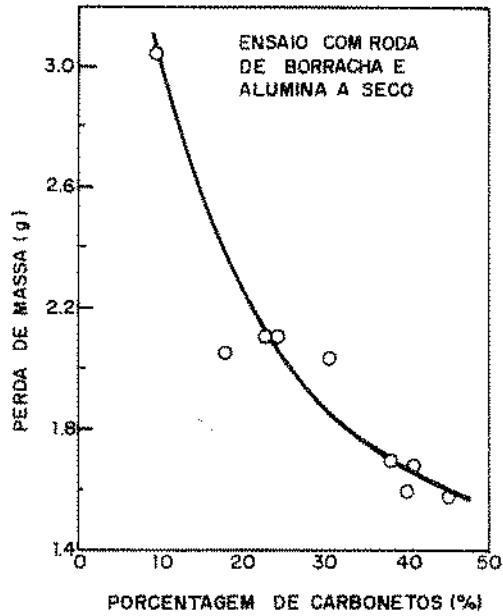


Figura 2.20. Variação do desgaste por alumina seca a baixas tensões com a fração de carbonetos em ligas Fe - C - Cr - Mo austeníticas (36).

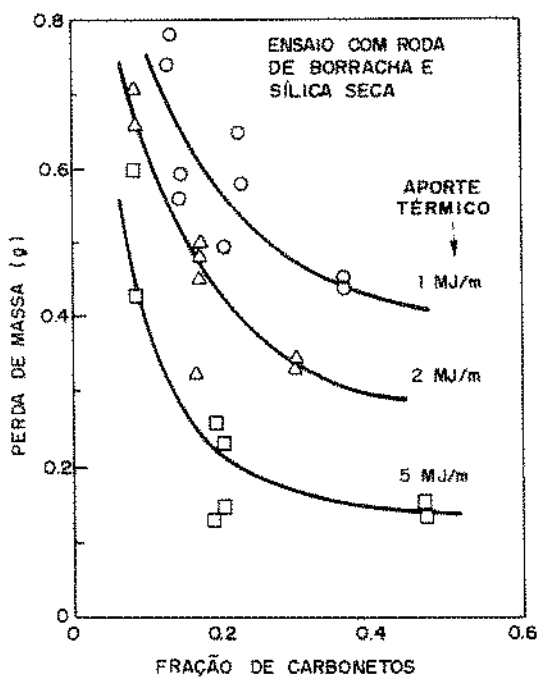


Figura 2.21. Variação do desgaste por sílica a baixas tensões com a fração de carbonetos em ligas Fe - C - Cr depositadas por soldagem com arame tubular (80).

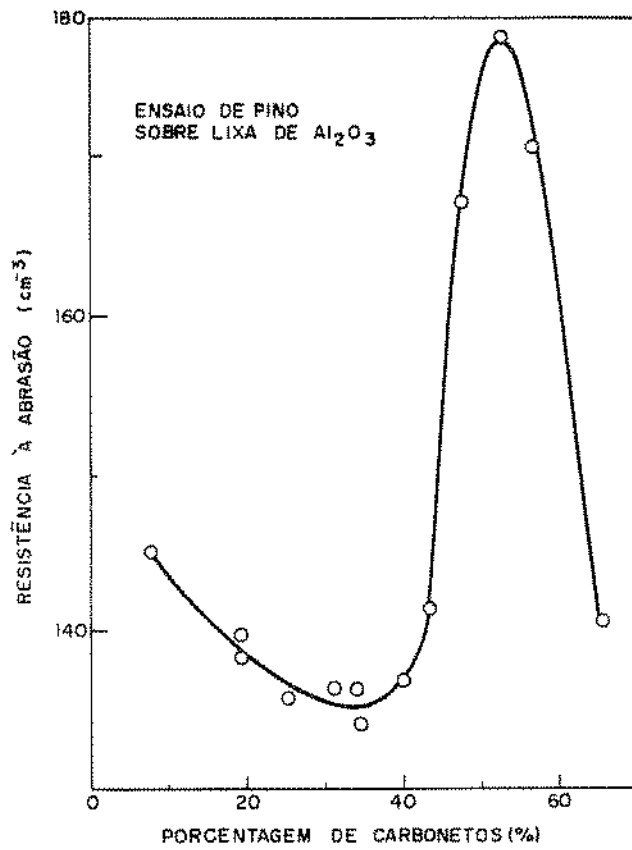


Figura 2.22. Variação da resistência ao desgaste a altas tensões com a fração de carbonetos em ligas Fe - C - Cr (81).

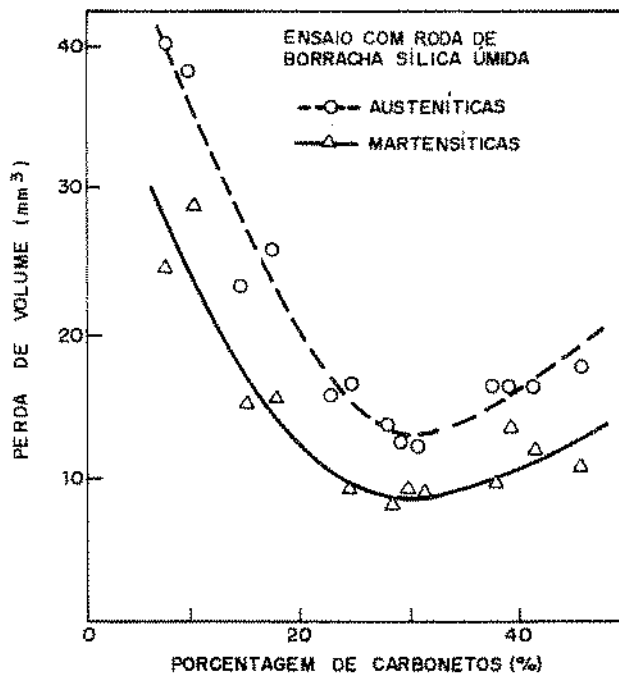


Figura 2.23. Variação do desgaste a baixas tensões com a fração de carbonetos em ligas Fe - C - Cr - Mo martensíticas e austeníticas (79).

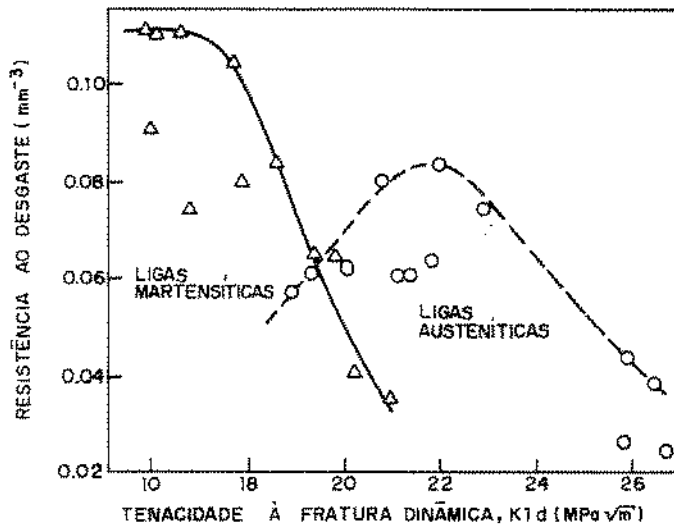


Figura 2.24. Comparação entre a resistência ao desgaste e a tenacidade à fratura de ligas Fe - C - Cr - Mo martensíticas e austeníticas (79).

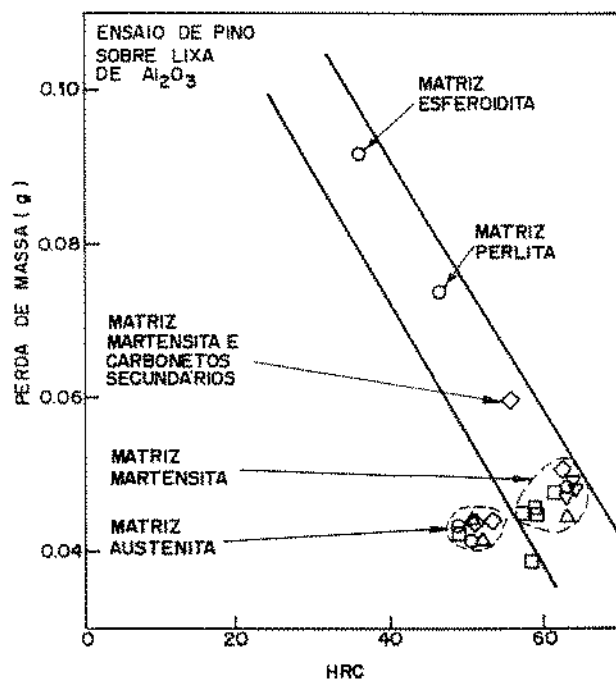
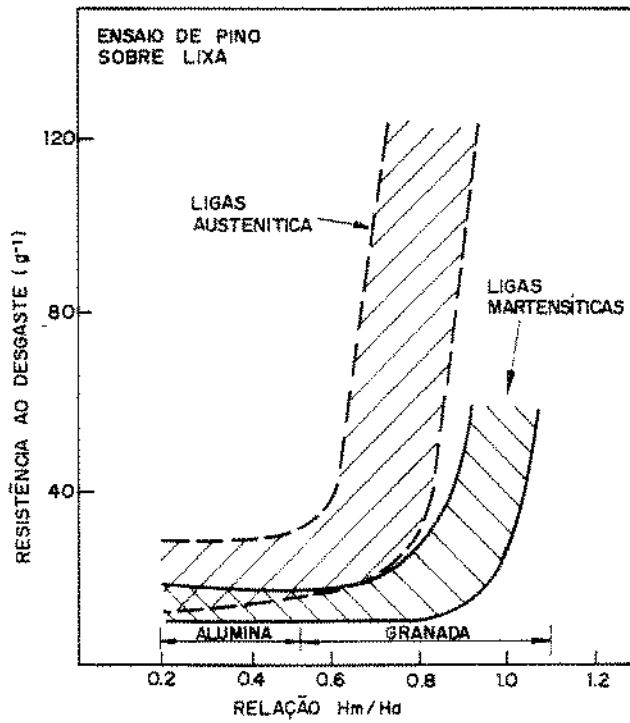
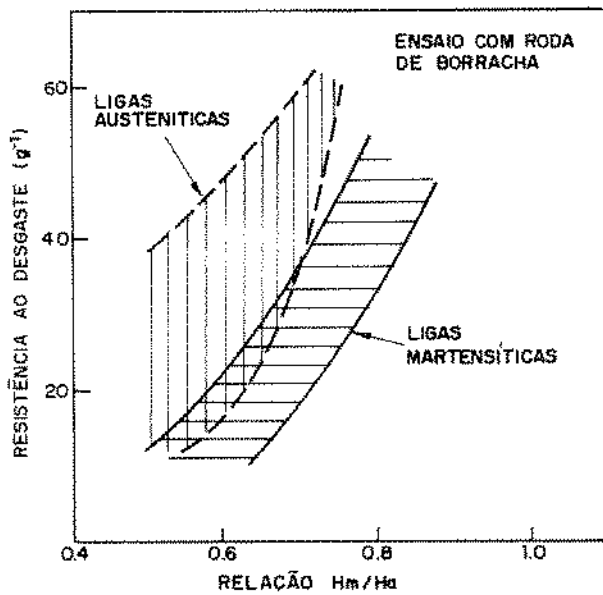


Figura 2.25. Variações do desgaste e da dureza em ligas Fe - C - 15/18 Cr com diferentes matrizes (37).

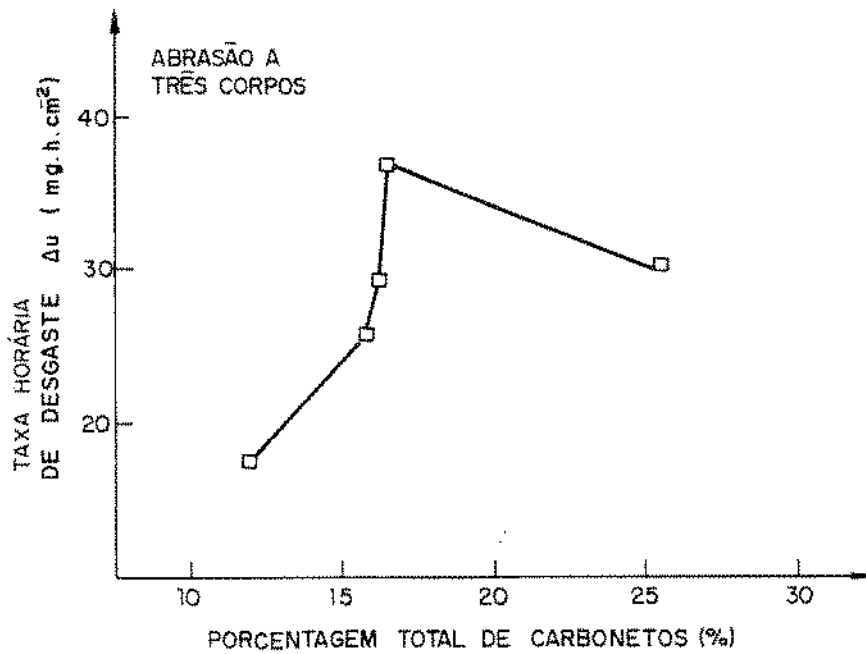


(a) ensaios a altas tensões com alumina e granada

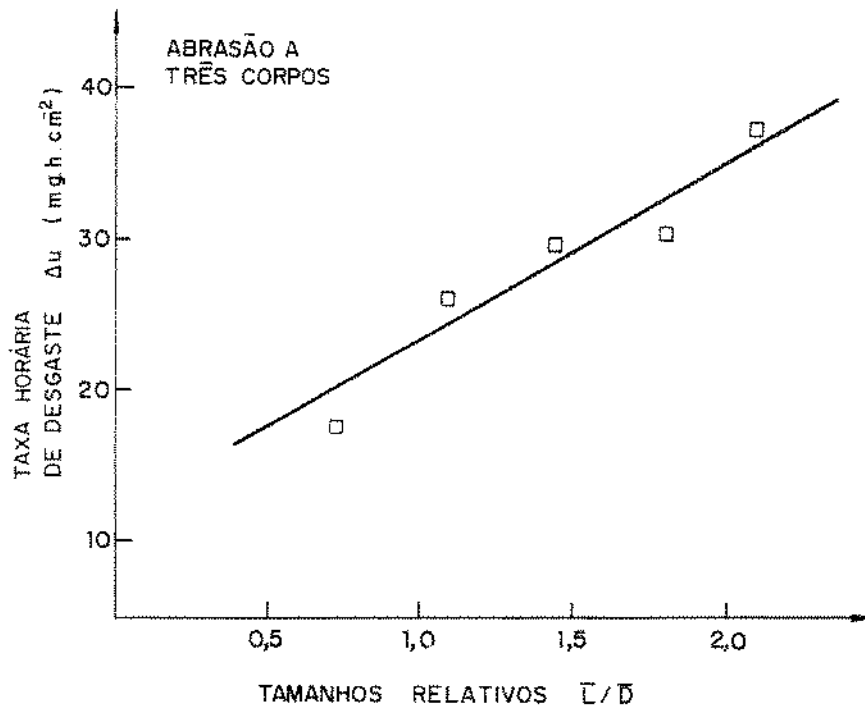


(b) ensaios a baixas tensões com sílica

Figura 2.26. Variação da resistência ao desgaste com a relação de durezas $H_{material} / H_{abrasivo}$ para ligas Fe - C - Cr - Mo (83).



(a) variação do desgaste com a fração total de carbonetos



(b) variação do desgaste com a relação de tamanhos dos sulcos \bar{L} e dos carbonetos \bar{D} .

Figura 2.27. Variação do desgaste por alumina suspensa em óleo com diferentes parâmetros microestruturas de ligas Fe - C - Cr - V (18).

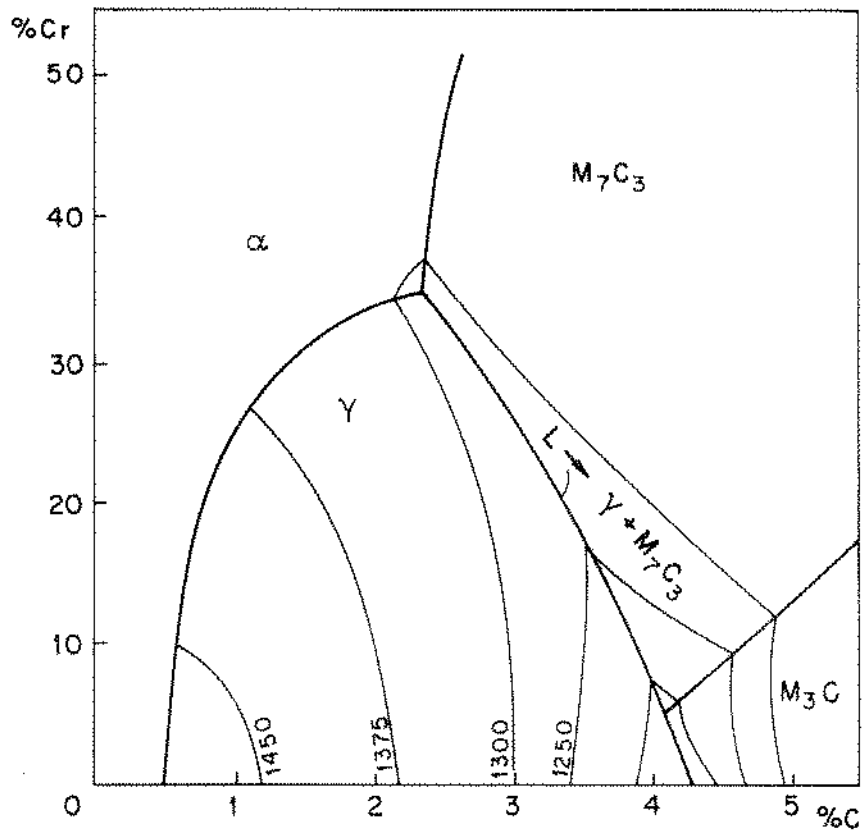


Figura 2.28. Projeções líquidas do sistema Fe - C - Cr (114).

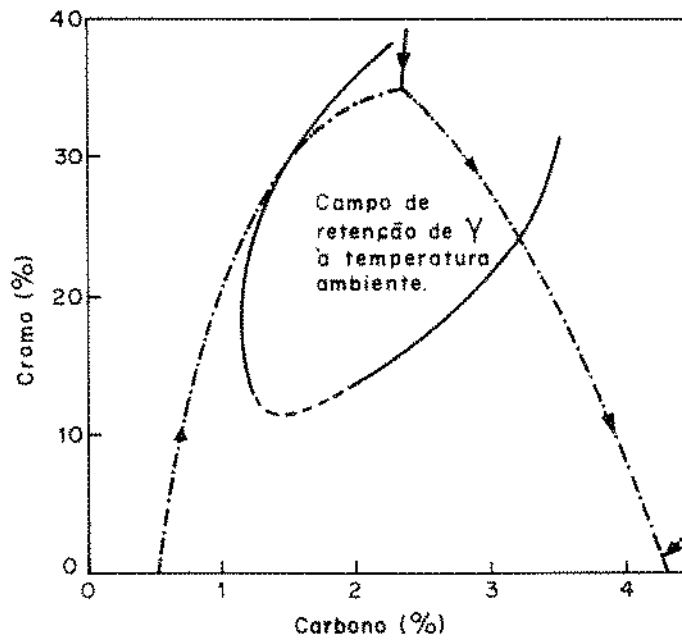
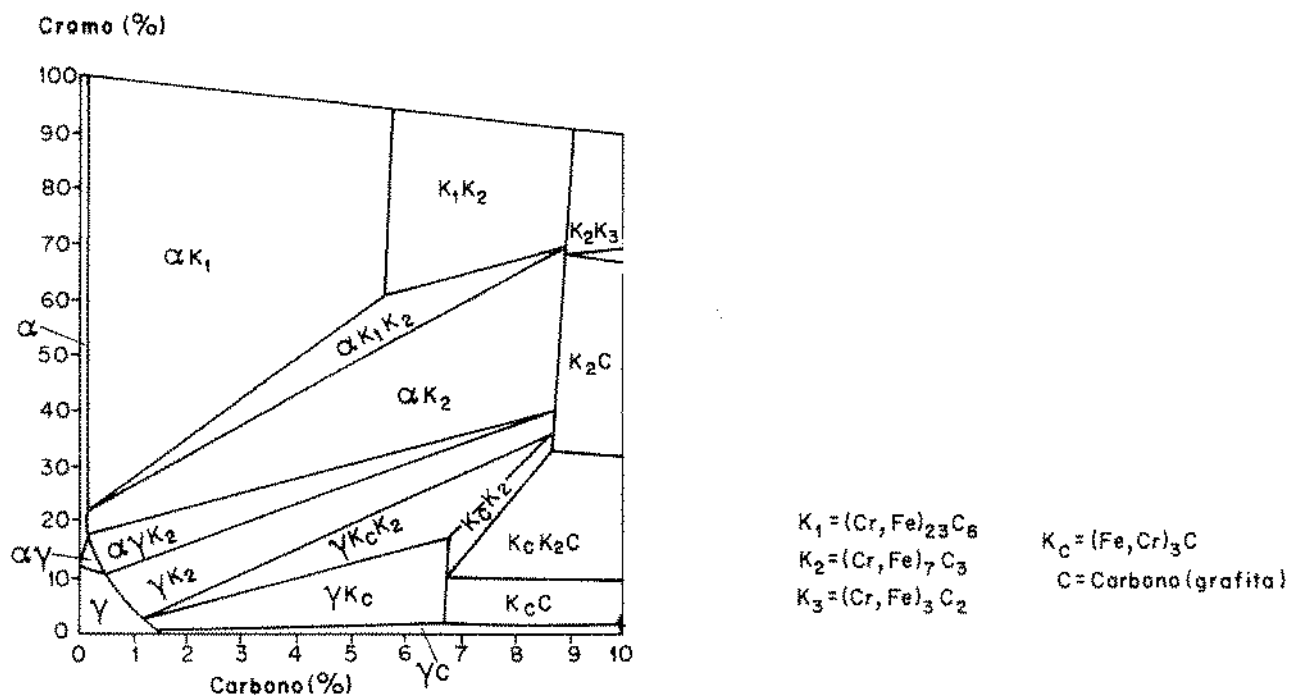
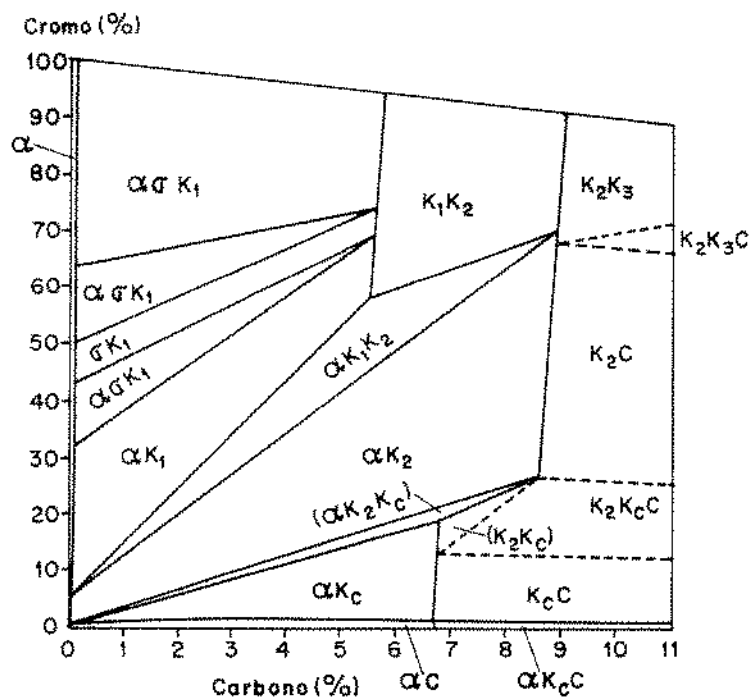


Figura 2.29. Metaestabilidade da austenita no sistema Fe - C - Cr (75).



(a) corte isotérmico a 1.000 °C



(b) corte isotérmico a 700 °C

Figura 2.30. Cortes isotérmicos no sistema Fe - C - Cr (75).

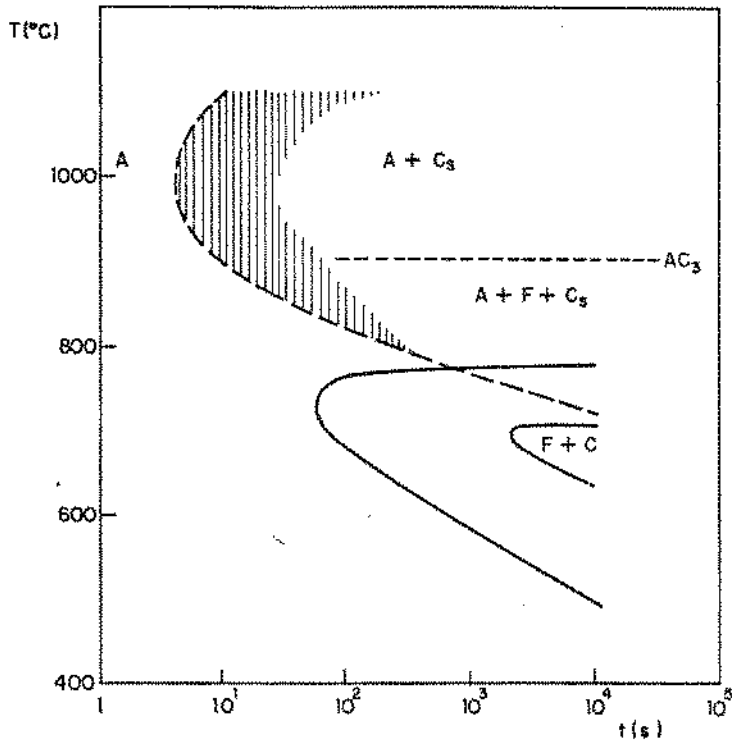


Figura 2.31. Diagrama de transformações isotérmicas para a liga 2,67 C - 20,8 Cr no estado bruto de fusão (77).

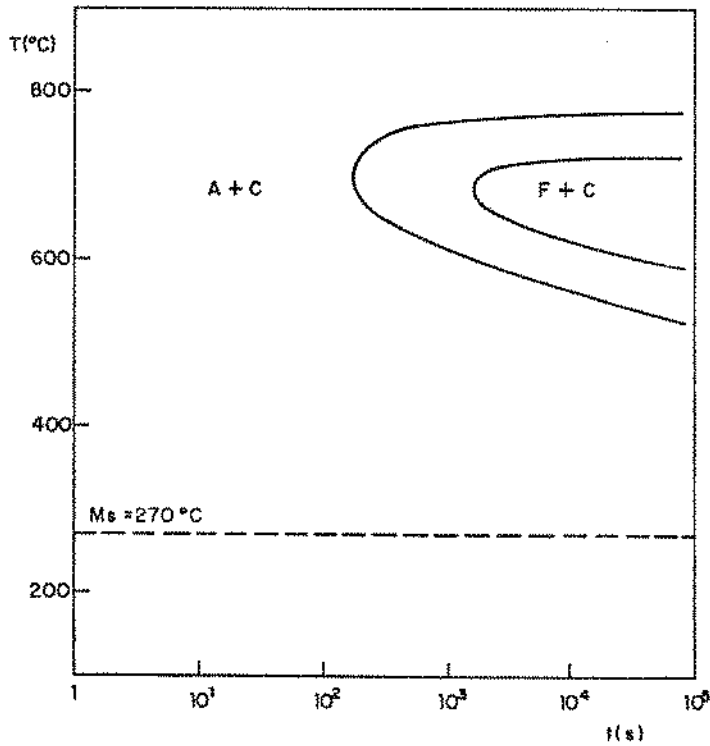


Figura 2.32. Diagrama de transformações isotérmicas da liga 2,67 C - 20,8 Cr desestabilizada a 1.000 °C por 20 minutos (77).

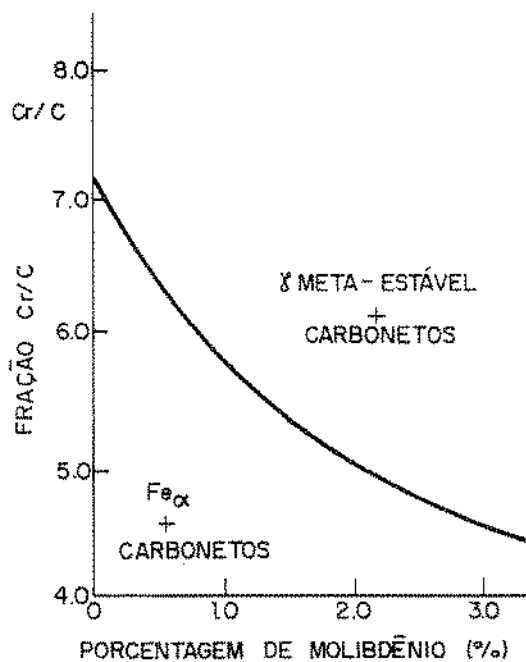


Figura 2.33. Variação da relação Cr/C com o teor de Mo para metaestabilização da austenita em ligas Fe - C - Cr - Mo (117).

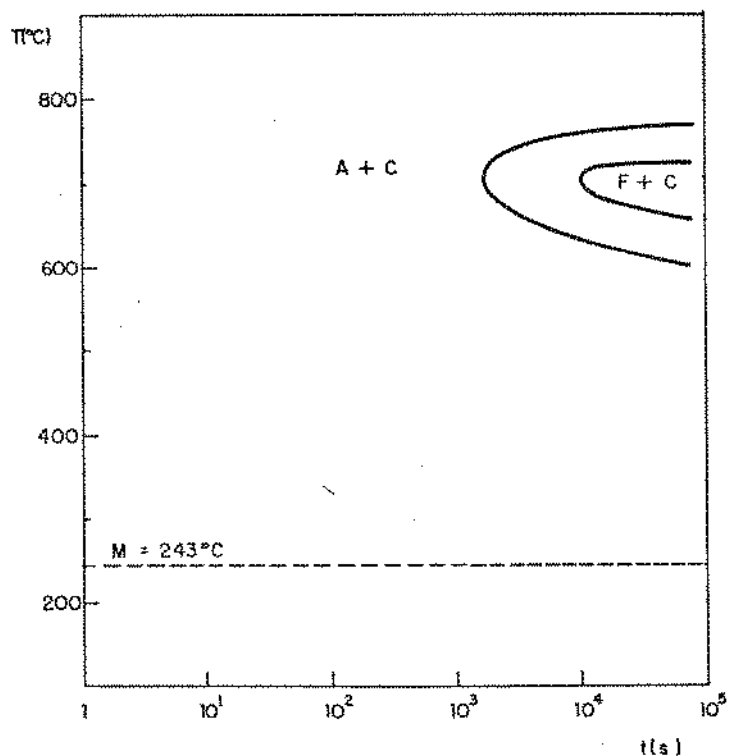


Figura 2.34. Diagrama de transformações isotérmicas de liga 2,54 C - 19,8 Cr - 2,94 Mo desestabilizada a 1.000 °C por 20 minutos (77).

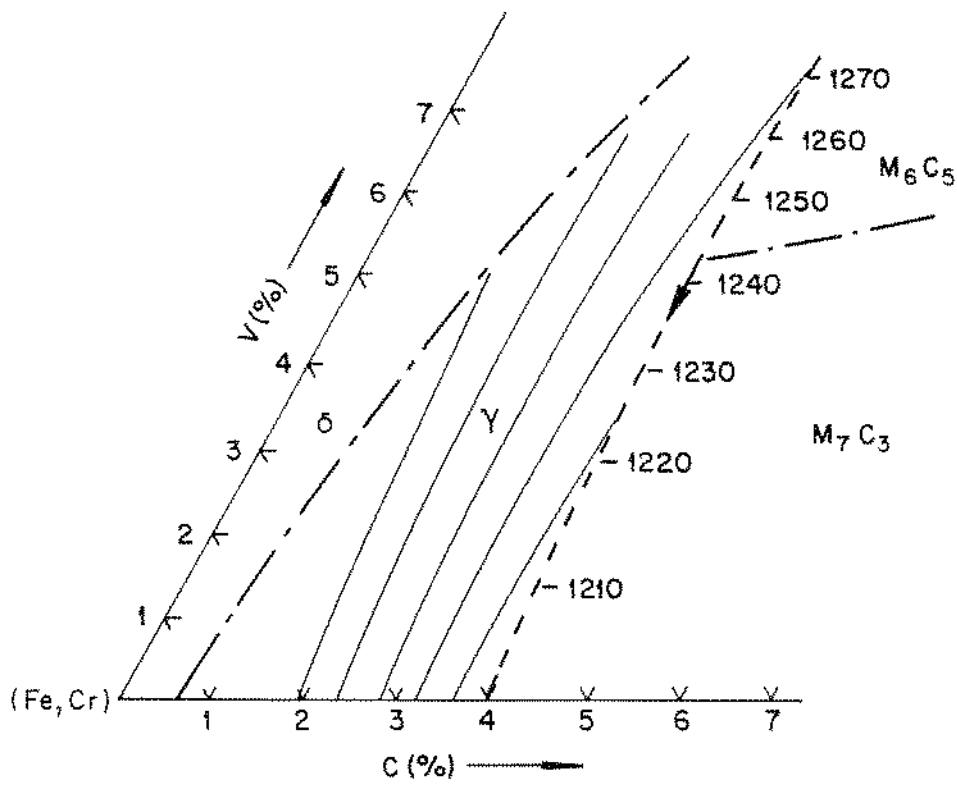
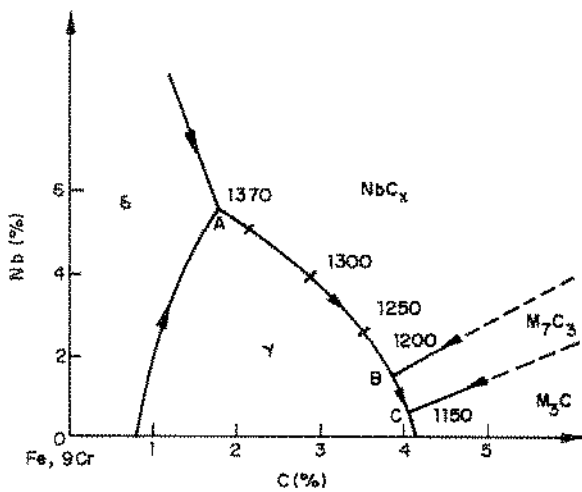
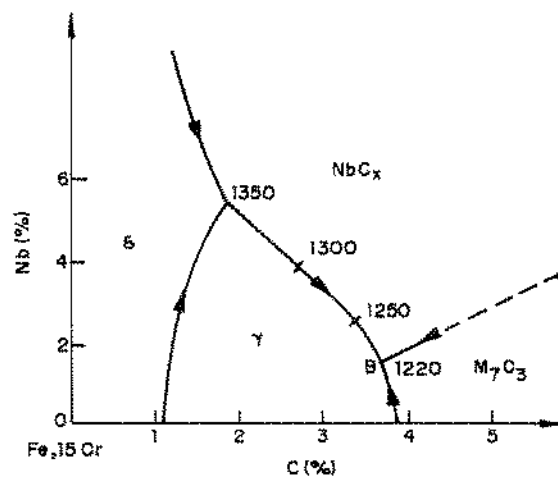


Figura 2.35. Projeção liquidus do sistema pseudo-ternário (Fe - Cr) - V - C (18).



(a) ligas Fe - 9 Cr



(b) ligas Fe - 15 Cr

Figura 2.36. Projeção liquidus do sistema pseudo-ternário (Fe - Cr) - Nb - C (132).

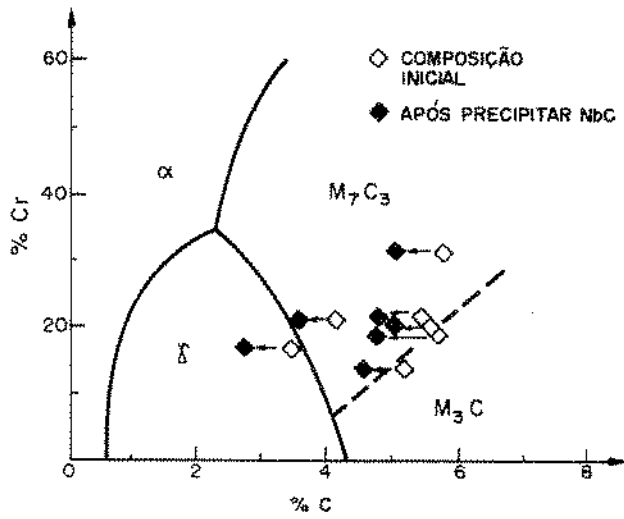


Figura 2.37. Comparação de superfícies liquidus do sistema Fe - C - Cr com a solidificação de NbC em ligas Fe - C - Cr - Nb (97).

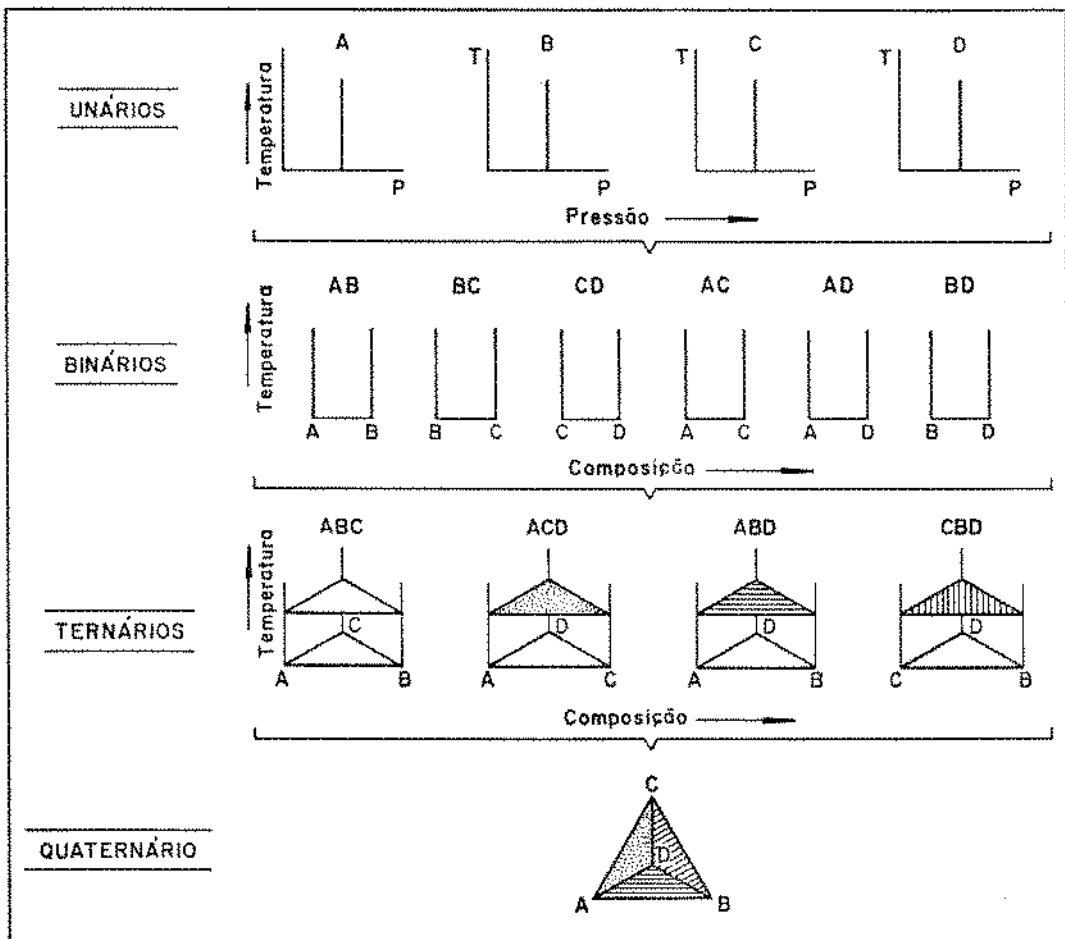


Figura 2.38. Representação simplificada da obtenção do tetraedro isotérmico quaternário (134).

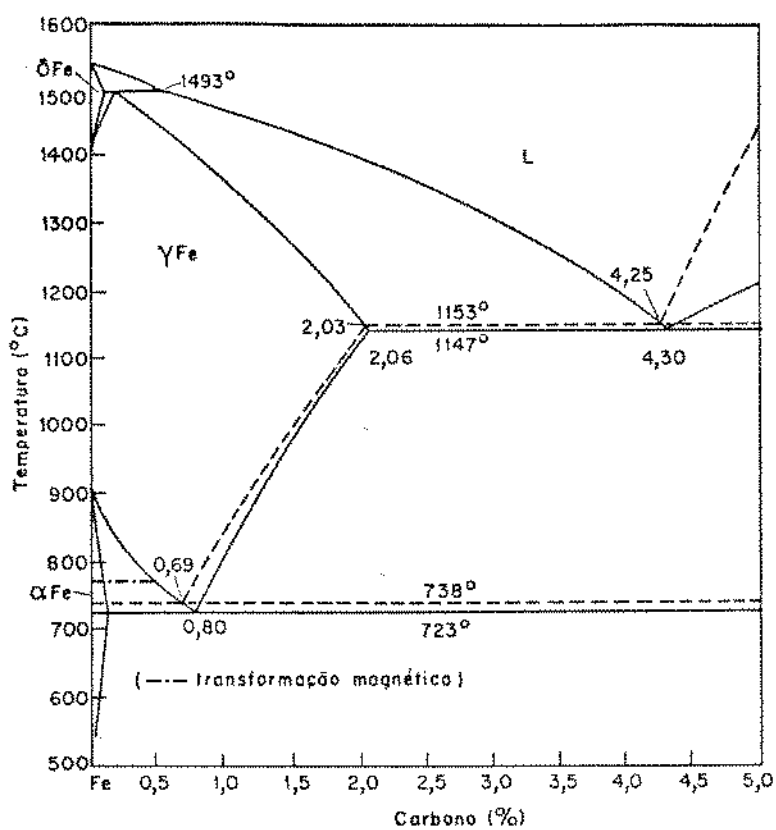


Figura 2.39. Diagrama de fases do binário Fe - C (134).

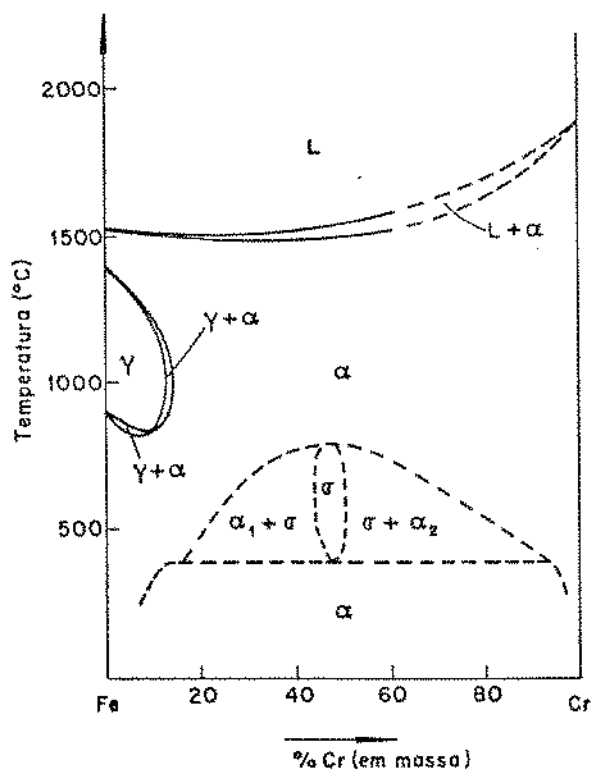


Figura 2.40. Diagrama de fases do binário Fe - Cr (135).

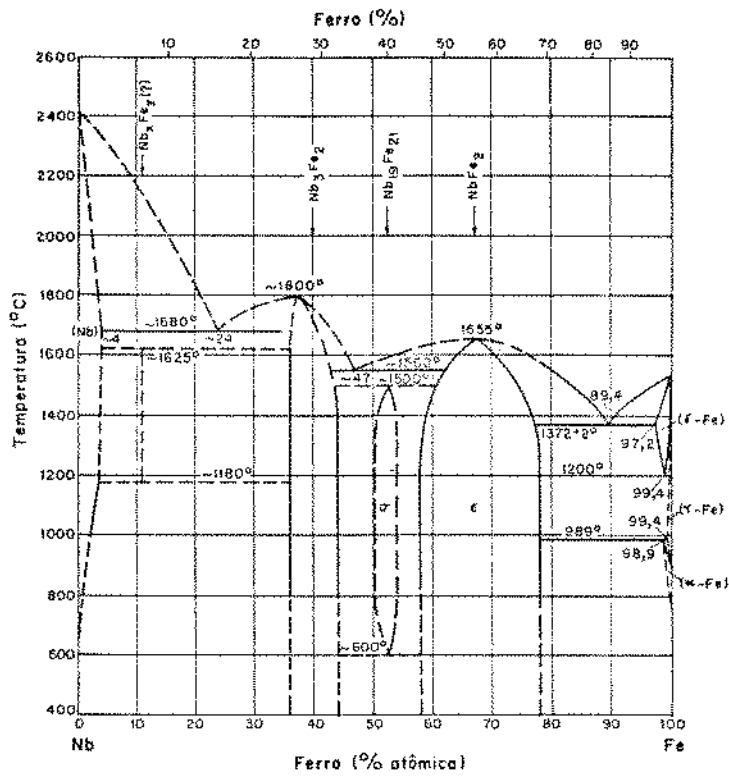


Figura 2.41. Diagrama de fases do binário Nb - Fe (136).

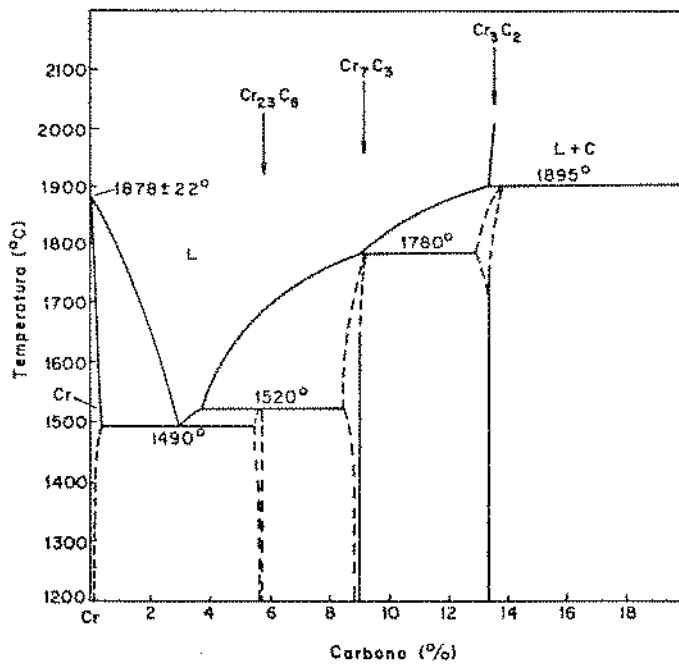


Figura 2.42. Diagrama de fases do binário Cr - C (135).

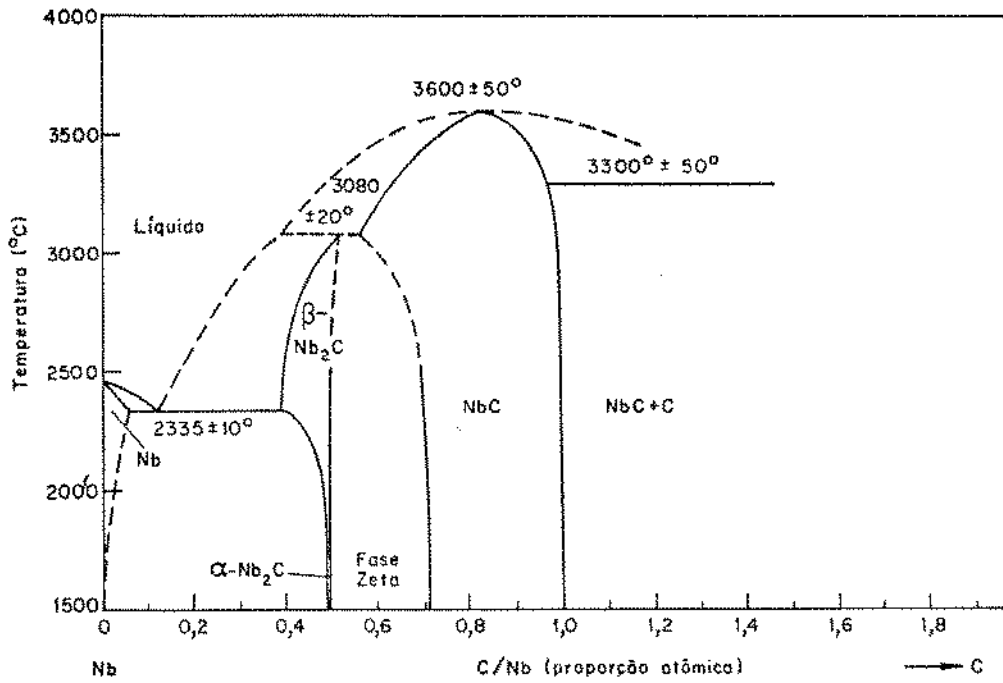


Figura 2.43. Diagrama de fases do binário Nb - C (137).

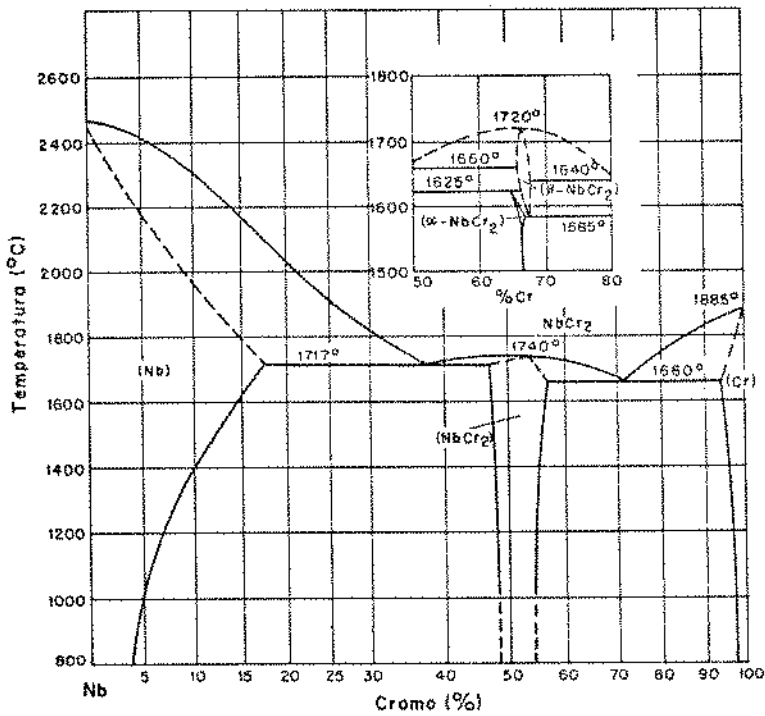
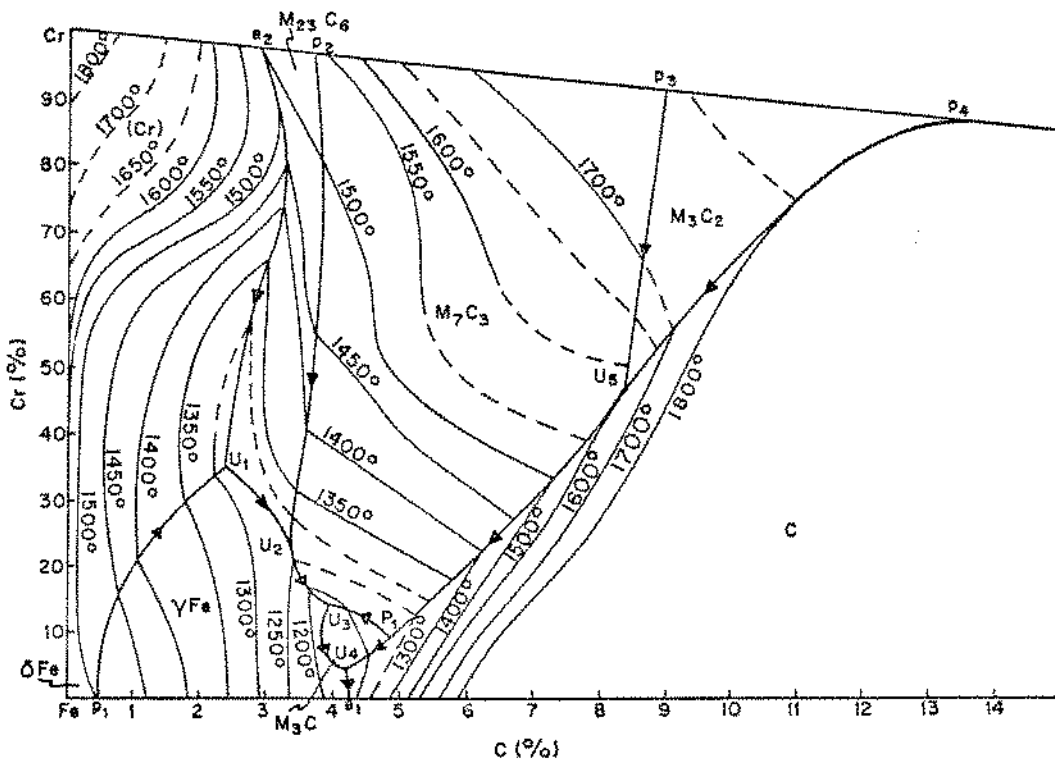
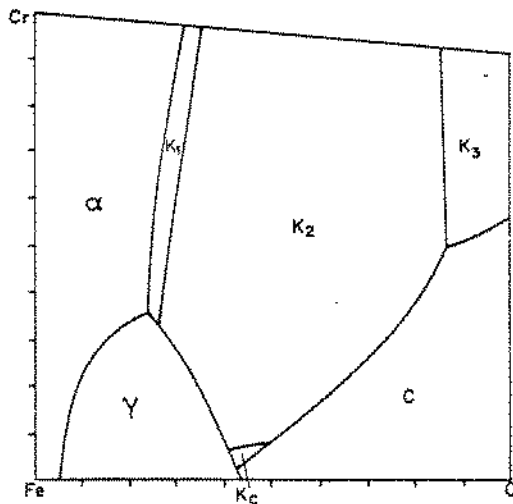


Figura 2.44. Diagrama de fases do binário Nb - Cr (136).

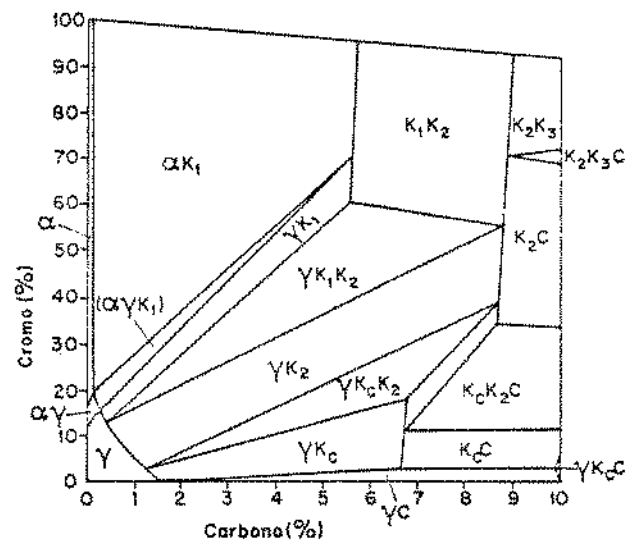


(a) superfície liquidus (135)

$K_1 = (Cr, Fe)_{23}C_6$ $K_C = (Fe, Cr)_3C$
 $K_2 = (Cr, Fe)_7C_3$ $C = \text{Carbono (grafita)}$
 $K_3 = (Cr, Fe)_3C_2$

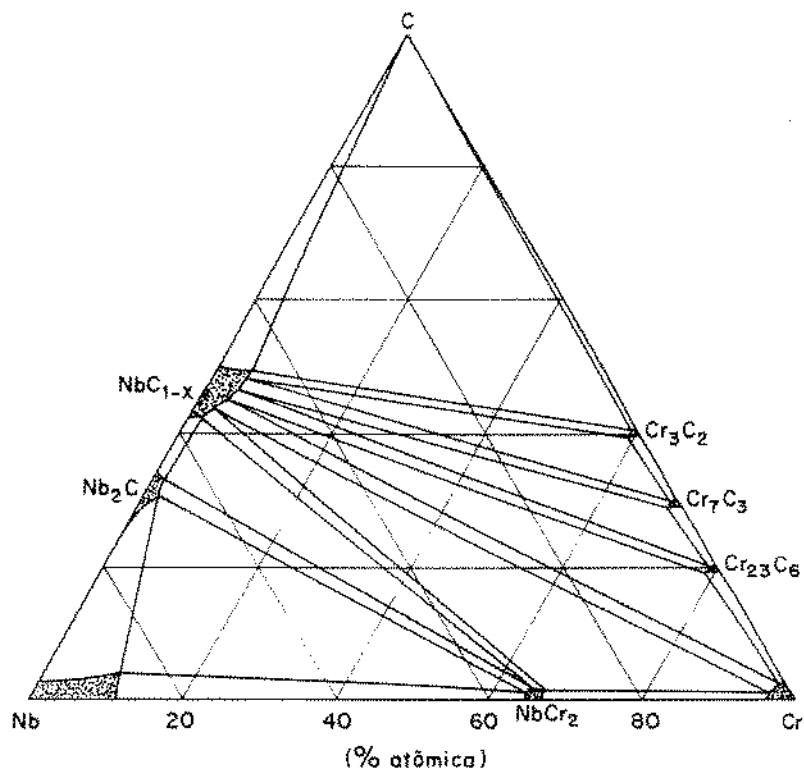


(b) superfície liquidus (75)

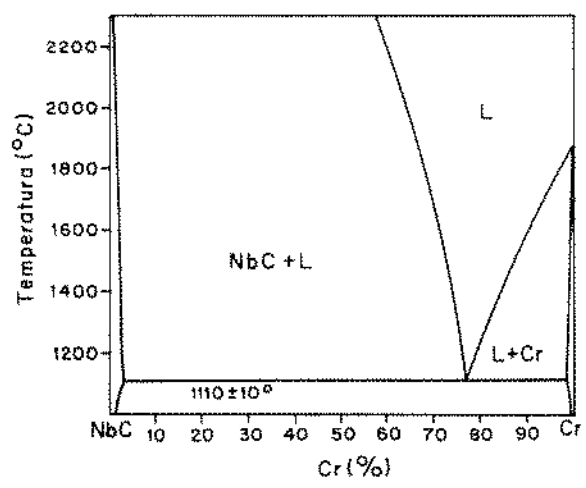


(c) corte isotérmico a 1.000 °C (75)

Figura 2.45. Aspectos do equilíbrio de fases no sistema Fe - C - Cr diferentes das Figuras 2.28 e 2.30 a.

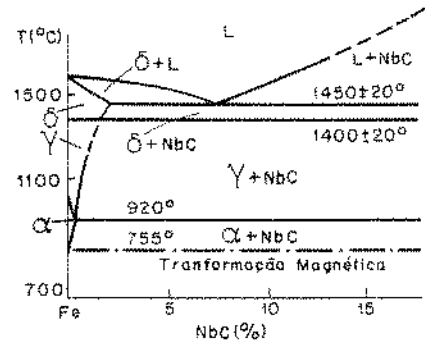
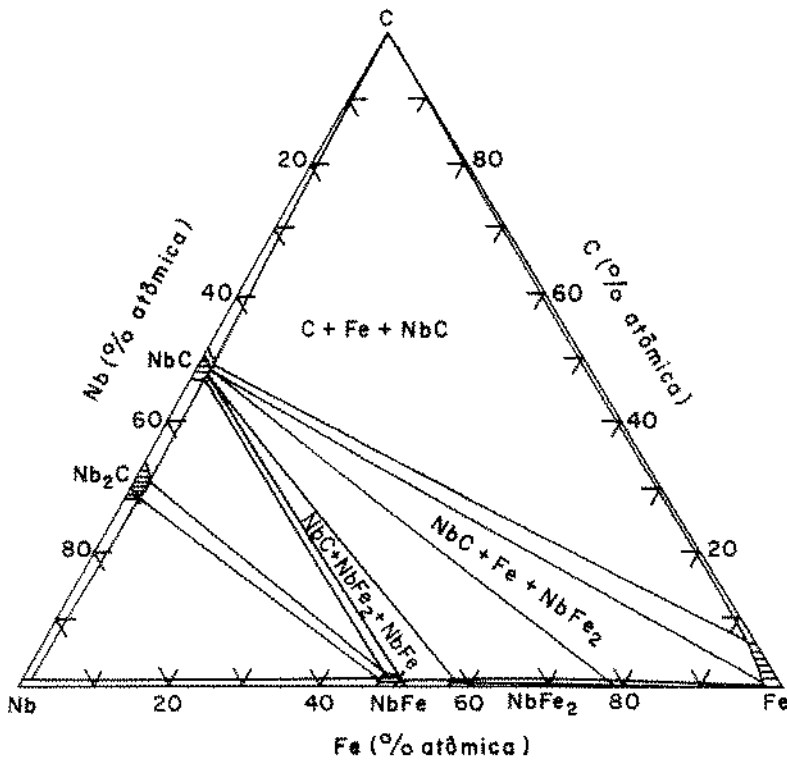


(a) corte isotérmico a $1.350 \text{ } ^\circ\text{C}$ (138)

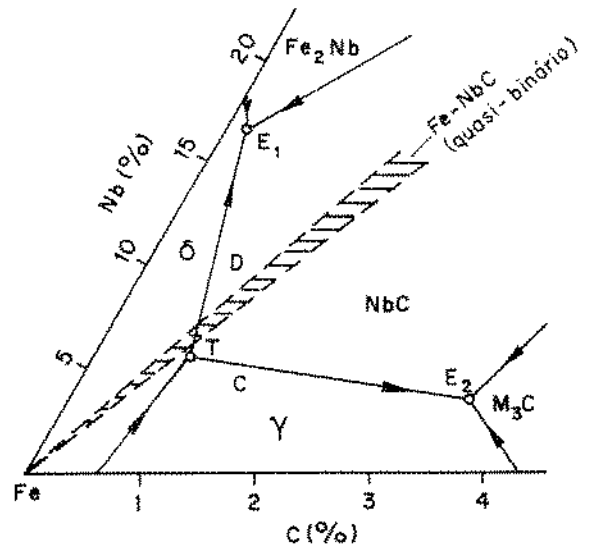
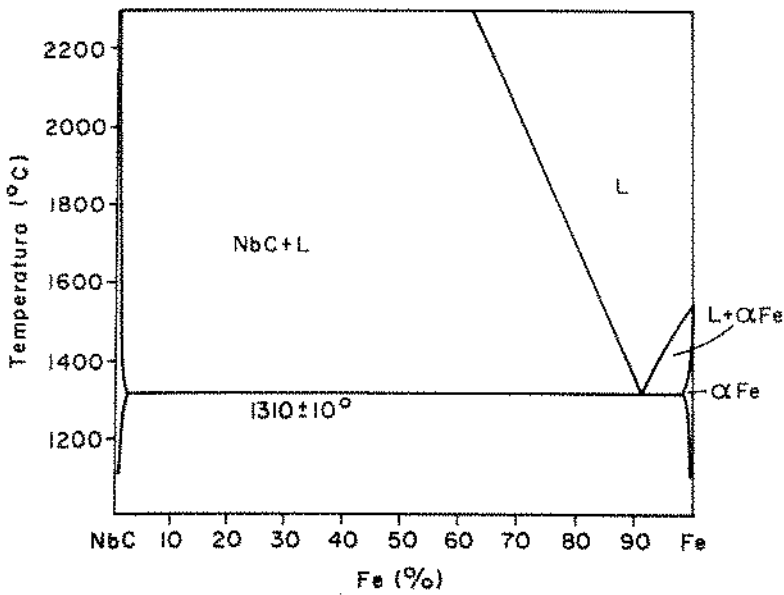


(b) presença do quasi-binário Cr - NbC (139)

Figura 2.46. Aspectos do equilíbrio no sistema Cr - C - Nb.



(a) corte isotérmico a 1.000 °C (b) quasi-binário Fe-NbC (140) 0,8



(c) quasi-binário Fe - NbC (139) (d) projeções líquidas (141)

Figura 2.47. Aspectos do equilíbrio no sistema Fe - C - Nb.

C A P I T U L O 3

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Materiais utilizados

Foram elaboradas 15 ligas, sendo 7 delas essencialmente do sistema Fe - C - Cr e as outras 8 do sistema Fe - C - Cr - Nb, cujos teores de C, Cr e Nb estão mostrados na Tabela 3.1. Foi realizada a análise química mais completa para três ligas, conforme mostrado na Tabela 3.2., verificando-se baixos teores de Mn, Cu e Si. Não se detectou ainda a presença de Mo, Co, Ni. Para a determinação do teor de C foi empregada a técnica convencional de queima de amostra (em aparelho Leco), enquanto que o Si foi determinado por gravimetria e os outros elementos, incluindo Nb e Cr foram analisados por espectrofotometria de absorção atômica.

As ligas foram elaboradas em forno de indução a vácuo e gás inerte, sendo vazadas posteriormente em molde de areia e estudadas no estado bruto de fusão após acabamento mecânico superficial. As ligas identificadas na Tabela 3.1. por CrA_n e CrB_n são do sistema Fe - C - Cr, enquanto que as ligas NbA_n e NbB_n são do sistema Fe - C - Cr - Nb, distinguindo-se as ligas A das ligas B, pelas microestruturas típicas que serão mostradas no capítulo 4 deste trabalho.

Também foi empregado um aço AISI 1020 contendo 0,24% C no estado laminado, como material de referência na

aferição de resultados dos ensaios de desgaste e colocação do equipamento de ensaio em operação. Apresenta-se na Tabela 3.3 densidade e dureza. As densidades dos materiais utilizados foram determinadas pela relação entre massa do material exposto ao ar, dividida pela diferença de massas do material exposto ao ar e mergulhado em água (142), empregando-se uma balança Mettler P162 com sensibilidade de leitura de 10^{-3} g. As medidas de dureza foram realizadas neste trabalho em durômetro Heckert modelo HPO-250.

3.2. Ensaios abrasivos por sílica seca a baixas tensões em equipamento de roda de borracha

Os corpos de prova, foram preparados e ensaiados no estado bruto de fusão, segundo os procedimentos recomendados pela norma ASTM G65 (35), em um equipamento de roda de borracha mostrado na Figura 3.1. A força exercida pelo corpo de prova sobre a roda foi de 130 N, calibrada com o auxílio de um anel dinamométrico marca Veb Kraftmessgeräte Halle modelo KMB-50 kgf, por meio de massa adicionada à própria massa da alavanca do equipamento, conforme a curva de calibração mostrada na Figura 3.2. A rotação da roda de borracha foi mantida fixa em 200 rpm, quando em movimento e sob a pressão de ensaio, empregando-se um indicador de rotação por luz estroboscópica para a calibração da velocidade do motor e aferições periódicas. O número total de rotações da roda para interromper o ensaio foi fixado em 6.000 revoluções. Para a contagem do número de giros, empregou-se um

indicador de quilometragem de veículos automotivos adaptado para indicação do número de giros, conectado por um cabo ao eixo da roda. O motor empregado para a movimentação da roda é de marca WEB modelo 80-1184, c.c., com potência de 1 hp, e rotação variável entre 0 e 1730 rpm.

Os corpos de prova foram vazados em moldes de areia de cura a frio, com dimensões próximas às pretendidas para o ensaio, com largura de 22 mm, espessura de 12,5 mm e comprimento de 70 mm. O acabamento foi realizado por retificação em máquina manual, com rebolo abrasivo Norton A36QVBE. A Figura 3.3. mostra tipicamente um corpo de prova após o ensaio. As medidas de massa antes e após o ensaio, para determinação da perda de massa, foram realizadas em balança de precisão Mettler H10 com sensibilidade de leitura de 10^{-4} g e capacidade máxima de 160 g.

Os anéis de borracha utilizados tiveram diâmetro externo inicial de 228,5 mm e espessura de 127 mm, com durezas variando entre 59-60 Shore A, medidas em quatro pontos equidistantes ao longo da face de contato com o corpo de prova. Para a retificação da superfície do anel de borracha quando necessário, empregou-se um pedaço de rebolo embutido em poliéster, com a mesma configuração geométrica do corpo de prova, realizando-se a operação em rotações da ordem de 100 rpm. Após cada uma das retificações do anel de borracha, foi realizado o desgaste de um corpo de prova de aço 1020 por períodos entre 10 - 15 minutos como parte do acabamento final, e, a seguir, um ensaio com determinação da perda de massa e de volume após 6000 revoluções, para um corpo de prova do material de referência.

O material abrasivo empregado em todos os experimentos foi areia de sílica 50 - 70 para fundição, fornecido pela Mineração Jundu, Descalvado, São Paulo, com granulometria original apresentando frações de finos e frações de grossos além dos limites recomendados pela ASTM G65 (35). Efetuou-se então o peneiramento do material, obtendo-se uma granulometria de 0% retidos em peneira USS 50, 92% min. retidos em USS 70 e 8% máx. em USS 100. Pode-se comparar na Tabela 3.4. as granulometrias do material original e após peneiramento com as recomendações normalizadas. A Figura 3.4. mostra os grãos típicos da areia após peneiramento, empregadas nos ensaios de desgaste, evidenciando-se uma morfologia semi-arredondada. O sistema desenvolvido e empregado para o peneiramento, mostrado na Figura 3.5., consiste de 2 peneiras de aço inoxidável superpostas, com malhas 50 e 70, fixadas em uma estrutura de aço, que sofre movimento vibratório promovido por um motor de 1/4 hp, em cujo eixo foi afixado uma peça assimétrica para provocar um efeito excêntrico na rotação e conseqüente vibração. Os fluxos de areia nos ensaios abrasivos, foram mantidos dentro dos limites recomendados por norma, tendo variado entre 261 e 293 g/min.

Antes de iniciar os ensaios abrasivos dos materiais de interesse, foram efetuados os ensaios de um lote inicial de 6 corpos de prova do material de referência, aço 1020, obtendo-se uma perda de massa média de 548,2 mg, com uma corresponde perda em volume de $69,8 \text{ mm}^3$, obtida na divisão da perda de massa média pelo valor médio de densidade ($7,86 \text{ g/cm}^3$).

As perdas de massa e perdas de volume, conforme a recomendação normalizada (35), quando são determinadas em uma

roda com diâmetro externo diferente de 228,6 mm, devem ser corrigidas linearmente pela relação 228,6 mm/diâmetro da roda no final do ensaio, tendo sido empregada esta correção em todos os ensaios efetuados.

A Tabela 3.5. apresenta os resultados de perda de massa e de volume do lote inicial de corpos de prova do material de referência, bem como os resultados englobando todas as medidas efetuadas com esse material. Além dos valores de perda de massa e de volume para cada corpo de prova e os valores médios, foram calculados o desvio padrão da perda de volume e a relação percentual entre o desvio padrão e a média de perda de volume. De acordo com as recomendações normalizadas (35), efetuou-se o tratamento estatístico dos resultados de perda de volume nos ensaios de desgaste abrasivo e calculou-se a média V de pelo menos três ensaios para cada composição química das ligas investigadas. O desvio padrão S foi obtido pela diferença entre o maior resultado e o menor resultado de perda de volume ($V_{\max} - V_{\min}$) dividida por um fator de desvio que depende do tamanho da amostra, cujos valores são mostrados na Tabela 3.6. Seguiu-se deste modo as recomendações para o cálculo do desvio padrão S para pequenas amostras, entre 2 a 10 resultados para cada composição química. Uma vez obtido o desvio padrão S , foi calculada a variação percentual $s/V \times 100$ (%), considerando-se aceitáveis os resultados que apresentaram variações percentuais iguais ou inferiores a 7%, o que corresponde também a um erro de amostragem igual ou inferior a 7% para 95% de confiança (35).

3.3. Observação do processo abrasivo por microscopia eletrônica de varredura

Superfícies de corpos de prova inicialmente polidas e atacadas com reagente de Vilella foram desgastadas progressivamente na máquina com roda de borracha, por intervalos de tempo pré-fixados. Observou-se e fotografou-se no MEV, as mesmas regiões superficiais após cada um dos intervalos de promoção de desgaste. Este ciclo foi executado até o momento em que a deterioração da microestrutura inviabilizava a localização ou a estabilização da imagem da mesma região original. Após a coleta da série completa de fotografias para cada liga investigada, em aumentos de 200 x, 500 x, 1000 x e 2000 x, efetuou-se uma análise dos principais aspectos da degradação de superfícies observadas, selecionando-se apenas um subconjunto representativo, em geral contendo apenas 3 momentos do progresso do desgaste.

O microscópio eletrônico de varredura empregado foi um de marca Cambridge, modelo SE4-10, empregando 30 kV. Os corpos de prova foram semelhantes aos empregados na determinação de perda de massa e de volume, diferenciando-se pelo comprimento menor do corpo de prova, da ordem de 25 mm, e seu acabamento superficial, envolvendo polimento com diamante até 1 μ m e alumina 0,03 μ m além do ataque químico inicial da superfície. Os tempos de desgaste foram variados entre 1 segundo e aproximadamente 12 minutos em intervalos de 3ⁿ segundos, n variando entre 0 e 6. Os corpos de prova foram apenas colocados sobre o portador de amostra de alumínio para observação no MEV, sem nenhum tipo de fixação com adesivo ou pintura. Este procedimento visou facilitar o

ciclo de retirada do microscópio, realização de nova etapa de desgaste e recolocação do corpo de prova no microscópio. Nestas condições, o contato elétrico entre a amostra e o suporte ficou mais precário, permitindo entretanto, mesmo assim, a obtenção de boa imagem. Após vários estudos preliminares, considerou-se adequado o emprego de uma inclinação de 30° no eixo y e 0° no eixo x, para melhorar o contato elétrico da amostra com o suporte e ao mesmo tempo minimizar a queda ou deslocamento da amostra na câmara do microscópio. Trabalhou-se com imagens geradas a partir de um mínimo de elétrons secundários coletados, para o aumento do contraste nas imagens. Foi possível identificar a mesma micro-região da amostra em diferentes momentos do desgaste, por meio da marcação inicial da superfície com penetrador de diamante empregado para medidas de dureza. Efetuou-se o mapeamento micro-estrutural da região a ser observada, em folhas de plástico transparente superpostas ao vídeo de imagens, que permitiram conferir e ajustar precisamente a localização da microestrutura na tela.

3.4. Metalografia e microscopia ótica

Amostras das ligas estudadas foram polidas por diamante até $1\ \mu\text{m}$ e alumina $0,03\ \mu\text{m}$. As microestruturas polidas foram atacadas por 10 a 15 segundos com reagente de Vilella (100 ml de álcool etílico, 5 ml HCl, 1 grama de ácido picrico). Para a coloração dos carbonetos NbC nas ligas das séries NbA_n e NbB_n, utilizou-se uma solução de 4g de NaOH e 1g de KMnO₄ em 85 ml de

H₂O, permitindo melhor contraste entre as fases nas observações e posteriormente na obtenção de fotos coloridas.

Para a determinação das frações de fases, utilizou-se o método da contagem de pontos (143, 144), empregando-se uma grade quadrada com 121 pontos (matriz 11 x 11) acoplada à ocular de aumento 10 x ou 20 x. O aumento total foi ajustado de forma a minimizar o grau de incerteza da fase observada sobre o intercepto, e, ao mesmo tempo, minimizar a possibilidade de uma mesma partícula de carboneto ser interceptada por mais de uma vez. Foram contados no mínimo um total de 2.420 pontos para determinação das frações de M₇C₃, NbC e matriz, em cada liga estudada, encontrando-se variações percentuais entre 4,0 e 7,2 % para a relação entre o desvio padrão S e a fração volumétrica média \bar{f}_v ($S/\bar{f}_v \times 100$), a partir de 4 contagens de 2.420 para diferentes frações de fases do intervalo investigado.

Empregou-se um microscópio Olympus MO-3 e um banco metalográfico Carl Zeiss Jena Modelo Neophot-30 para os trabalhos de microscopia ótica. Algumas medidas de microdureza foram realizadas para confirmar a identificação metalográfica das fases NbC e M₇C₃, empregando-se para tanto um microdurômetro Carl Zeiss Jena modelo mhp 160.

3.5. Análise térmica e interrupção da solidificação por congelamento da amostra

Para a realização de estudos sobre a formação de microestruturas na solidificação de ligas NbA_n e NbB_n, foi

construído um forno de resistência de carbeto de silício, mostrado na Figura 3.6, com potência nominal de 3,7 kw e corrente de 100 A, contendo 8 elementos aquecedores de SiC, que atingiu temperaturas de até 1470 °C. O cadinho empregado para o aquecimento e posterior congelamento da amostra foi construído em ZAS ($ZrO_2 - Al_2O_3 - SiO_2$) com uma fina camada de Al_2O_3 recobrindo o seu interior, por colagem de barbotina, com 10 mm de diâmetro interno e 25 mm de altura útil para a colocação de material da amostra. Conforme esquematizado na Figura 3.6c, o cadinho foi suspenso no interior do forno por dois fios de platina, fixados no cadinho por um laço e no exterior do forno por fixadores elétricos dentados (jacarés), para desengate rápido no momento do congelamento da amostra. Manteve-se atmosfera inerte por meio de argônio, introduzido pela haste de suporte do termopar da amostra. Empregou-se água e gelo como o meio refrigerante para promover o congelamento.

O forno foi construído de forma a manter alta inércia térmica nas operações de aquecimento e resfriamento, permitindo velocidades de resfriamento em torno de 30 °C por hora. Para as medidas de temperatura empregou-se termopar de Pt/Pt - 10% Rh, que foi aferido pela fusão de cobre e de níquel com pureza analítica (99,5%). Obteve-se temperatura de fusão para o cobre, 1065 °C e para o níquel 1437 °C, enquanto que os valores indicados (144) são respectivamente, 1083 °C e 1453 °C. Estes desvios foram portanto relativamente baixos, de 1,7% (18 °C) no caso do cobre e de 1,1% (16 °C) no caso do níquel.

Tabela 3.1. Teores de carbono, cromo e nióbio das ligas estudadas

IDENTIFICAÇÃO DA LIGA	% DE ELEMENTOS		
	C	Cr	Nb
CrA 1	1,34	14,33	-
CrA 2	2,23	21,3	-
CrA 3	2,41	25,9	-
CrB 1	2,84	24,8	-
CrB 2	2,88	27,1	-
CrB 3	3,68	30,6	-
CrB 4	4,14	34,0	-
NbA 1	2,89	25,3	1,60
NbA 2	3,06	21,6	6,04
NbA 3	3,23	20,6	10,4
NbA 4	4,25	19,0	21,8
NbB 1	3,56	21,2	1,26
NbB 2	3,42	21,6	5,39
NbB 3	3,52	22,4	11,2
NbB 4	4,60	21,9	20,7

Tabela 3.2. Análise química geral das ligas NbA₃, NbB₃ e NbB₄

IDENTIFI- FICAÇÃO DA LIGA	% DE ELEMENTOS								
	C	Cr	Nb	Mn	Si	Cu	Mo	Co	Ni
NbA 3	3,23	20,6	10,4	0,47	0,15	0,024	nd	nd	nd
NbB 3	3,52	22,4	11,2	0,43	0,20	0,019	nd	nd	nd
NbB 4	4,60	19,0	21,8	0,39	0,21	0,049	nd	nd	nd

Tabela 3.3. Densidade e dureza do aço 1020 empregado como material de referência para os ensaios abrasivos

DENSIDADE	3		DUREZA HV5			
	(mg/mm ³)					
Por corpo de prova	Média	Desvio padrão	Por corpo de prova Média 3 medidas	Desvio padrão	Média	Desvio padrão
7,846			143	3,5		
7,858	7,862	0,018	139	1,8	140	9,1
7,876			139	11,8		

Tabela 3.4. Análise granulométrica da areia empregada como abrasivo nos ensaios de desgaste

Retenção em peneira USS	Material original			Após peneiramento	Recomendação (35)
	% Média	% min	% max		
20	0,1	0,03	0,3	-	-
30	1,4	0,7	3,0	-	-
40	20,0	13,9	26,4	0	0
50	36,9	30,8	40,6	0	5% max
70	23,3	21,1	27,5	92% min	95% min
100	13,1	8,1	18,7	8% max	balanço
140	4,7	2,1	6,4	0,1% max	0% abaixo
fundo	0,5	0,1	1,1	abaixo de # 100	de # 100

Tabela 3.5. Perda de massa e de volume nos ensaios abrasivos do material de referência, aço AISI 1020

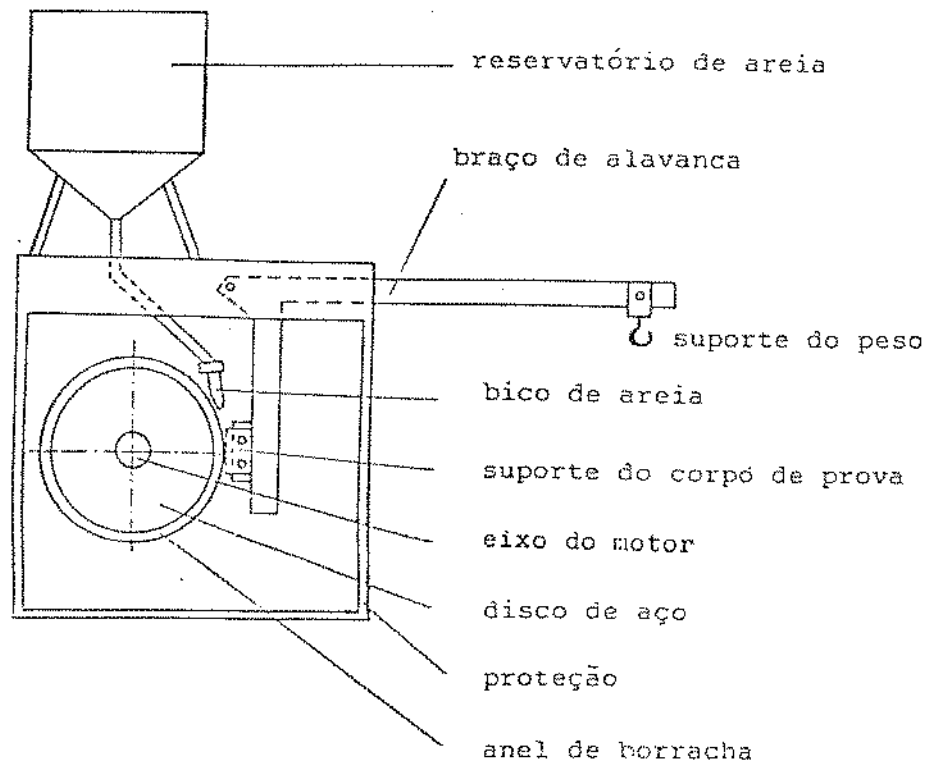
AMOSTRAS	DIÂMETRO ϕ_R (mm)	PERDA DE MASSA (mg)			PERDA DE VOLUME (mm ³)			VARIÇÃO PORCENTUAL $S/\bar{V} \times 100 (\%)$
		m MEDIDA (mg)	m _c CORRIGIDA (mg) (*)	MÉDIA \bar{m}_c (mg)	V _{m=7,54} (mm ³) (**)	MÉDIA \bar{V} (mm ³)	DESVIO PADRÃO S (mm ³)	
LOTE INICIAL	228,5	563,9	564,2	548,2	71,8	69,8	4,06	5,82
	228,5	538,2	538,4		68,5			
	228,5	554,4	554,6		70,6			
	228,5	593,6	593,9		75,6			
	228,5	513,2	513,4		65,3			
	228,5	524,3	524,5		66,7			
TODAS AS AMOSTRAS	227,0	567,0	571,0	546,7	72,6	69,6	3,75	5,39
	226,5	517,0	521,8		66,4			
	225,0	502,1	510,1		65,0			
	224,0	527,4	538,2		68,5			
	218,0	490,2	514,0		65,4			
	228,0	599,8	601,4		76,5			
	227,0	538,3	542,1		69,0			
226,5	561,1	566,3	72,0					

(*) $m_c = m \times \frac{228,6}{\phi_R}$

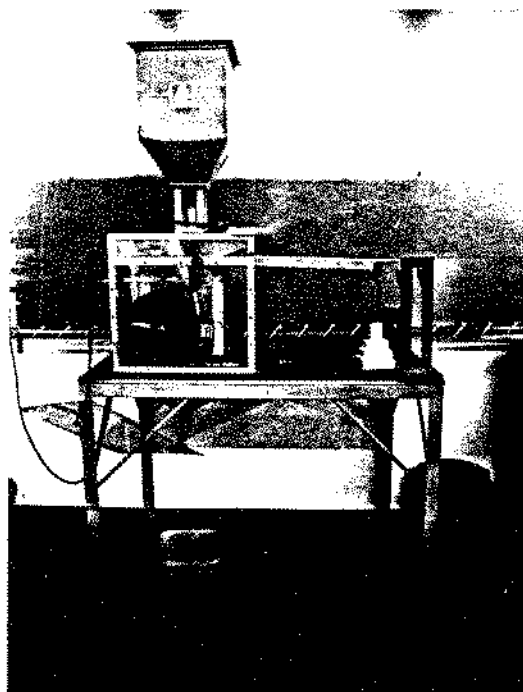
(**) $V = \frac{m_c}{\delta}$ onde δ é a densidade do material ($7,86 \frac{mg}{mm^3}$)

Tabela 3.6. Fator de desvio para o cálculo do desvio padrão de pequenos tamanhos de amostra (35)

Tamanho da amostra	Fator de desvio
2	1,128
3	1,693
4	2,059
5	2,326
6	2,534
7	2,704
8	2,847
9	2,970
10	3,078



(a) esquema simplificado



(b) vista geral

Figura 3.1. Equipamento de roda de borracha para os ensaios abrasivos.

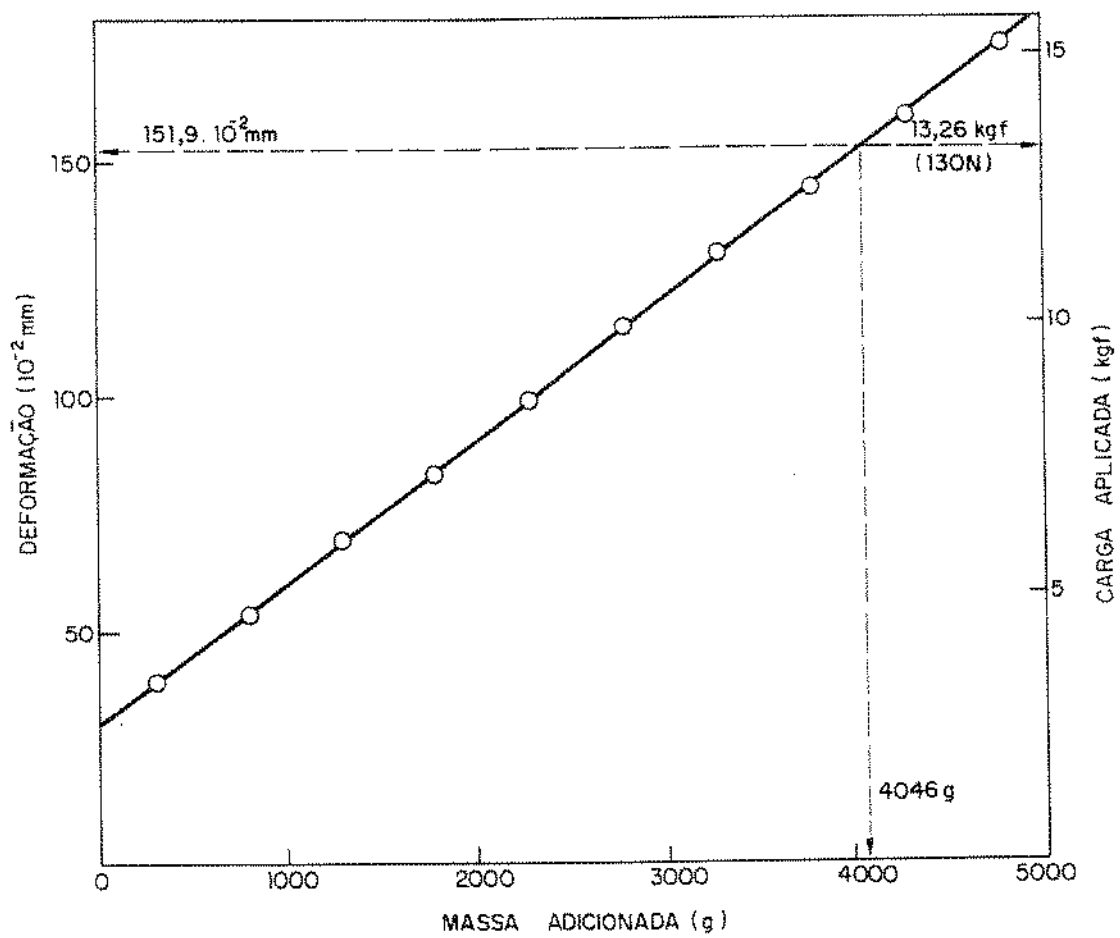


Figura 3.2. Curva de calibração da força exercida durante o ensaio abrasivo em função da massa adicionada ao peso da alavanca.

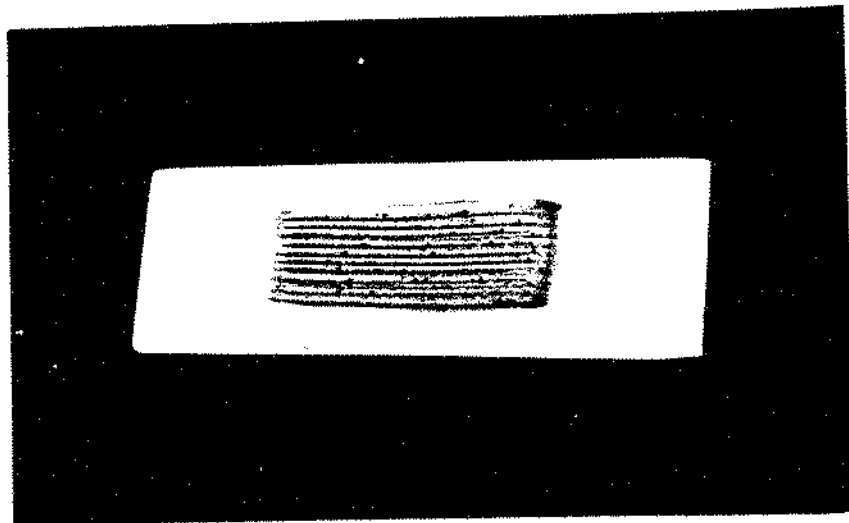


Figura 3.3. Vista geral do corpo de prova após o ensaio de desgaste.

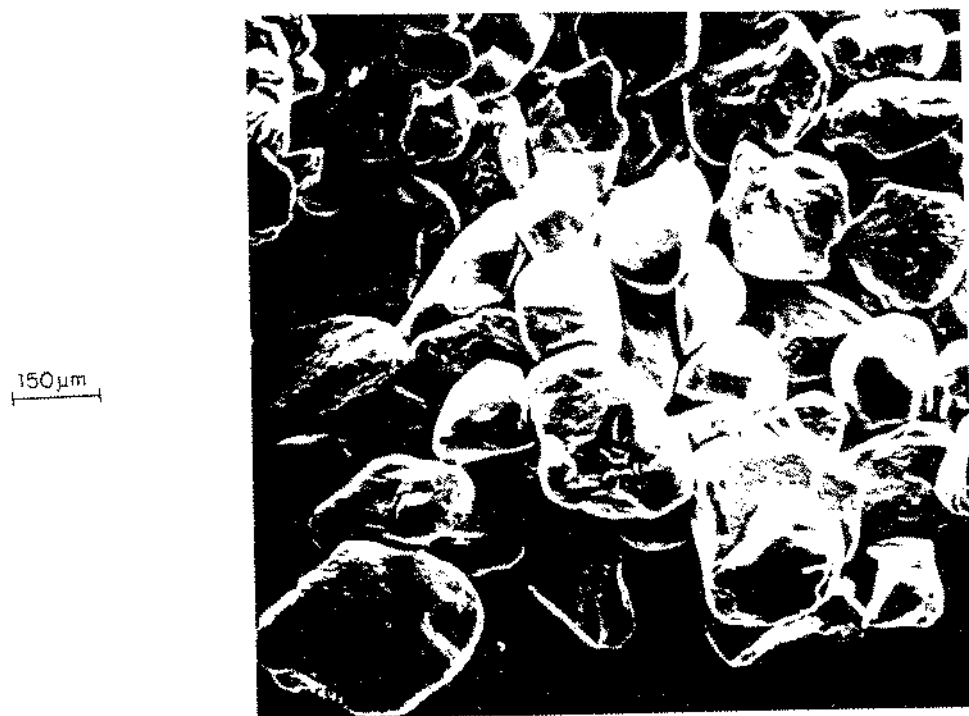
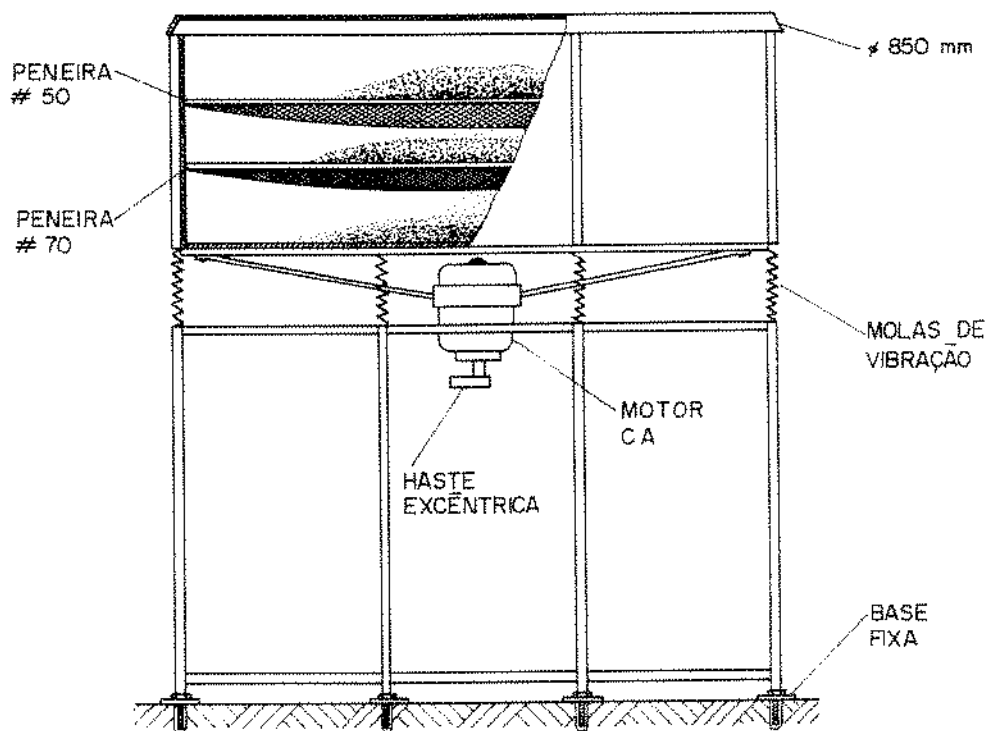
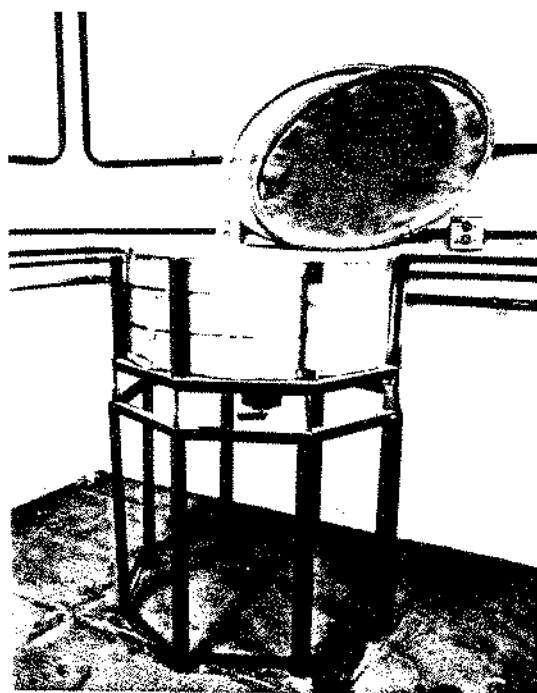


Figura 3.4. Partículas da areia empregada como abrasivo nos ensaios de desgaste.

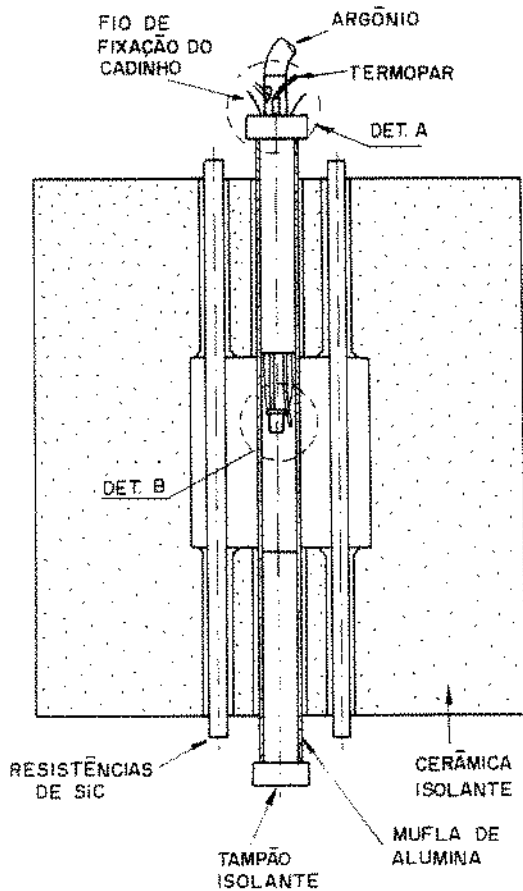


(a) esquema simplificado

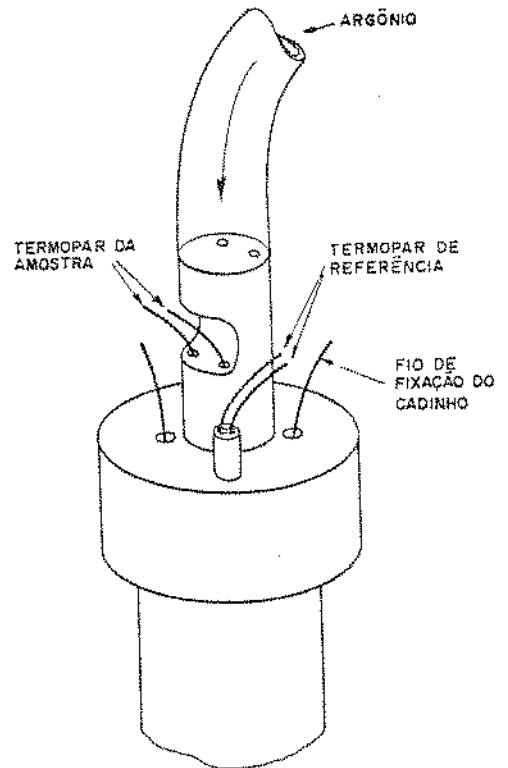


(b) vista geral

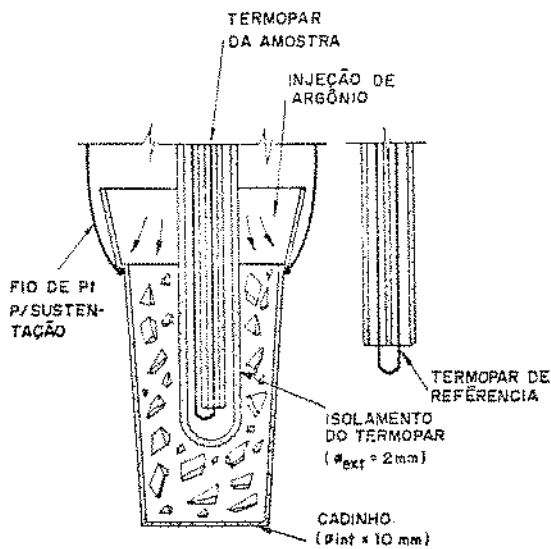
Figura 3.5. Sistema de peneiramento empregado na separação granulométrica da areia.



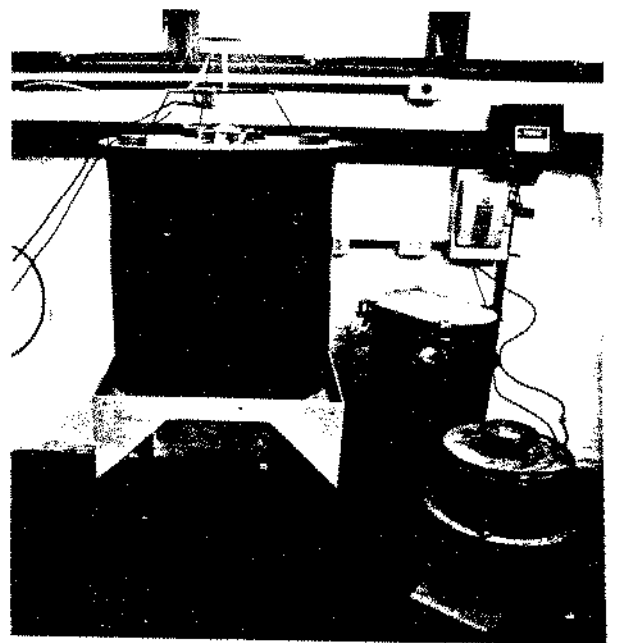
(a) esquema simplificado



(b) DETALHE A



(c) DETALHE B



(d) vista geral

Figura 3.6. Forno de resistências (SiC) para análises térmicas e congelamento de amostras.

C A P I T U L O 4

4. RESULTADOS

4.1. Caracterização microestrutural das ligas Fe - C - Cr - Nb

A Tabela 4.1 apresenta as porcentagens volumétricas de carbonetos presentes nas ligas estudadas, indicando também a presença característica na microestrutura de dendritas de austenita (séries CrA e NbA) ou de carbonetos M₇C₃ massivos (séries CrB e NbB). As microestruturas típicas são mostradas nas Figuras 4.1 a 4.23. A liga CrA₁, conforme a Figura 4.1, apresenta dendritas e regiões eutéticas de matriz + carbonetos M₇C₃. Nota-se diferenças de tonalidade nas regiões dendríticas (Figuras 4.1a e b) que podem estar associadas à precipitação secundária de carbonetos, ou empobrecimento em Cr e/ou C nas bordas da dendritas próximo aos carbonetos M₇C₃ precipitados euteticamente. Por meio de micro sonda e observação no MEV em maiores aumentos (Figura 4.1c), não se verificou indícios da presença desta eventual fase precipitada no estado sólido. As outras estruturas hipoeutéticas correspondentes às ligas CrA₂ e CrA₃ são mostradas respectivamente nas Figuras 4.2 e 4.3, verificando-se a formação de dendritas de γ e frações crescentes de eutético $\gamma + M_7C_3$.

As microestruturas características da série CrB_n de ligas hipereutéticas são mostradas nas Figuras 4.4 a 4.7, onde se verifica a presença de carbonetos M₇C₃ primários e massivos além

das regiões eutéticas contendo $\gamma + M_7C_3$.

As ligas do sistema Fe - C - Cr - Nb apresentaram essencialmente o mesmo tipo de contraste de microestrutura das ligas contendo apenas Fe - C - Cr, formando-se dendritas de austenita ou carbonetos M_7C_3 massivos, além da presença de carbonetos NbC, na forma primária, e/ou em frações mais finas, oriundas de reações mais complexas do sistema quaternário. As Figuras 4.8 e 4.9 mostram respectivamente as microestruturas das ligas NbA₁ e NbB₁, contendo baixos teores de NbC. Os carbonetos NbC se apresenta bastante finos (4.8a e 4.9a) e evidencia-se o contraste entre a presença de dendritas γ (4.8b e c) e carbonetos M_7C_3 (4.9b e c). Essas microestruturas são mostradas com ataque de coloração, respectivamente nas Figuras 4.10 (liga NbA₁) e 4.11 (liga NbB₁).

Verifica-se para as ligas NbA₂ e NbB₂, o contraste entre a presença das dendritas de γ em NbA₂, na Figura 4.12 e de carbonetos M_7C_3 massivos na Figura 4.13, além da formação típica dos carbonetos NbC, melhor identificados em microestrutura polida e não atacada (Figuras 4.12a e 4.13a). Essas mesmas ligas são mostradas com ataque de coloração nas Figuras 4.14 e 4.15.

As ligas NbA₃ e NbB₃ possuem microestrutura semelhante respectivamente às ligas NbA₂ e NbB₂, diferenciando no tamanho e proporção dos carbonetos NbC massivos, conforme se verifica nas Figuras 4.16 a 4.19.

Por outro lado, as ligas NbA₄ e NbB₄ possuem uma diferença importante na morfologia dos carbonetos NbC massivos em relação às ligas anteriores, apresentando-se em forma tendendo a esferoidizada, compacta, conforme apresentado nas Figuras 4.20 a

4.23. A proporção de NbC nessas ligas NbA e NbB também é maior do que nas ligas anteriores, salientando-se ainda, o mesmo contraste típico da presença de austenita dendrítica nas séries de liga "A" para a liga NbA e da presença de M₇C₃ massivos nas séries "B" para a liga NbB.

4.2. Densidade e dureza das ligas Fe - C - Cr - Nb

Para a transformação da perda de massa em perda de volume nos ensaios de desgaste, foram determinadas as densidades das ligas estudadas conforme mostrado na Tabela 4.2 e na Figura 4.24, verificando-se de uma forma global, que a densidade das ligas diminuiu com o aumento da porcentagem de carbonetos presentes nas ligas. Para tornar os cálculos de perda em volume diretamente associados aos cálculos de perda de massa, decidiu-se calcular a densidade média de todas as ligas investigadas, = 7,54 mg/mm³, sendo este valor aplicado em todas as transformações de resultados dos ensaios abrasivos para as ligas Fe - C - Cr e Fe - C - Cr - Nb.

A dureza dos materiais investigados também apresentou uma variação com a porcentagem e tipo de carbonetos presentes, verificando-se na Figura 4.25 um aumento da dureza para maiores frações de carbonetos, além de uma dureza ligeiramente maior das ligas contendo nióbio em relação às ligas Fe - C - Cr, para frações de carbonetos iguais. Os valores de dureza obtidos podem também ser encontrados na Tabela 4.2.

4.3. Efeito das frações de carbonetos sobre o desgaste abrasivo a baixas tensões para as ligas Fe - C - Cr - (Nb)

As perdas de massa e correspondentes perdas em volume, nos ensaios abrasivos realizados com as ligas Fe - C - Cr e Fe - C - Cr - Nb, estão apresentadas na Tabela 4.3.

A variação do desgaste abrasivo com a fração volumétrica de carbonetos M_7C_3 para a série de ligas Fe - C - Cr é mostrada na Figura 4.26. Observa-se uma diminuição acentuada do desgaste com o aumento da fração de carbonetos na região hipoeutética, além da presença de um mínimo de desgaste na região hipereutética próxima do eutético, havendo um desgaste crescente com o aumento da fração de M_7C_3 na região mais distante da região eutética.

O efeito da presença de NbC e de M_7C_3 nas ligas Fe - C - Cr - Nb sobre o desgaste destas ligas é mostrado na Figura 4.27. Verifica-se o menor desgaste para as ligas da série NbB_n contendo valores intermediários de NbC. As projeções dos resultados nos planos laterais ressalta a presença do mínimo de desgaste nas ligas NbB_n contendo M_7C_3 e NbC em frações intermediárias dentro do intervalo estudado mostrando também que, para essas ligas, a combinação da maior fração de M_7C_3 com a menor fração de NbC, bem como a maior fração de NbC com a menor fração de M_7C_3 apresentam os maiores desgastes. Por outro lado, também é possível verificar na Figura 4.27, que as ligas da série NbA_n, apresentaram uma menor variação do desgaste com as frações de carbonetos, quando comparado ao comportamento das ligas da série NbB_n.

O efeito combinado da presença dos carbonetos pode ser verificado na Figura 4.28, onde a variação do desgaste abrasivo com a fração total de carbonetos $M_7C_3 + NbC$, para as ligas Fe - C - Cr - Nb, é comparada com a curva mostrada anteriormente para as ligas Fe - C - Cr na Figura 4.26. Nessas duas curvas ocorre um mínimo de desgaste para as frações intermediárias de carbonetos, e, no sistema Fe - C - Cr - Nb estudado, que combina carbonetos $NbC + M_7C_3$, as ligas de melhor desempenho mostram menor desgaste que as ligas com frações equivalentes de carbonetos exclusivamente M_7C_3 , ou qualquer outra liga Fe - C - Cr estudada. Por outro lado, verifica-se nas Figuras 4.27 e 4.28, que a presença de pequenas frações de NbC, bem como a presença excessiva de NbC, não foi significativamente favorável ou inclusive representou uma piora no desempenho contra o desgaste, em relação as ligas Fe - C - Cr contendo teores equivalentes de carbonetos exclusivamente M_7C_3 .

Estes comportamentos observados evidenciam a complexidade do fenômeno de desgaste e estimulam a busca de maior compreensão pelo melhor entendimento dos micromecanismos de desgaste abrasivo.

4.4. Observação de micromecanismos de desgaste por microscopia eletrônica de varredura

A maioria das sequências de desgaste estudados neste trabalho, serão mostradas conforme exemplificado na Figura

4.29, em que se tem uma região da microestrutura originalmente sem desgaste (a), mostrada após determinados tempos de desgaste progressivamente maiores (b) e (c). Verifica-se nesta figura, para a liga CrB₄, um desgaste mais acentuado e profundo da matriz austenítica em relação aos carbonetos M₇C₃, deixando estes últimos progressivamente em maior relevo do que a matriz. Outros detalhes da figura anterior são mostrados na Figura 4.30. Observa-se a presença de ilhas de matriz nos carbonetos massivos (A), trinca superficial sobre carbonetos M₇C₃ (B) que em estágios posteriores de desgaste desaparece quase por completo; fragmentação progressiva dos cantos dos carbonetos (C) ou por pites (D), que pode estar associada a trinca verificada anteriormente.

Um acompanhamento do processo de desgaste da liga CrB₄ em outra região e até maiores tempos de desgaste pode ser observado na Figura 4.31. Verifica-se a fragmentação por pites em ilhas de matriz presentes no interior dos carbonetos (B), sulcamento de regiões eutéticas (C), além de um aparente abaulamento acompanhado de arredondamento dos cantos de carboneto M₇C₃ massivos (D).

A degradação da microestrutura da liga NbB₄, contendo NbC e teor total de carbonetos semelhante ao da liga CrB₄ vista anteriormente, pode ser observada na Figura 4.32. Neste caso, verificou-se uma fragmentação aparentemente mais severa (A) que pode ser descrita como um estilhaçamento ou arrancamento de NbC, fato este não observado para a liga sem NbC, além da fragmentação de cantos de NbC (B), fragmentação de M₇C₃ (C) e sulcamento, tanto da matriz como de M₇C₃ (D).

Na liga NbA, além de mecanismos já indicados anteriormente, salienta-se a evidência de pouco desgaste da matriz em estágio intermediário de desgaste (Figura 4.33b) e um relevo mais pronunciado de carbonetos (Figura 4.33c), associado à maior profundidade de desgaste da matriz que também é simultâneo à maior degradação dos carbonetos NbC massivos. Conforme se verifica na Figura 4.34, há formação de pites (E) nas regiões inter-carbonetos NbC massivos, além de um aparente afloramento de secções mais profundas de partes do próprio NbC desgastado (C).

Trincas interligando NbC massivos (A) são mostrados na Figura 4.35 para a liga NbB antes do desgaste. Nesta mesma sequência de desgaste verifica-se afloramento ou a propagação de trincas sobre o NbC (B), a formação de pite acentuado (D) em região inter - NbC massivos, que desaparece em estágios posteriores de desgaste. Ocorre trincamento que atravessa a região do pite atingindo o carboneto NbC (E), que promove a fragmentação progressiva (F) do NbC em estágios posteriores de desgaste, como pode ser verificado também na Figura 4.36.

Outra forma de ocorrência de pite acentuado sobre o próprio carboneto NbC foi verificada na liga NbB conforme indicado em (D), na Figura 4.37b. Esta degradação está associada a uma trinca (A) pré-existente no NbC. Nas Figuras 4.37 e 4.38 verifica-se uma desintegração pronunciada (B) de todos os carbonetos NbC massivos da região, acompanhada de um afloramento de carbonetos M C antes pouco evidentes (E), incluindo M C presente abaixo de um carboneto NbC que sofreu intensa desintegração (F).

Na sequência da Figura 4.39 pode-se ver com mais detalhes a formação de pites (D) associados à trinca pré-existente sobre carboneto NbC (A).

A liga Fe - C - Cr hipoeutética CrA₂ mostrada na Figura 4.40 e 4.41, apresentou essencialmente sulcamento (A) e formação de pite. É importante ressaltar a aparência de ondulação perpendicular à direção do desgaste, conforme a Figura 4.40, que pode estar associada a um desgaste mais profundo (formação de vale) e/ou deslocamento de material das regiões essencialmente formadas por matriz, para as regiões mais ricas na mistura matriz/carbonetos. Evidencia-se na Figura 4.41b e c, a penetração aparente de material abrasivo ou de M₇C₃ na matriz.

A liga hipoeutética CrA₁, mostrada na Figura 4.42, apresentou sulcamento transpassando regiões da matriz e de M₇C₃ (região A), além de partículas impregnadas na matriz (B). Os extremos do sulco desta região são apresentados nas Figuras 4.43 e 4.44. O início do sulco (A) encontra-se em uma região de muita impregnação por partículas e múltiplos sulcos. O final do sulco (B) ocorre justamente em uma região eutética.

Outros aspectos de formação de sulcos em liga hipoeutética, foram verificados na liga CrA₂ conforme a Figura 4.45. Evidencia-se na região A a ocorrência de sulco profundo formado provavelmente por partícula de M₇C₃, pois transpassa um outro carboneto M₇C₃. Na região B verifica-se a ocorrência de múltiplos sulcos, caracterizando a ação de uma avalanche de partículas que podem ser abrasivos e/ou carbonetos M₇C₃.

4.5. Transformações de fase na fusão e solidificação de ligas Fe-C - Cr - Nb

As ligas NbB₂, NbA₃ e NbA₁ foram utilizadas para o estudo da formação de microestruturas. A Figura 4.46 apresenta a curva de resfriamento obtida para a liga NbB₂, no intervalo entre 1430 °C e 1220 °C. Neste intervalo, verificou-se a formação de um primeiro patamar de redução da velocidade de resfriamento da amostra a 1332 °C, detectado também pelo aumento da diferença de temperaturas entre o termopar da amostra e o termopar de referência, $T_{am} - T_{ref}$. Um novo patamar, mais acentuado que o anterior, ocorreu a uma temperatura de 1266 °C, também confirmado pelo gradiente $T_{am} - T_{ref}$. Como última temperatura significativa de transformação, indica-se o término das transformações a 1234 °C, quando a temperatura da amostra praticamente se iguala a temperatura do termopar de referência, ressaltando-se entretanto, que esta técnica de análise térmica geralmente está associada a uma imprecisão maior, justamente na caracterização desta transformação, de fases parcialmente líquidas, para totalmente sólidas. Também não foi detectado nenhuma outra ocorrência significativa de transformação a temperaturas inferiores a 1234 °C.

A Figura 4.47 apresenta as microestruturas típicas da liga NbB₂ após o congelamento da amostra em diferentes temperaturas. Estas microestruturas podem ser comparadas com as do material original, apresentadas nas Figuras 4.13 e 4.15. No congelamento a 1414 °C (Figuras 4.47a e b), verifica-se um aparente coalescimento e crescimento dos carbonetos NbC massivos

além de um refino acentuado da microestrutura restante. Isto indica com certeza a sobrevivência de NbC sólido nesta temperatura, e, com grande probabilidade, como sendo o único sólido.

No congelamento a 1330 °C (Figuras 4.47 c e d) verifica-se a formação de uma estrutura muito diferente, contendo ainda carbonetos NbC massivos e aparentemente até mais esferoidizados do que no congelamento anterior, mas apresentando a formação M₇C₃ acicular, irregular e com pequenas dimensões, além de outras regiões mais escuras, contendo fases que dificilmente se pode identificar com certeza, por microscopia ótica e ataque químico empregados.

No congelamento a 1265 °C (Figuras 4.47 e e f) verifica-se a formação de uma estrutura também diferente das anteriores, contendo uma região mais clara composta por M₇C₃ coalescido e carbonetos NbC, distribuídos, sobre uma matriz austenítica clara, além de regiões mais escuras contendo NbC, alguns carbonetos M₇C₃ aciculares e não identificadas.

A partir das observações descritas anteriormente sobre as microestruturas congeladas, e comparação com a microestrutura original, pode-se considerar como muito provável as seguintes fases na liga NbC, para as temperaturas estudadas:

a 1414 °C: líquido + NbC

a 1330 °C: líquido + NbC + M₇C₃

a 1265 °C: líquido + NbC + M₇C₃ + γ

Esses resultados indicam a presença de quatro campos de fases no intervalo de temperaturas investigado para

esta liga, com a presença de líquido nos três campos de maiores temperaturas e apenas fases sólidas a temperaturas abaixo de 1234 °C, conforme indicado na Figura 4.46 e na Tabela 4.4. Apresenta-se nesta tabela, as temperaturas significativas de transformações de fase obtidas tanto a partir da curva de resfriamento (Figura 4.46) como a partir da curva de aquecimento, verificando-se valores maiores neste último caso, como deve ser esperado normalmente.

Nas tabelas 4.5 e 4.6 são mostrados os resultados da análise térmica no aquecimento e fusão parcial, respectivamente das ligas NbA₃ e NbA₁. Verifica-se pela Figura 4.48, que a microestrutura da liga NbA₃, congelada a partir de 1391 °C, apresentou carbonetos NbC massivos coalescidos, pequenas dendritas de γ e regiões mais escuras contendo fases não identificadas. Certamente o NbC é uma fase sólida que sobrevive nessa temperatura, enquanto que as pequenas dendritas de γ provavelmente se formaram durante a etapa de congelamento. Para efeito comparativo, pode-se verificar a microestrutura original desta liga nas Figuras 4.16 e 4.18. A sequência de formação de fases da liga NbA₃ é mostrada na Tabela 4.5.

O congelamento da liga NbA₃ a partir de 1379 °C, resultou na microestrutura mostrada na Figura 4.49, verificando-se em (a) que o carboneto NbC apresenta configuração semelhante à da estrutura original (conforme a Figura 4.8a); enquanto que em (b) e (c) evidencia-se a formação de pequenas dendritas austeníticas, M₇C₃ e fase(s) escura(s) não identificada(s). Para efeito comparativo pode-se verificar outros aspectos da microestrutura original nas Figuras 4.8 e 4.10. A partir do

conjunto de observações de microestruturas congeladas, indica-se a sequência de solidificação para a liga NbA₁ conforme apresentado na Tabela 4.6.

Tabela 4.1. Porcentagens volumétricas de carbonetos das ligas utilizadas

LIGA	PORCENTAGEM DE CARBONETOS (%)			PRESENÇA MORFOLÓGICA DE FASE
	M C 7 3	NbC	TOTAL	
CrA 1	8,7	-	8,7	dendritas de austenita (γ)
CrA 2	20,8	-	20,8	
CrA 3	28,9	-	28,9	
CrB 1	31,1	-	31,1	carbonetos massivos M C 7 3
CrB 2	32,3	-	32,3	
CrB 3	39,3	-	39,3	
CrB 4	47,7	-	47,7	
NbA 1	26,4	1,5	27,9	dendritas de austenita (γ)
NbA 2	23,6	6,3	29,9	
NbA 3	20,8	10,4	31,2	
NbA 4	21,9	22,2	44,1	
NbB 1	35,3	1,2	36,5	carbonetos massivos M C 7 3
NbB 2	27,7	5,4	33,1	
NbB 3	25,3	11,4	36,7	
NbB 4	24,6	20,5	45,1	

Tabela 4.2. Determinação da densidade e dureza das ligas Fe - C - Cr - (Nb) investigadas

LIGA	DENSIDADE ρ (mg/cm ³)			DUREZA (HV0,05)			
	POP CORPO DE PROVA	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	POR CORPO DE PROVA		MÉDIA	DESVIO PADRÃO
				MÉDIA 4 MEDIDAS	DESVIO PADRÃO		
Cr A1	7,795 7,778 7,775	7,783	0,012	315 312 315	6,31 3,88 3,40	312	5,09
Cr A2	7,688 7,660 7,614	7,654	0,044	468 468 466	28,6 82,6 11,2	466	17,2
Cr A3	7,613 7,646 7,630	7,630	0,020	490 488 488	5,82 9,71 15,5	488	9,58
Cr B1	7,570 7,591 7,576	7,579	0,012	548 530 542	8,74 2,91 8,74	539	9,12
Cr B2	7,590 7,581 7,548	7,573	0,025	560 566 560	14,6 4,37 5,82	563	8,39
Cr B3	7,523 7,520 7,501	7,515	0,013	585 588 592	18,0 21,4 18,0	589	17,4
Cr B4	7,468 7,452 7,395	7,438	0,043	602 599 609	12,1 10,2 10,2	602	12,4
Nb A1	7,576 7,620 7,620	7,605	0,026	519 519 514	4,86 13,6 11,7	517	9,52
Nb A2	7,603 7,596 7,423	7,541	0,106	527 539 530	15,5 10,2 9,7	538	11,4
Nb A3	7,565 7,493 7,445	7,501	0,071	548 551 554	10,2 10,2 10,2	550	8,97
Nb A4	7,327 7,332 7,353	7,404	0,115	627 627 634	19,4 28,6 7,3	629	17,5
Nb B1	7,549 7,509 7,489	7,516	0,035	548 595 545	13,1 5,82 1,46	546	7,79
Nb B2	7,509 7,555 7,441	7,502	0,067	578 572 569	9,23 12,1 20,9	576	12,7
Nb B3	7,489 7,517 7,520	7,509	0,018	606 602 595	27,2 13,6 13,6	600	16,7
Nb B4	7,234 7,358 7,468	7,354	0,134	623 616 613	36,9 5,54 15,1	617	20,3
GLOBAL	-	7,540	0,105	-	-	-	-

Tabela 4.3. Determinação da perda de massa e da perda em volume nos ensaios abrasivos das ligas Fe - C - Cr - (Nb) investigadas.

LIGA	DIÂMETRO ϕ_R DA RODA (mm)	PERDA DE MASSA (mg)		PERDA EM VOLUME (mm ³)				VARIÇÃO PORCENTUAL $S/\bar{V} \times 100 (\%)$
		m MEDIDA (mg)	CORRIGIDA m _c (mg) (*)	MÉDIA \bar{m}_c (mg)	V (mm ³) (**)	MÉDIA \bar{V} (mm ³)	DESVIO PADRÃO S (mm ³)	
Cr A1	227,5	236,3	237,4	228,1	31,5	30,3	1,18	5,89
	225,0	220,9	224,4		29,8			
	226,0	220,1	222,6		29,5			
Cr A2	226,0	112,8	114,1	116,6	15,1	15,5	0,408	2,64
	224,0	114,1	116,1		15,4			
	228,0	118,9	119,3		15,8			
Cr A3	227,5	75,4	75,8	80,8	10,0	10,7	0,486	4,54
	218,5	77,9	81,7		10,8			
	225,0	80,9	82,2		10,9			
	223,5	81,4	83,3		11,0			
Cr B1	226,5	57,3	57,8	61,6	7,67	9,17	0,457	5,47
	224,0	58,6	59,8		7,93			
	226,0	85,0	85,7		8,71			
	228,0	60,2	60,4		8,01			
	224,5	63,2	64,4		8,54			
Cr B2	225,5	79,1	80,2	77,2	10,6	10,2	0,520	5,10
	227,0	72,8	73,3		9,72			
	224,5	76,7	78,1		10,4			
Cr B3	226,0	76,0	76,9	71,8	10,2	9,52	0,650	6,83
	224,5	68,6	69,8		9,26			
	227,5	68,3	68,6		9,10			
Cr B4	228,0	82,9	83,1	83,2	11,0	11,0	0,532	4,84
	227,5	86,1	86,5		11,5			
	225,0	78,7	80,0		10,6			
Nb A1	218,0	67,9	71,2	70,3	9,44	9,32	0,500	5,37
	228,5	72,6	72,7		9,64			
	227,5	64,6	64,9		8,81			
	225,0	70,2	72,3		9,59			
Nb A2	218,0	71,4	74,9	77,7	9,93	10,3	0,632	6,14
	224,5	73,7	75,0		9,95			
	226,5	82,4	83,2		11,0			
Nb A3	225,5	69,0	69,9	66,3	9,27	8,79	0,478	5,44
	217,5	60,7	63,8		8,46			
	224,0	63,8	65,1		8,83			
Nb A4	225,0	70,6	71,7	76,7	9,51	10,2	0,481	4,71
	217,5	73,0	77,1		10,2			
	227,5	78,5	78,9		10,5			
	226,0	78,1	79,0		10,5			
Nb B1	225,5	59,0	59,8	61,9	7,93	8,21	0,366	4,46
	227,0	61,0	61,4		8,14			
	228,0	64,3	64,5		8,55			
Nb B2	226,0	48,7	49,3	47,6	6,54	6,15	0,379	6,16
	228,5	45,2	45,2		6,00			
	226,5	47,2	47,6		6,31			
	226,0	42,9	43,4		5,76			
Nb B3	227,0	48,0	48,3	51,8	6,41	6,88	0,455	6,61
	227,0	53,7	54,1		7,18			
	229,0	52,4	53,1		7,04			
Nb B4	226,5	75,4	76,1	82,9	10,1	11,0	0,645	5,86
	227,0	81,3	81,9		10,9			
	223,5	80,7	82,5		10,9			
	225,5	84,8	86,2		11,4			
	224,0	83,8	87,6		11,6			

$$(*) m_c = m \times \frac{228,6}{\phi_R}$$

$$(**) V = \frac{m_c}{\rho} \text{ onde } \rho = \bar{\rho} \text{ a densidade média dos ferros fundidos estudados (7,34 } \frac{\text{mg}}{\text{mm}^3})$$

Tabela 4.4. Análise térmica na fusão parcial e solidificação da liga NbB₂

Intervalos de Temperatura Significativos (°C)		Campos de fases mais prováveis
No resfriamento	No aquecimento	(de acordo com as Figuras 4.46 e 4.47)
acima de 1332	acima de 1344	L + NbC
1266 a 1332	1344 a 1273	L + NbC + M C ₇₃
~1234 a 1266	~1258 a 1273	L + NbC + M C ₇₃ + γ
abaixo de ~1234	abaixo de 1258	NbC + M C ₇₃ + γ

Tabela 4.5. Análise térmica no aquecimento da liga NbA₃

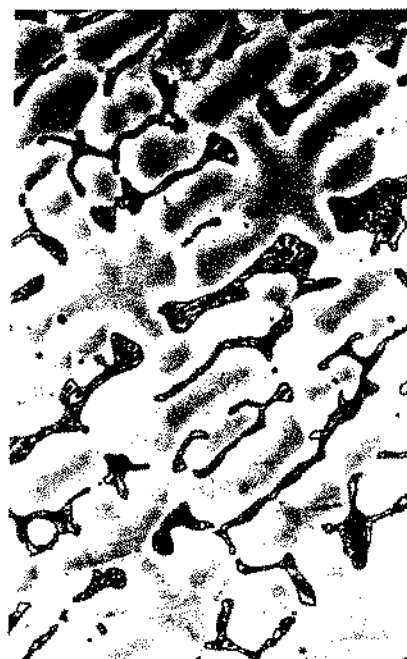
Intervalos de Temperatura Significativos (°C)		Campos de fases mais prováveis
		(de acordo com a Figura 4.48)
acima de 1354		L + NbC
1300 a 1354		L + NbC + γ
~1261 a 1300		L + NbC + γ + M C ₇₃
abaixo de ~1261		NbC + γ + M C ₇₃

Tabela 4.6. Análise térmica no aquecimento da liga NbA₁

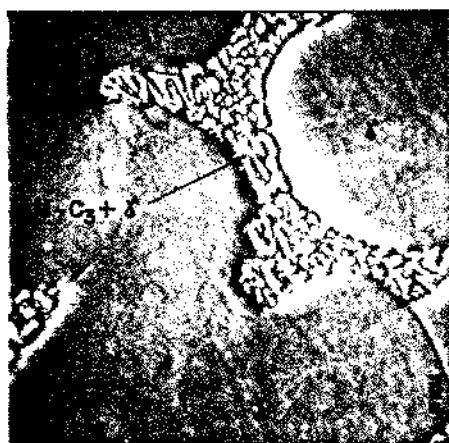
Intervalos de Temperatura Significativos (°C)		Campos de fases mais prováveis
		(de acordo com a Figura 4.48)
acima de 1351		L + γ
1309 a 1351		L + γ + (M C ₇₃ ou NbC)
~1253 a 1309		L + γ + M C ₇₃ + NbC
abaixo de ~1253		γ + M C ₇₃ + NbC



80 μm (a)

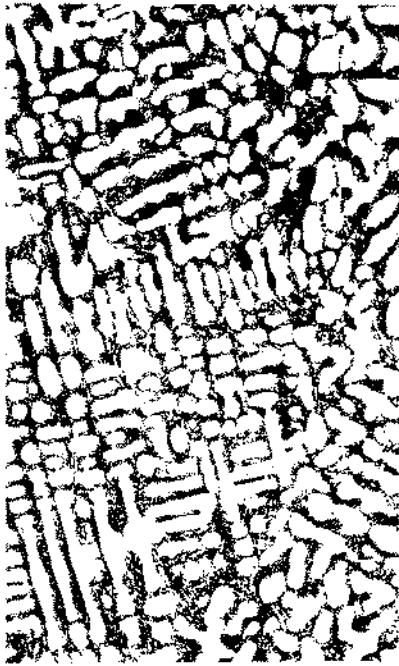


(b) 40 μm



10 μm (c)

Figura 4.1. Microestrutura da liga CrA (8,7% M.C.).
(7 3



80 μ m (a)



(b) 40 μ m

Figura 4.2. Microestrutura da liga CrA (20,8% Ni).
2 7 3

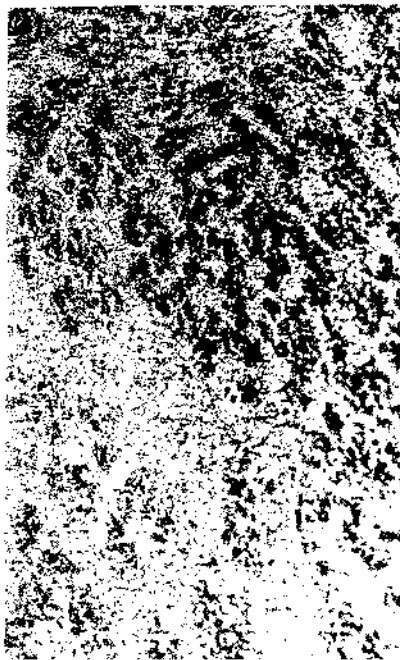


80 μ m (a)

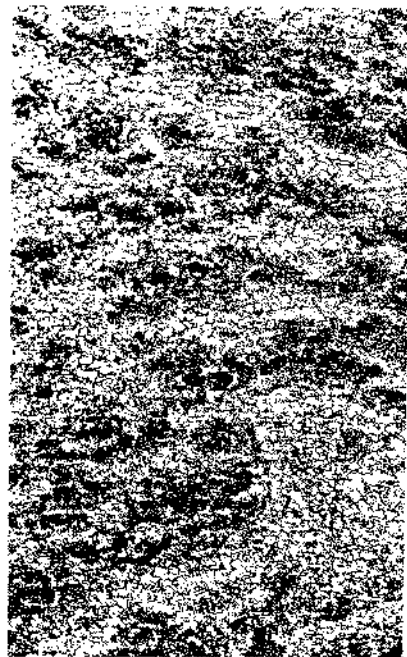


(b) 40 μ m

Figura 4.3. Microestrutura da liga CrA (28,9% Ni).
2 7 3



80 μm (a)



(b) 40 μm

Figura 4.4. Microestrutura da liga CrB (31,1% M.C.).
1 7 3



80 μm (a)



(b) 40 μm

Figura 4.5. Microestrutura da liga CrB (32,3% M.C.).
2 7 3



80 μm (a)



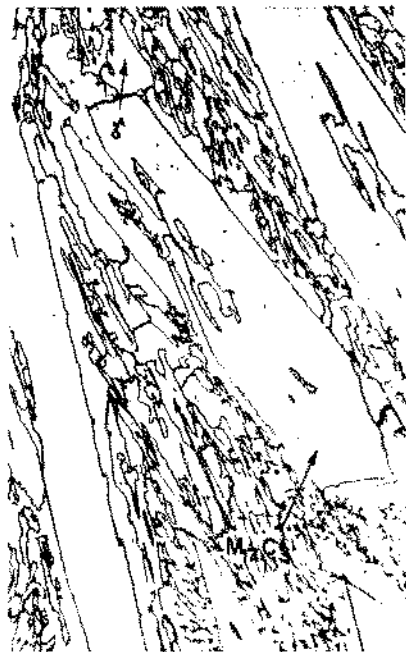
(b) 40 μm

Figura 4.6. Microestrutura da liga CrB (39,3% MnC).

3 7 3



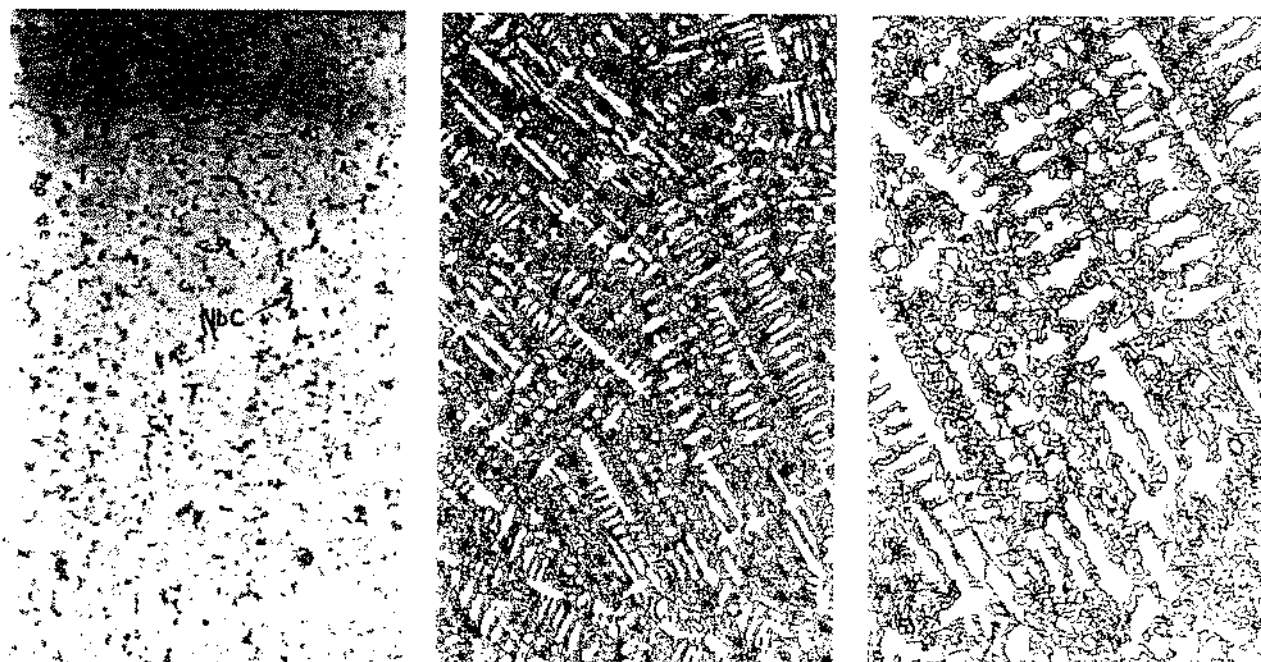
80 μm (a)



(b) 40 μm

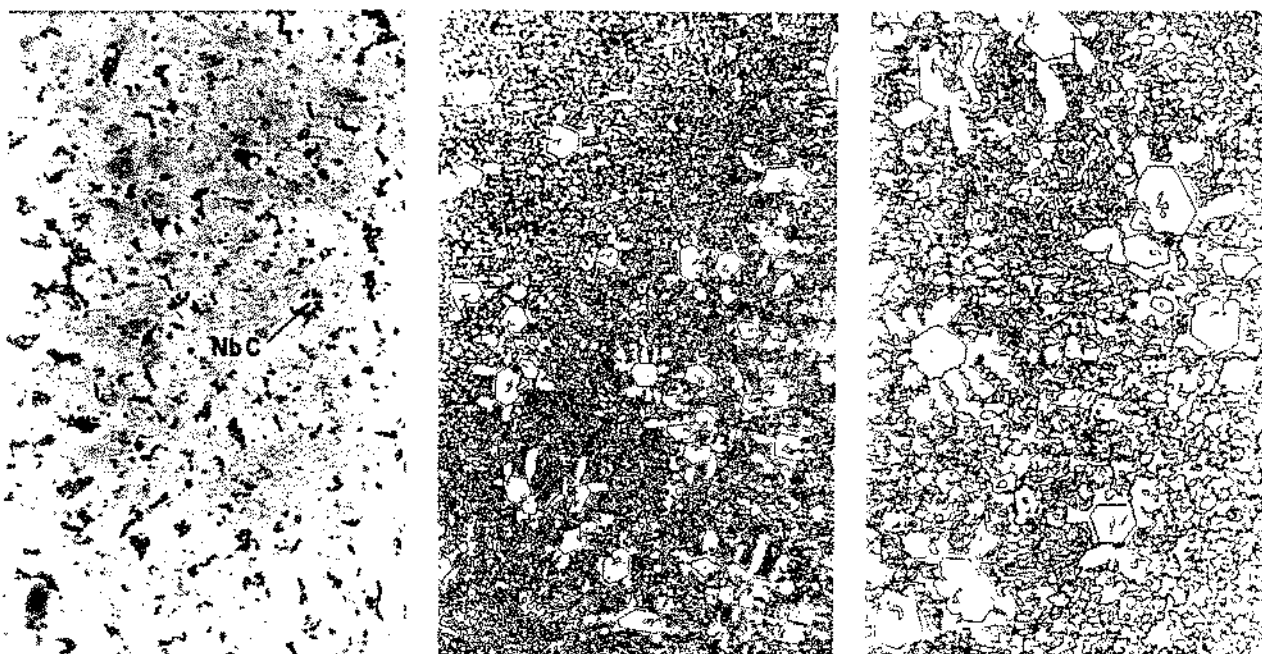
Figura 4.7. Microestrutura da liga CrB (47,7% MnC).

4 7 3



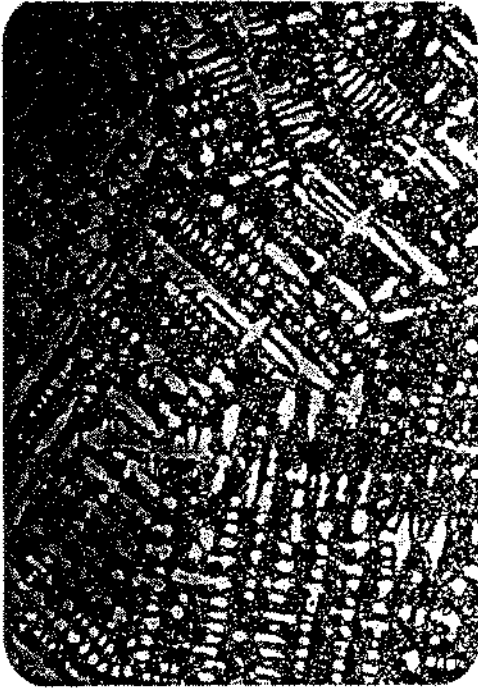
(a) Tingimento com $KMnO_4/NaOH$ (b) 80 μm (c) 40 μm

Figura 3.8. Microestrutura da liga NbA (1,5% NbC e 26,4% N.C.).



(a) Tingimento com $KMnO_4/NaOH$ (b) 80 μm (c) 40 μm

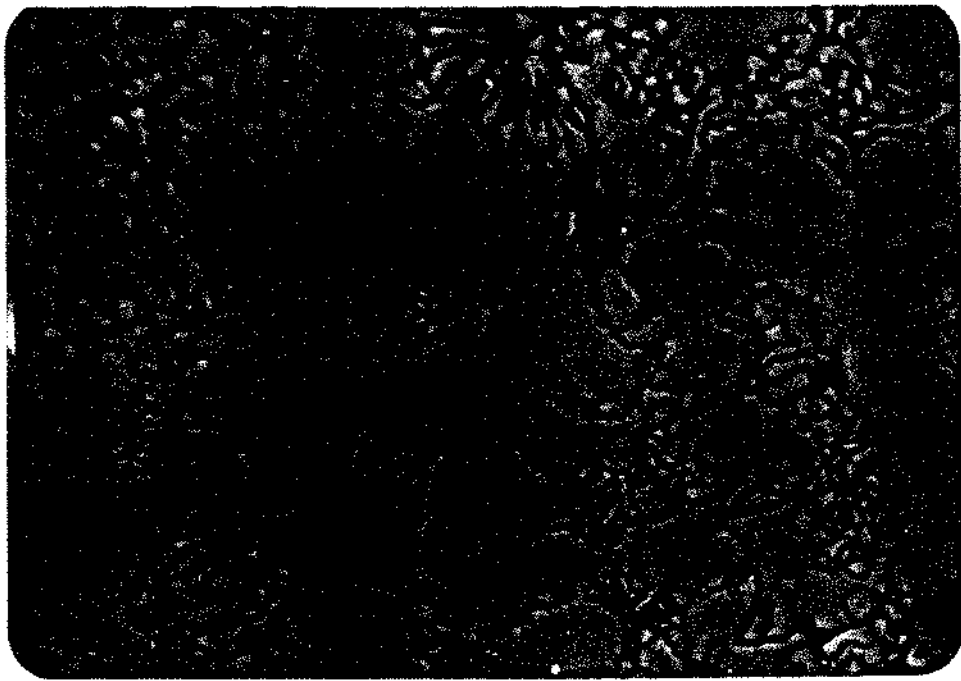
Figura 3.9. Microestrutura da liga NbB (1,2% NbC e 35,3% N.C.).



80 μm (a)



(b) 40 μm



(c) 10 μm

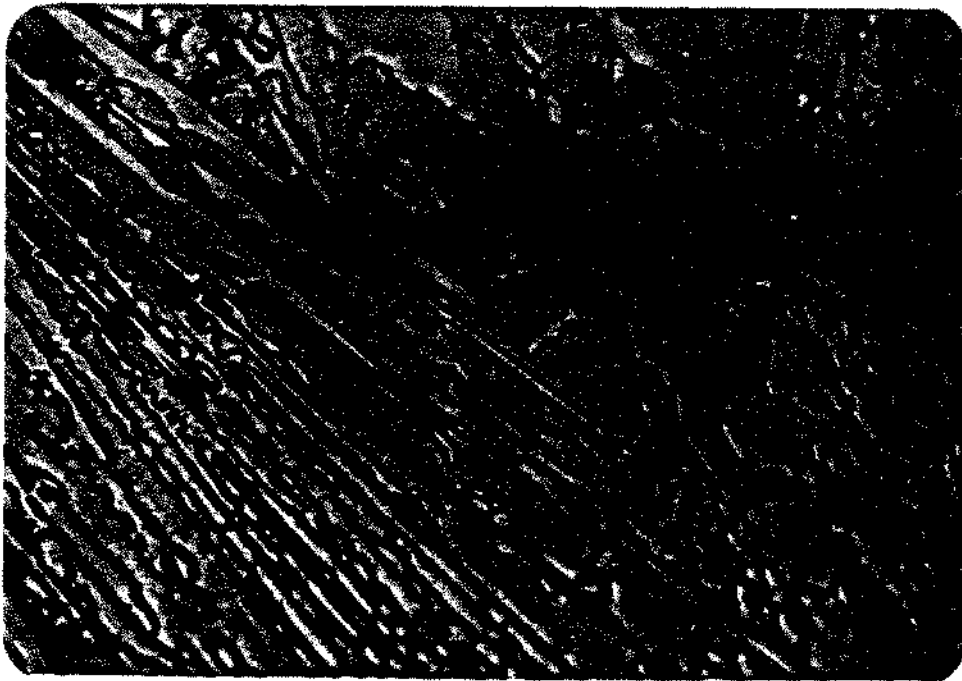
Figura 4.10. Microestrutura da liga NbA (1,5% NbC e 26,4% M.C.).



80 μm (a)

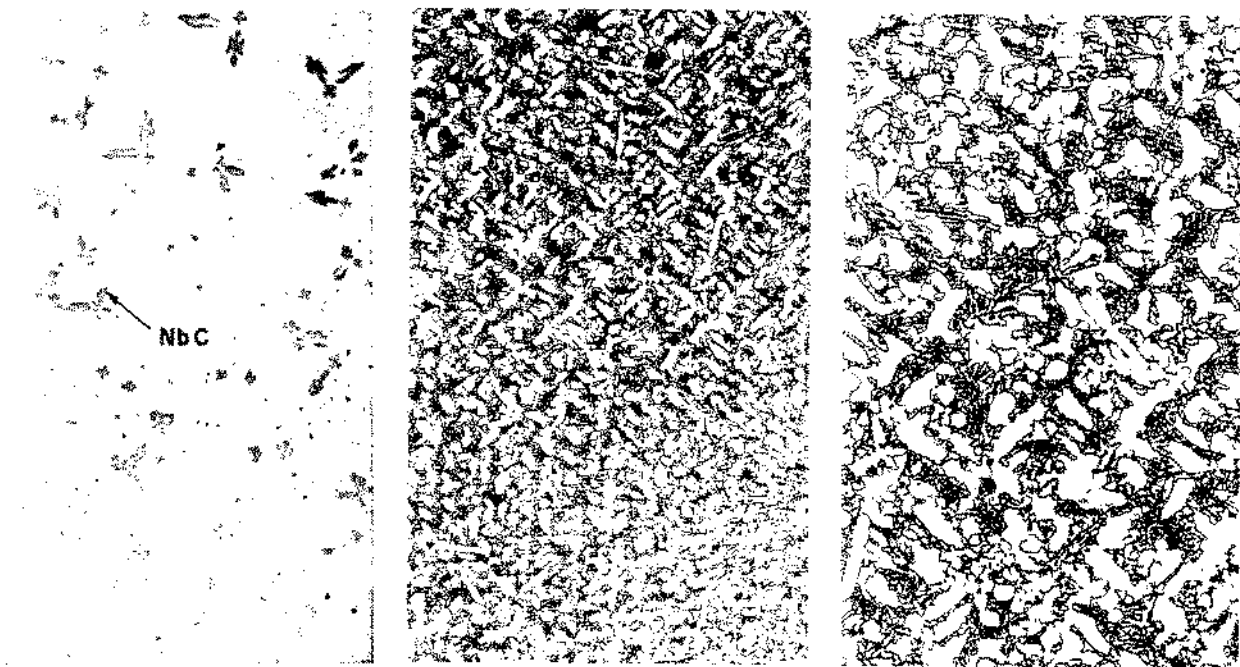


(b) 40 μm



(c) 10 μm

Figura 4.11. Microestrutura da liga NbB (1,2% NbC e 35,3% K C).



(a) sem ataque $80\ \mu\text{m}$

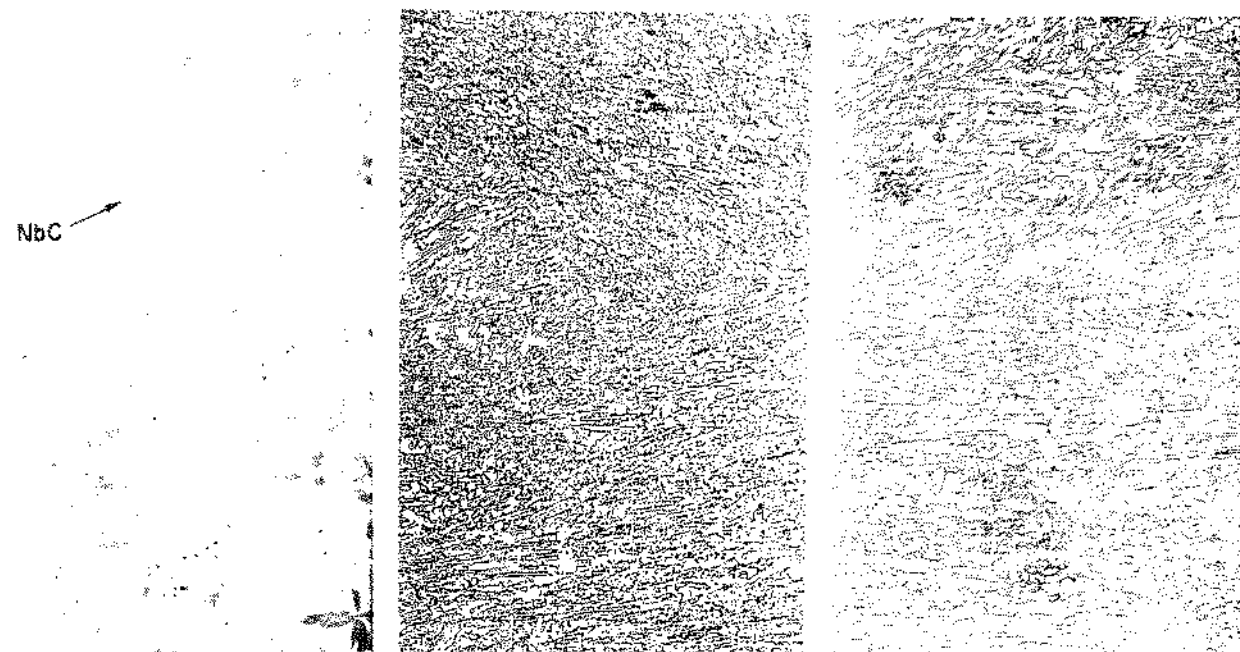
(b) $80\ \mu\text{m}$

(c) $40\ \mu\text{m}$

Figura 4.12. Microestrutura da liga NbA (5,3% NbC e 23,6% M.C.).

2

73



(a) sem ataque $80\ \mu\text{m}$

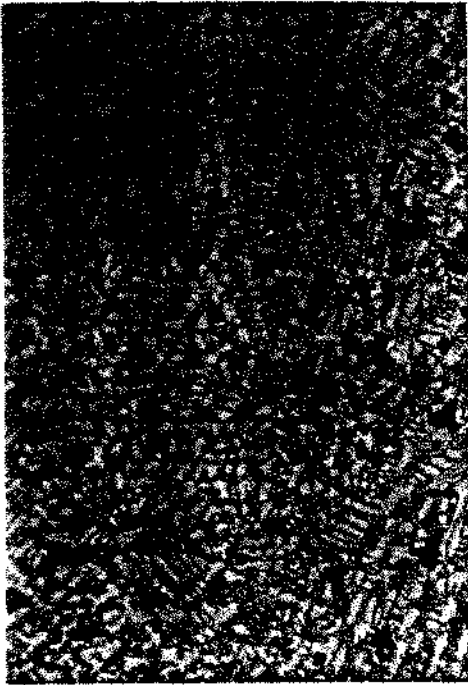
(b) $80\ \mu\text{m}$

(c) $40\ \mu\text{m}$

Figura 4.13. Microestrutura da liga NbB (5,4% NbC e 27,7% M.C.).

2

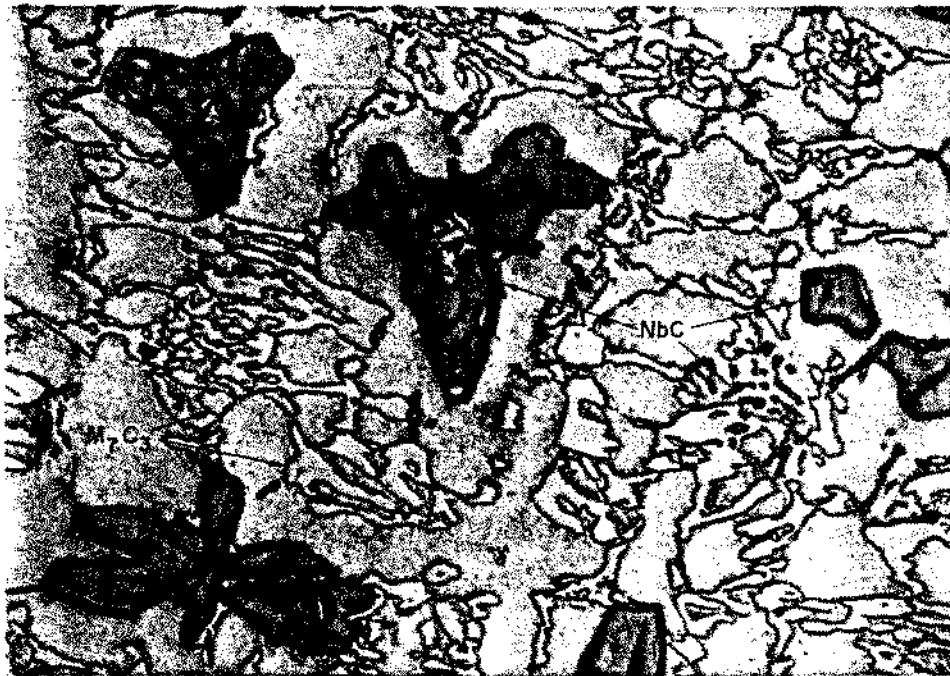
73



80 μm (a)



(b) 40 μm



(c) 10 μm

Figura 4.14. Microestrutura da liga NbA (6,8% NbC e 23,6% M.C.).



80 μm (a)



(b) 40 μm



(c) 10 μm

Figura 4.15. Microestrutura da liga NbB (5,4% NbC e 27,7% M.C.).
2 7 3

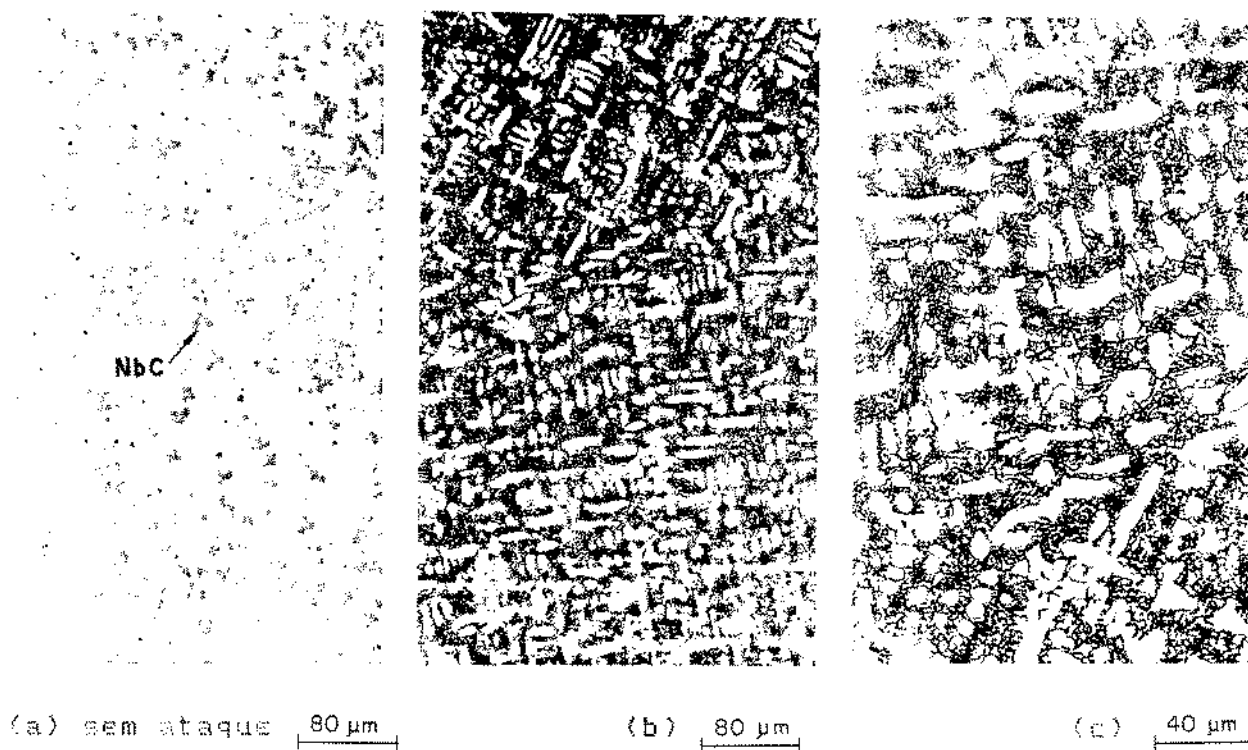


Figura 4.16. Microestrutura da liga NbA (10,9% NbC e 20,8% M.C.).

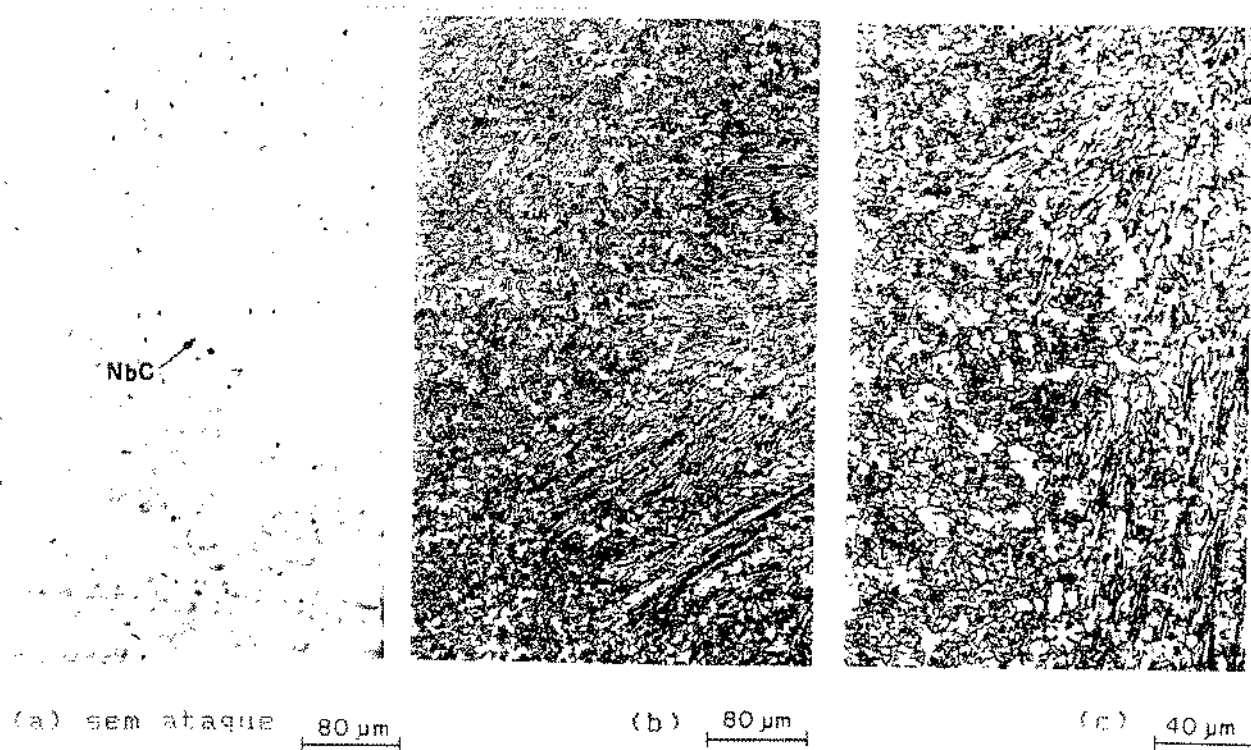
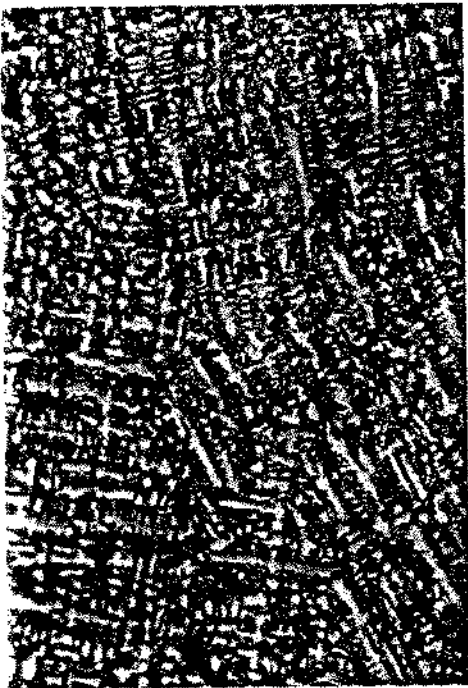


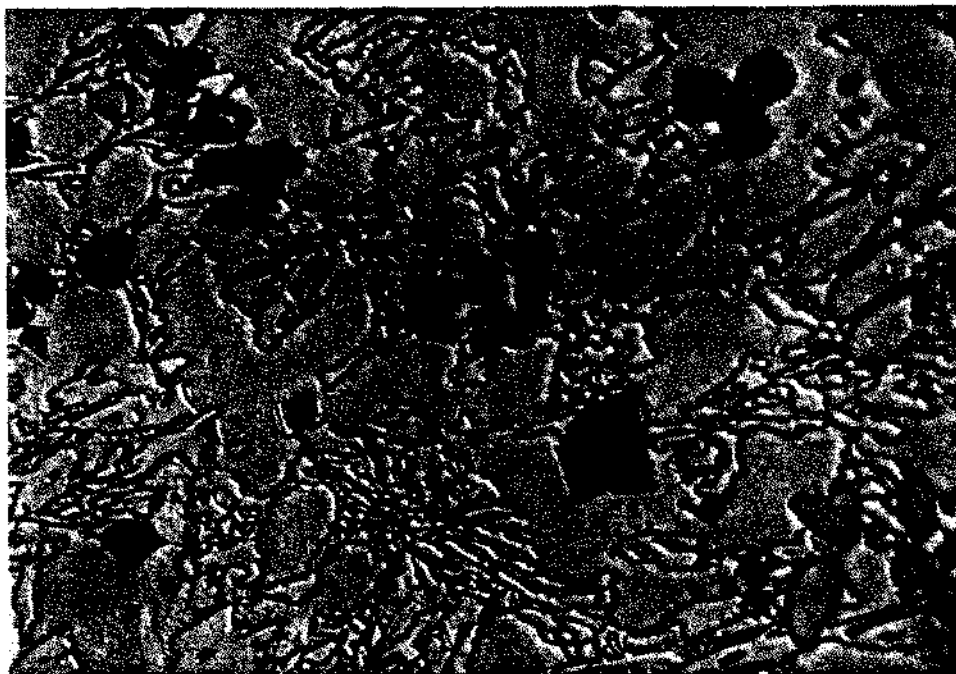
Figura 4.17. Microestrutura da liga NbB (11,4% NbC e 25,8% M.C.).



80 μm (a)

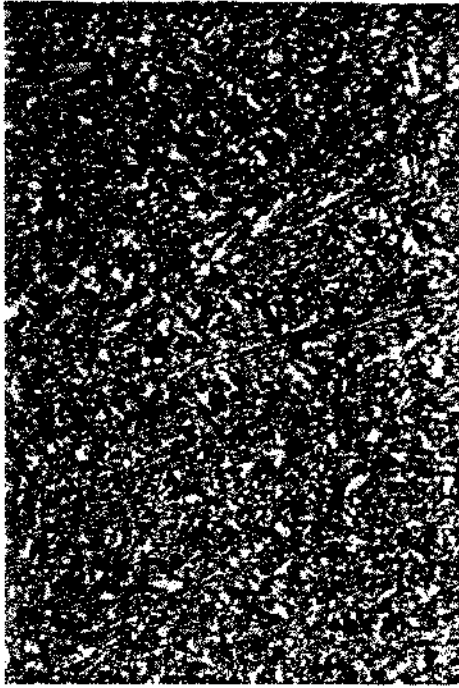


(b) 40 μm

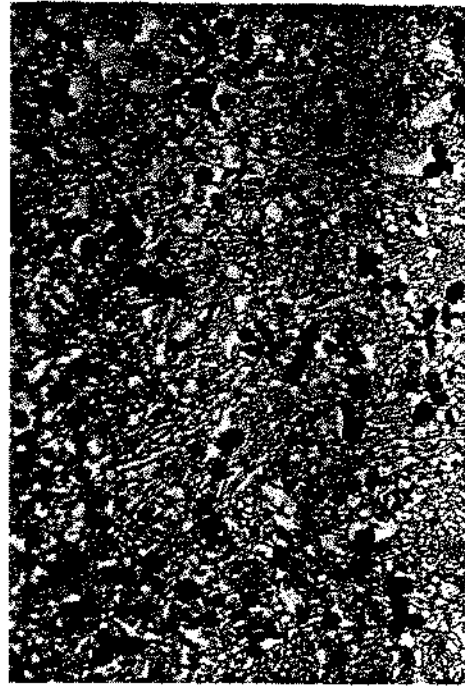


(c) 10 μm

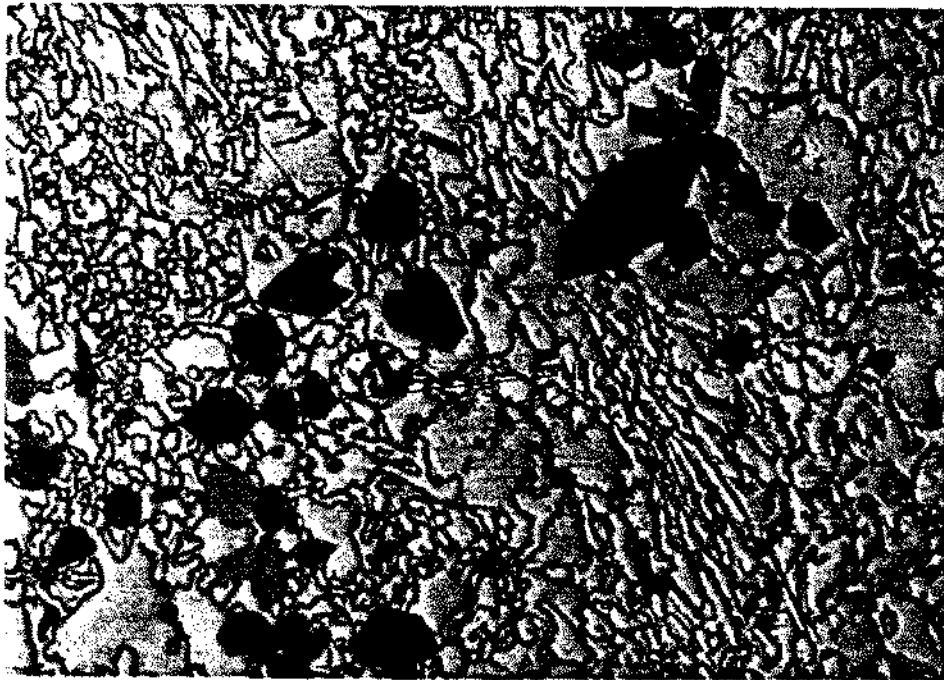
Figura 4.18. Microestrutura da liga NbA (10,4% NbC e 20,8% M.C.).



80 μm (a)

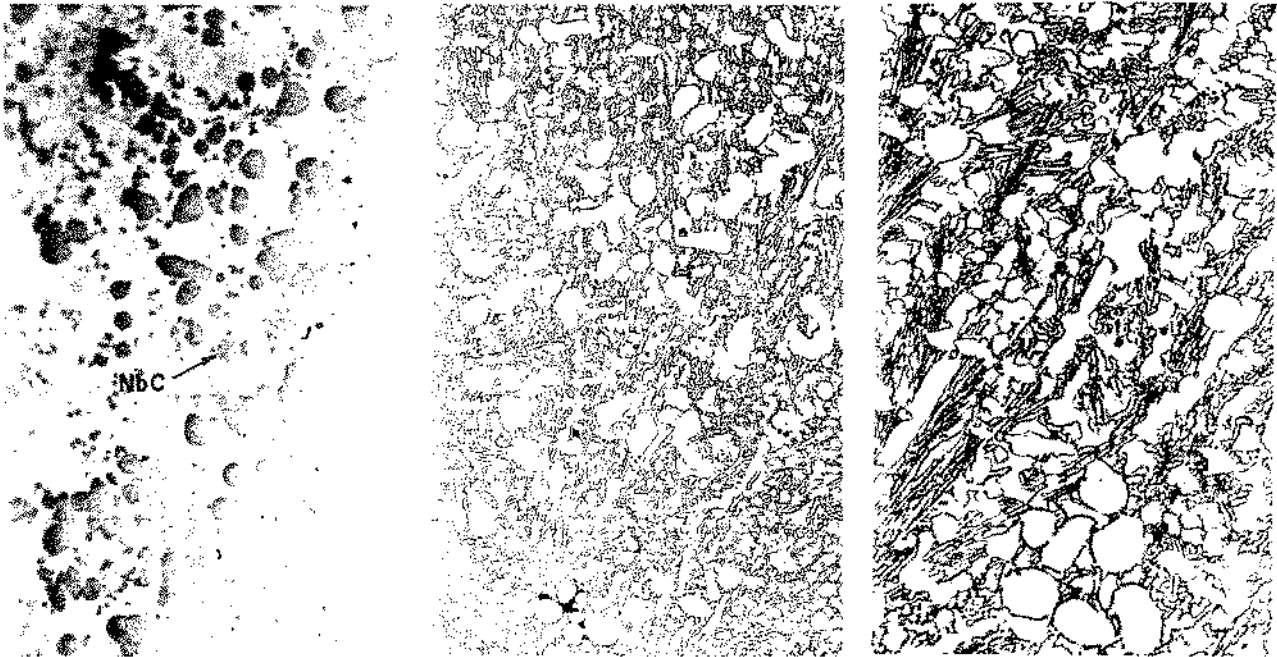


(b) 40 μm



(c) 10 μm

Figura 4.19. Microestrutura da liga NbB (11,4% NbC e 25,3% M.C.).

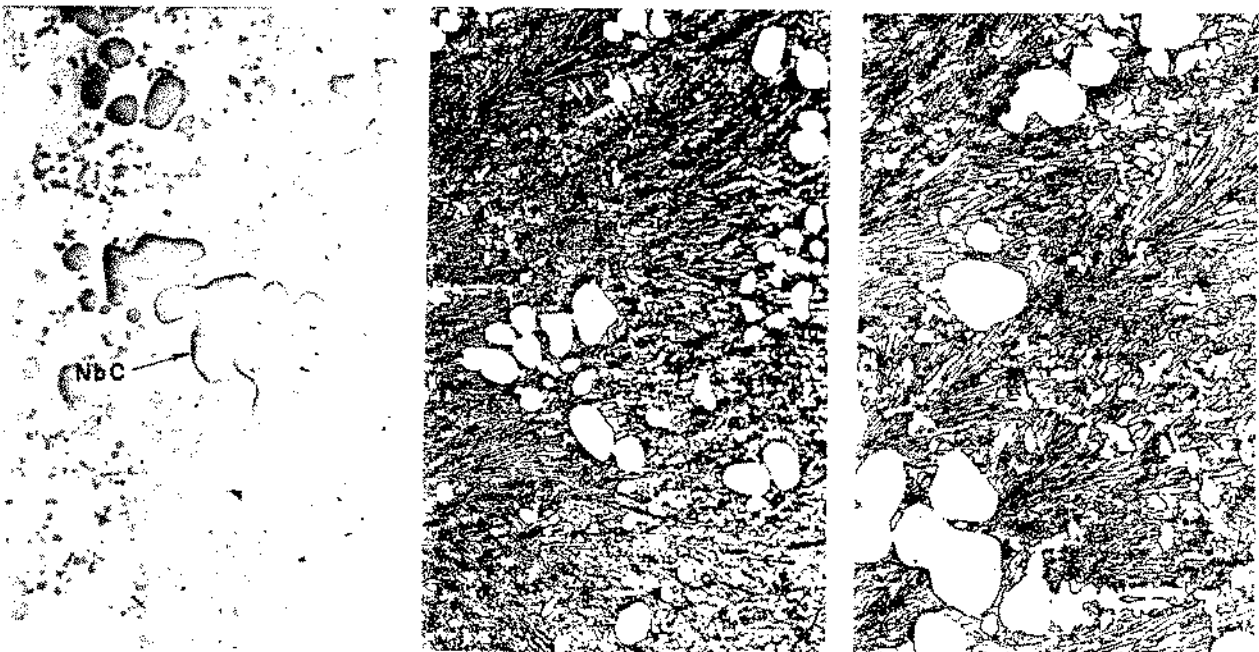


(a) sem ataque $80\mu\text{m}$ (b) $80\mu\text{m}$ (c) $40\mu\text{m}$

Figura 4.20. Microestrutura da liga NbA (22,2% NbC e 21,9% M.C.).

4

73



(a) sem ataque $80\mu\text{m}$ (b) $80\mu\text{m}$ (c) $40\mu\text{m}$

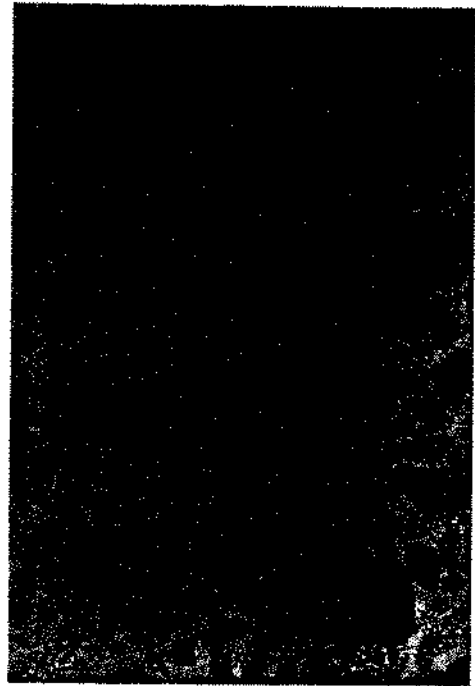
Figura 4.21. Microestrutura da liga NbB (20,5% NbC e 24,6% M.C.).

4

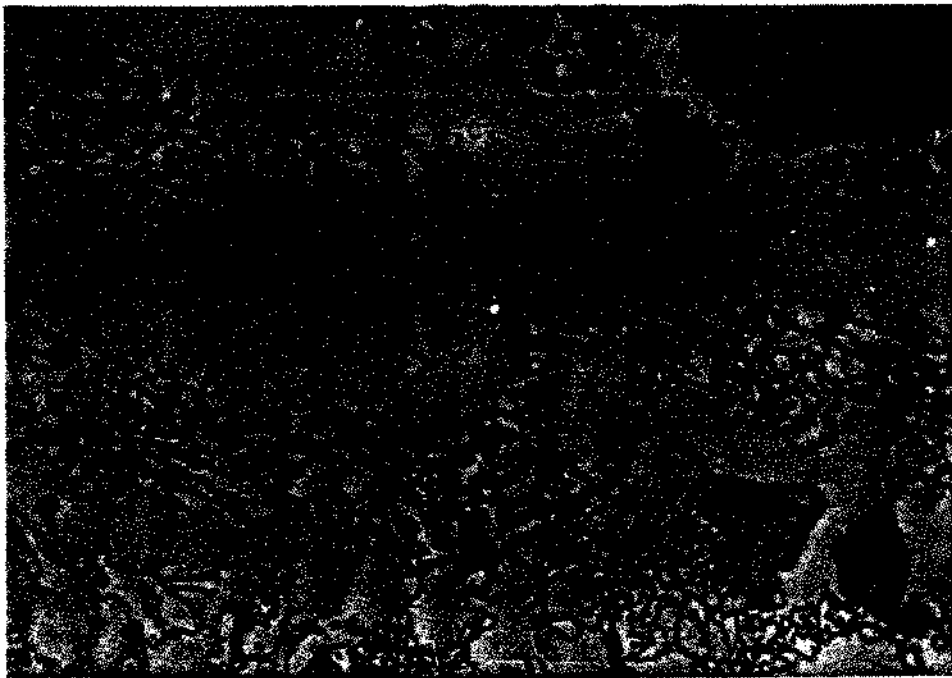
73



80 μm (a)



(b) 40 μm



(c) 10 μm

Figura 4.22. Microestrutura da liga NbA (22,2% NbC e 21,9% M.C.).

4

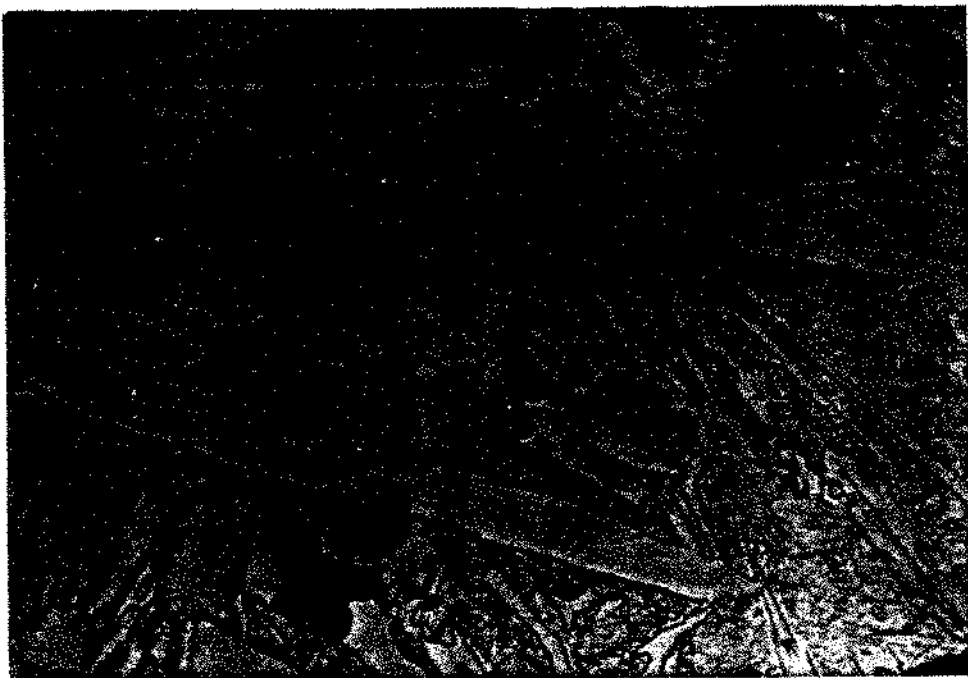
7 3



80 μm (a)



(b) 40 μm



(c) 10 μm

Figura 4.23. Microestrutura da liga NbB (20,5% NbC e 24,6% M.C.).

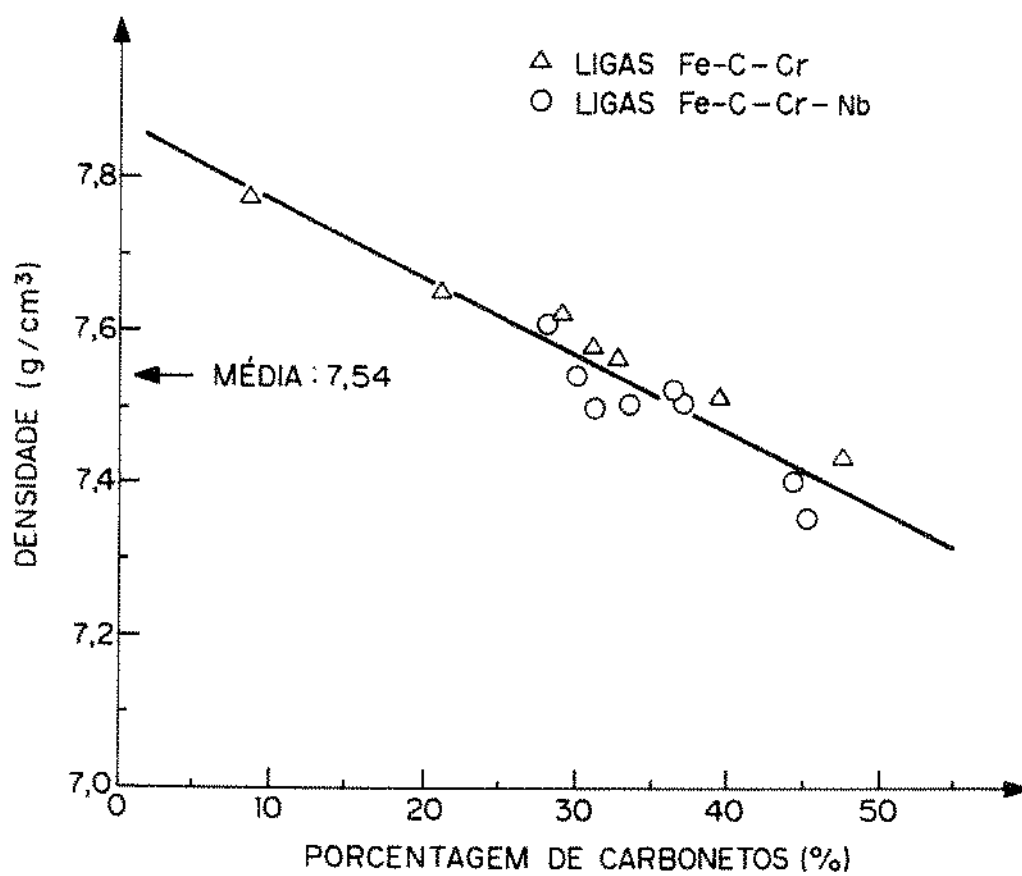


Figura 4.24. Variação da densidade com a fração total de carbonetos para as ligas Fe - C - Cr - (Nb).

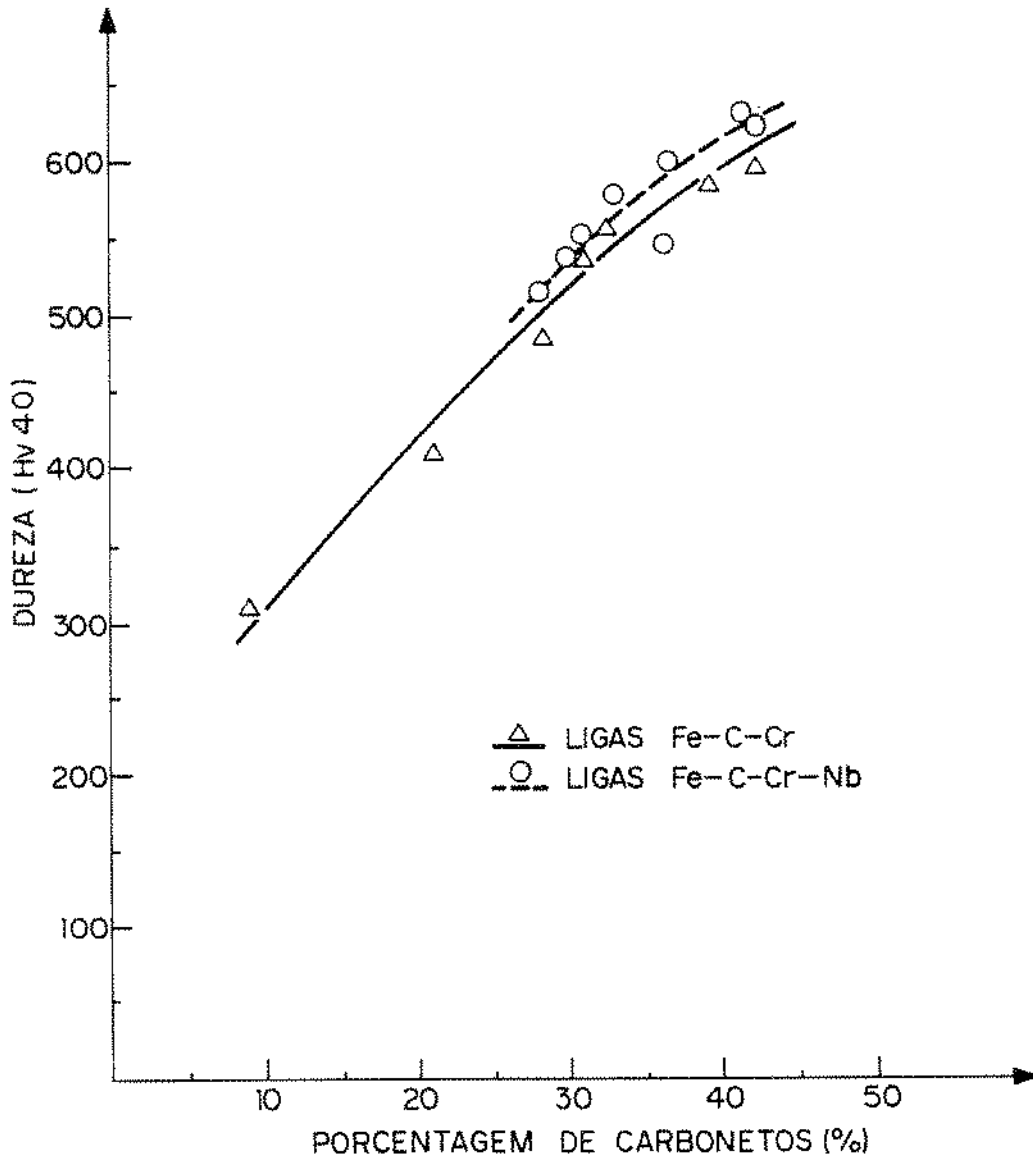


Figura 4.25. Variação da dureza com a fração total de carbonetos para as ligas Fe - C - Cr - (Nb).

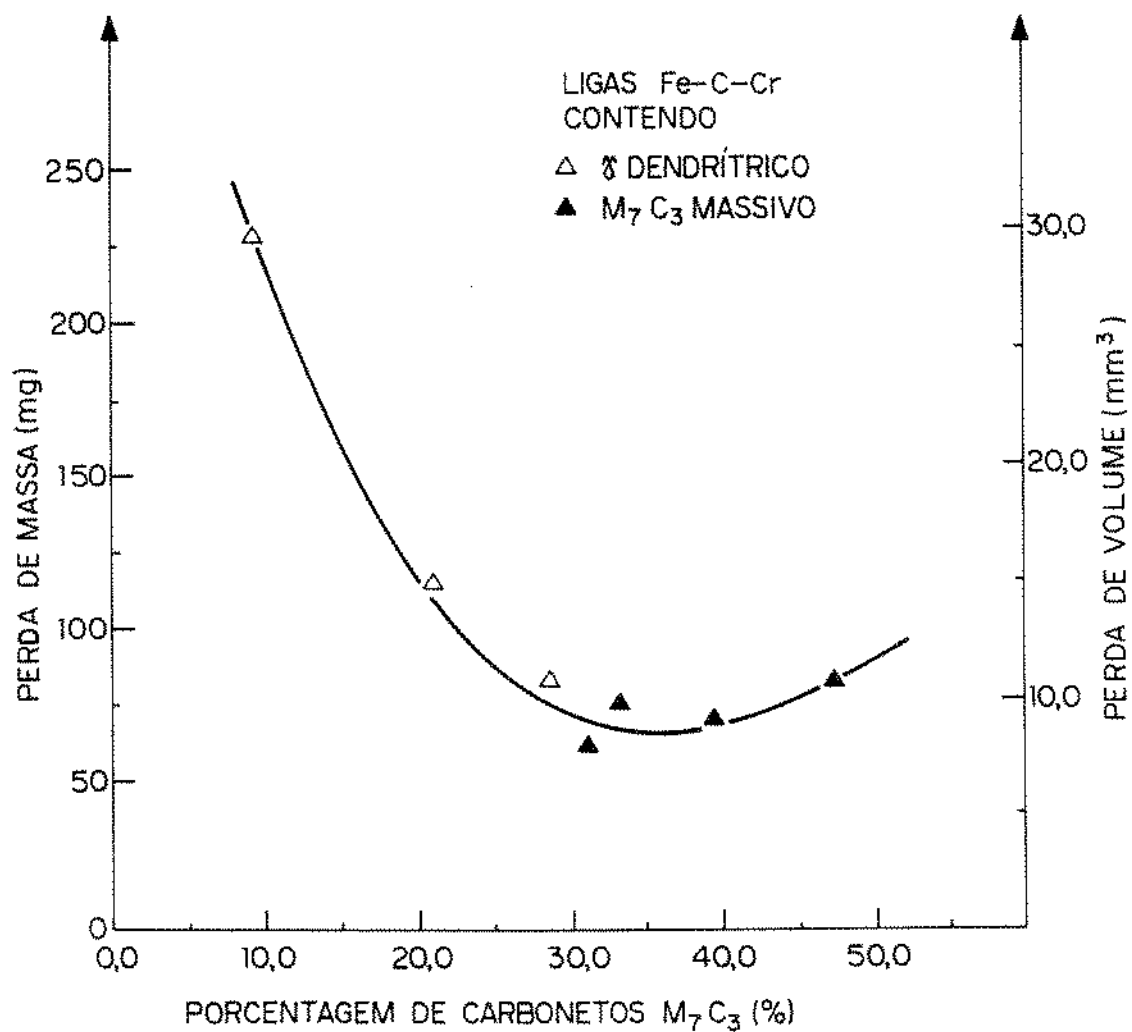


Figura 4.26. Efeito da fração de carbonetos (M₇C₃) sobre o desgaste das ligas Fe - C - Cr.

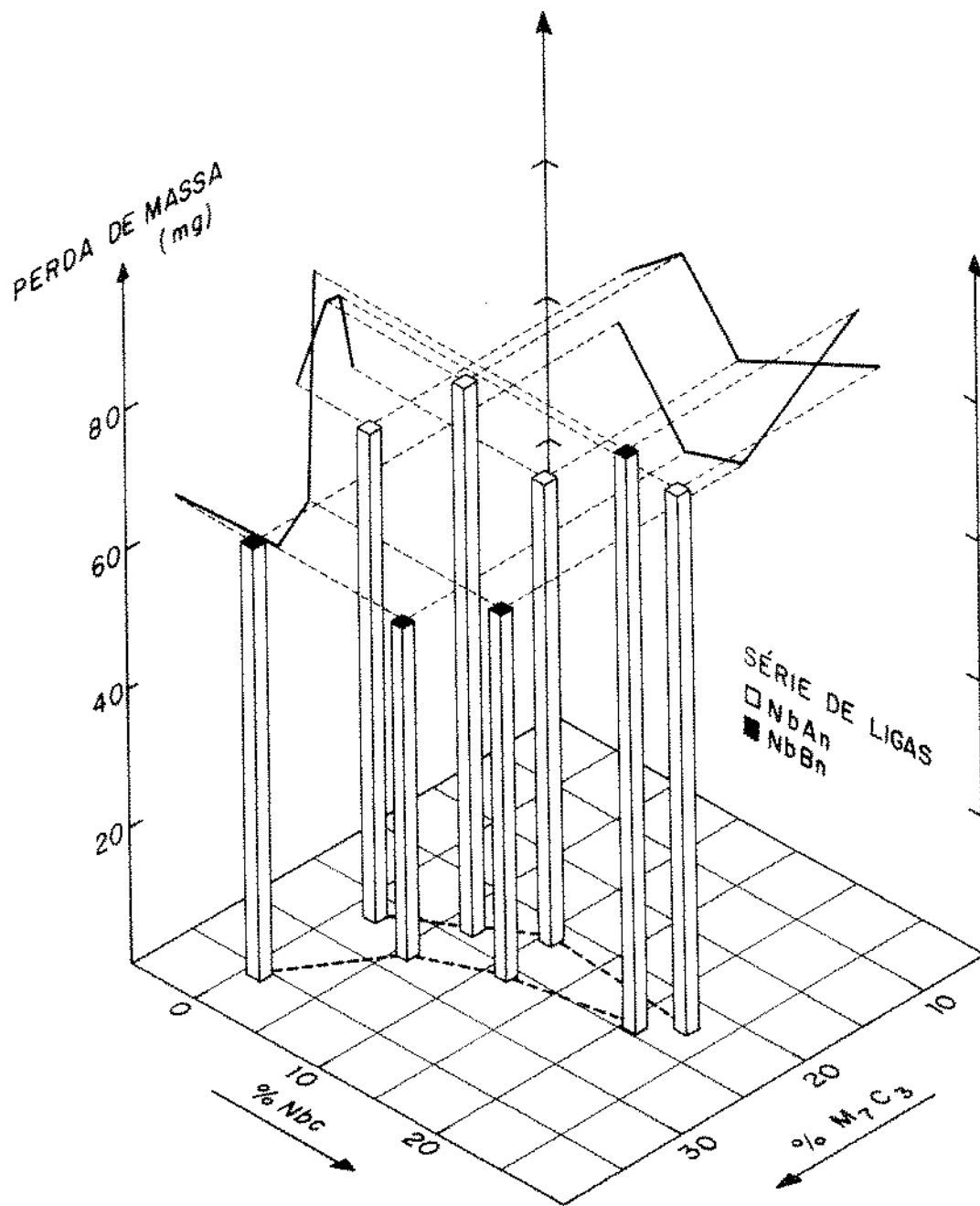


Figura 4.27. Variação do desgaste com as frações de carbonetos M₇C₃ e NbC nas ligas Fe - C - Cr - Nb.
73

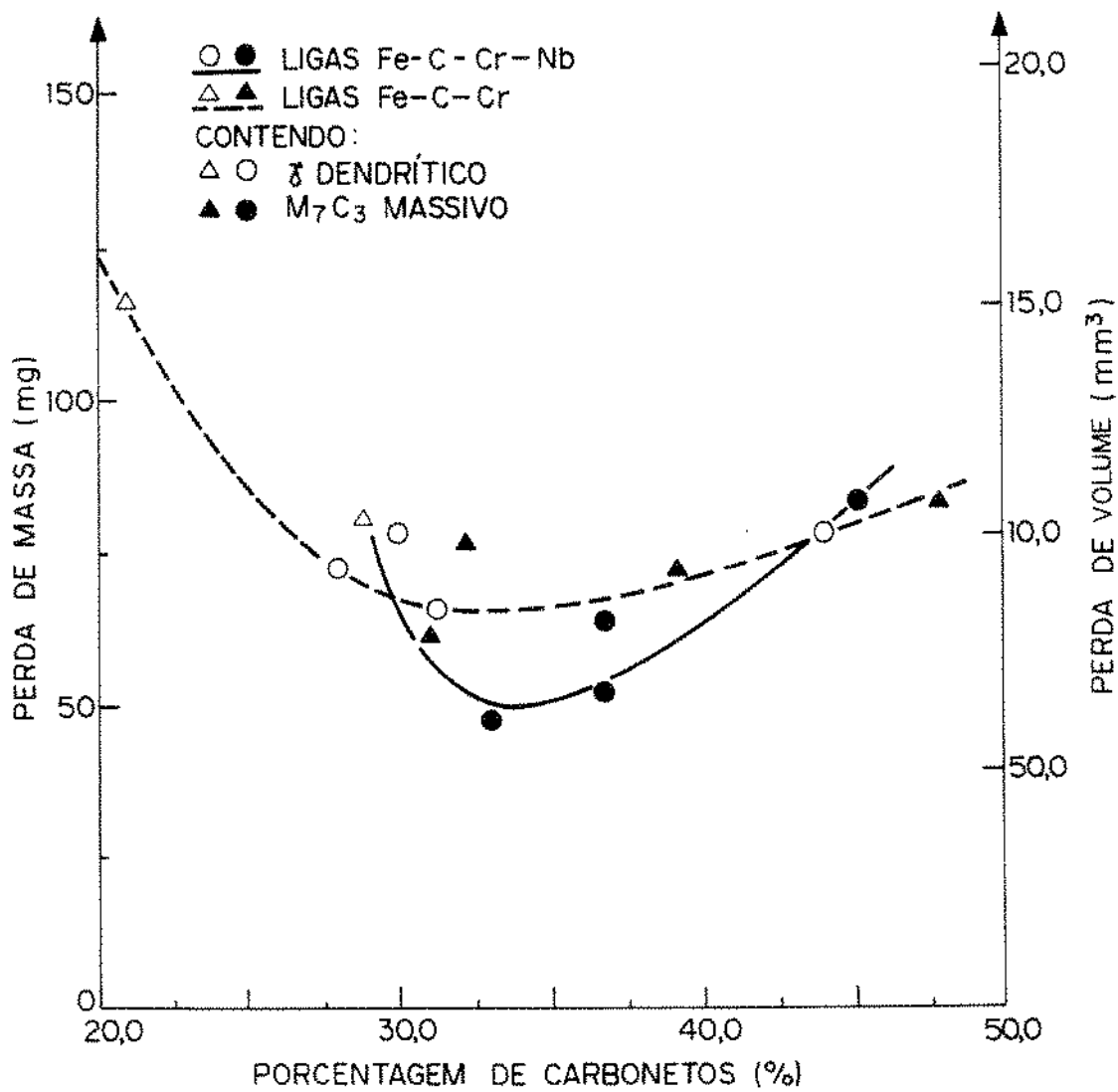


Figura 4.28. Efeito da fração total de carbonetos sobre o desgaste das ligas Fe - C - Cr - (Nb).



(a) sem desgaste

(b) 9 segundos

(c) 81 segundos

20 μ m

Obs.: relevo progressivo dos carbonetos M.C. devido ao desgaste
 mais pronunciado da matriz.

Figura 4.29. Desgaste da liga CrB (17,7% M.C.).

4 7 2



(a) sem desgaste

(b) 3 segundos

(c) 243 segundos

10 μ m

Obs.: (A) presença de ilhas de matriz nos carbonetos massivos

(B) trinca superficial (Figura b) que quase desaparece (c)

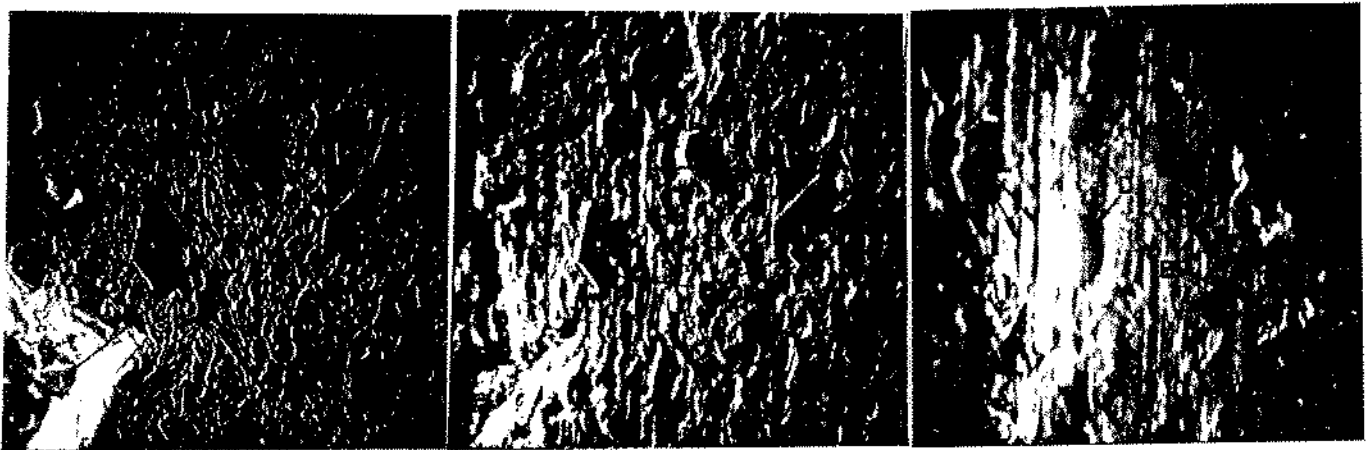
(C) fragmentação de canto e progressiva nos carbonetos

(D) fragmentação por pites associada à trinca anterior

Figura 4.30. Detalhe da figura 4.29 anterior.

direção do
desgaste





(a) sem desgaste $40\mu\text{m}$ (b) 3 segundos (c) 768 segundos

OBS.: (A) impressão do penetrador para localização

(B) fragmentação por pites em ilhas de matriz no M.C. 7 3

(C) sulcamento das regiões eutéticas

(D) abaulamento aparente e arredondamento de M.C. 7 3

Figura 4.31. Desgaste de outra região da liga CrB (47,7% M.C.). 4 7 3



(a) sem desgaste $40\mu\text{m}$ (b) 1 segundo (c) 3 segundos

OBS.: (A) estilhaçamento e/ou arrancamento de NbC

(B) fragmentação de canto de NbC

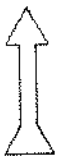
(C) fragmentação de M.C. 7 3

(D) sulcamento da matriz e de M.C. 7 3

(E) instabilidade do aparelho

Figura 4.32. Desgaste da liga NbB (20,5% NbC e 24,6% M.C.). 4 7 3

direção do desgaste





(a) sem desgaste $20\mu\text{m}$ (b) 27 segundos (c) 243 segundos

OBS.: (A) fragmentação progressiva de NbC

(B) fragmentação acentuada de NbC

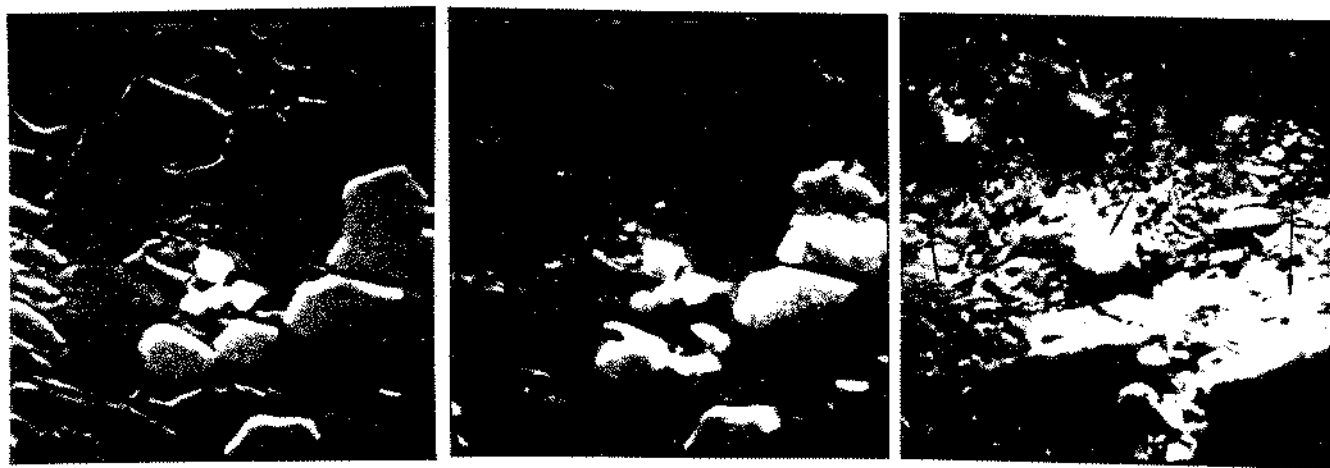
(C) afloramento de partes do NbC

(D) arredondamento e/ou afloramento de NbC

Figura 4.33. Desgaste da liga NbA (10,4% NbC e 20,8% M C).

3

7 3



(a) sem desgaste $10\mu\text{m}$ (b) 27 segundos (c) 243 segundos

OBS.: além dos detalhes da figura anterior,

(E) formação de pites em regiões inter-NbC

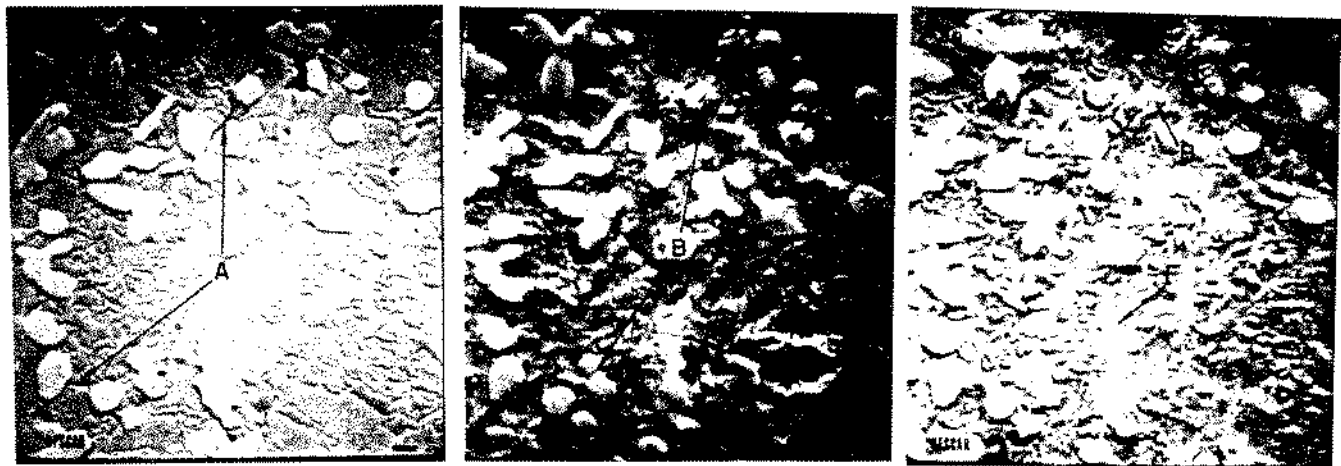
(F) arredondamento do canto de M C

7 3

Figura 4.34. Detalhe da região da figura 4.33 anterior.

direção do
desgaste

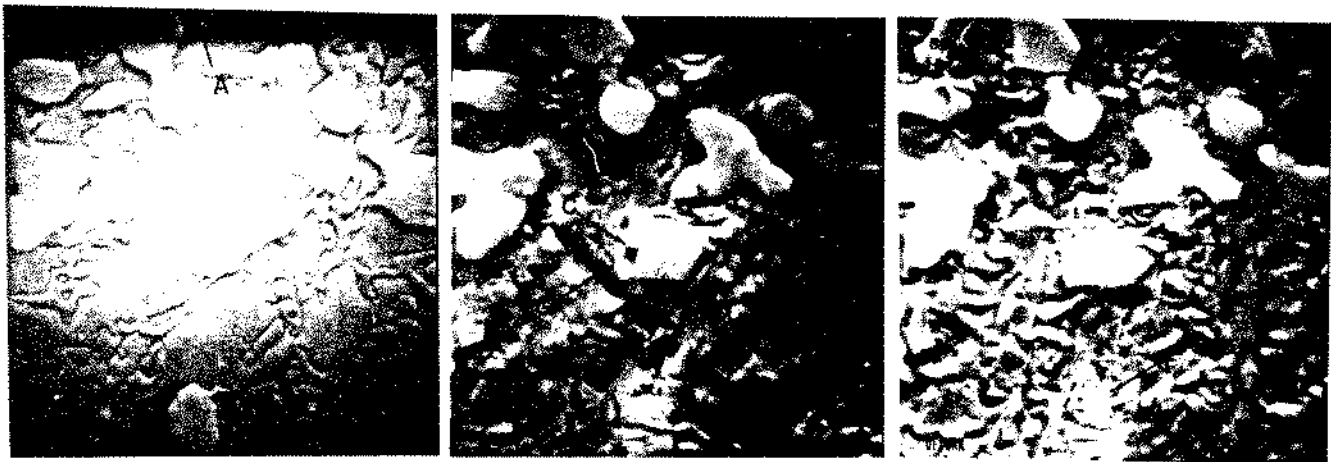




(a) sem desgaste $20\mu\text{m}$ (b) 1 segundo (c) 3 segundos

- OBS.: (A) trincas interligando NbC massivos
 (B) afloramento ou propagação de trinca em NbC
 (C) resíduo de subproduto da abrasão
 (D) formação de pite acentuado, que desaparece
 (E) trinca atravessando o pite e o NbC
 (F) fragmentação progressiva de NbC sobre a trinca

Figura 4.35. Desgaste da liga NbB (11,4% NbC e 25,3% M.C.).
 3 7 3



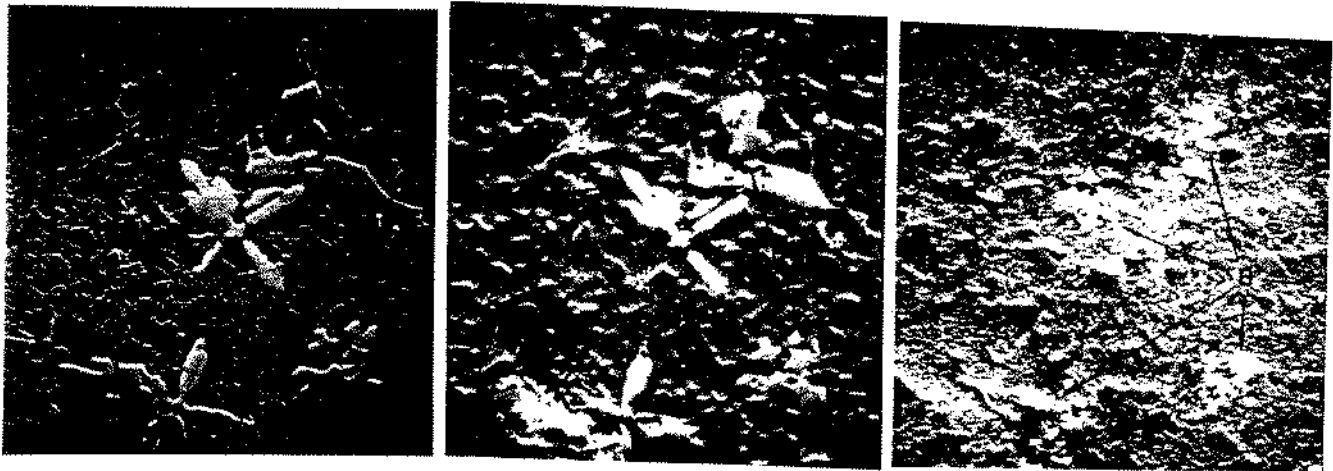
(a) sem desgaste $10\mu\text{m}$ (b) 1 segundo (c) 3 segundos

- OBS.: além de alguns detalhes anteriores,
 (G) sulcamento ou trinca ligando NbC
 (H) fragmentação associada a trinca

Figura 4.36. Detalhe da região da figura 4.35 anterior.

direção do
desgaste





(a) sem desgaste $40\mu\text{m}$ (b) 27 segundos (c) 729 segundos

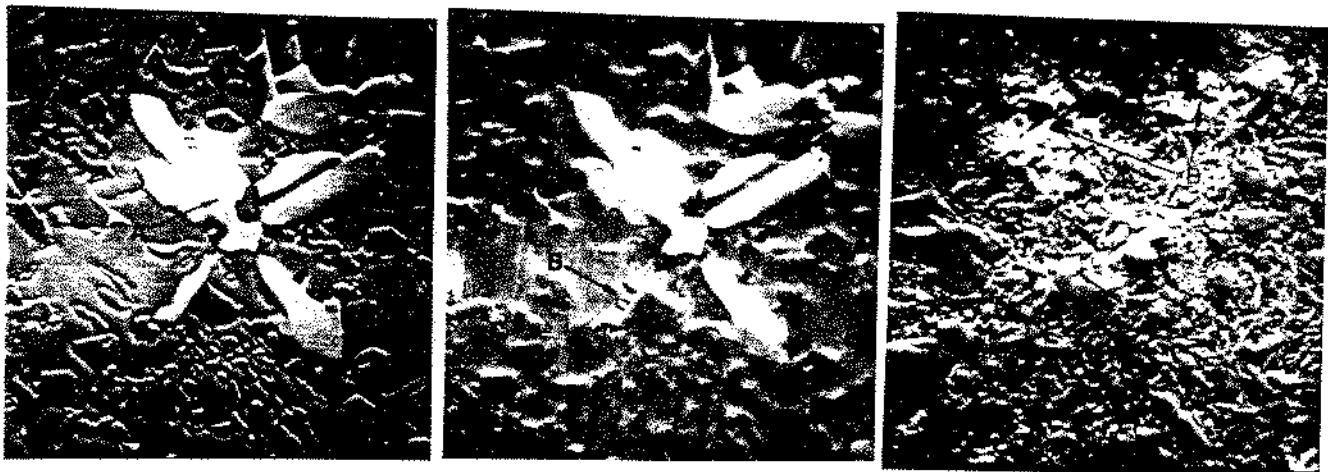
OBS.: (A) presença de trinca no NbC

(B) fragmentação progressiva desintegrando NbC

(C) sulcamento de região inter-NbC

(D) formação de pite sobre trinca em NbC

Figura 4.37. Desgaste da liga NbB (5,4% NbC e 27,7% M C).
2 7 3



(a) sem desgaste $20\mu\text{m}$ (b) 1 segundo (c) 729 segundos

OBS.: além de alguns detalhes anteriores,

(E) maior afloramento de M C massivos
7 3

(F) afloramento de M C abaixo de NbC arrancado
7 3

Figura 4.38. Detalhe da região da figura 4.37 anterior.

direção do
desgaste



(a) sem desgaste 10µm (b) 3 segundos (c) 18 segundos



(d) 243 segundos



(e) 729 segundos

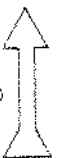
OBS.: desgaste acentuado da região após desintegração de NbC

- (A) presença de trinca no NbC
- (B) fragmentação progressiva desintegrando NbC
- (C) pites formados na região anterior inter-NbC
- (D) formação de pite sobre NbC na região da trinca
- (E) afloramento de M.C. abaixo de NbC arrancado

73

Figura 4.39. Detalhe maior das duas figuras anteriores, 4.37 e 4.38.

direção do
desgaste





(a) sem desgaste 40µm (b) 1 segundo (c) 9 segundos

OBS.: aparência ondulada na superfície desgastada
 (A) sulcamento profundo que depois desaparece
 (B) formação de pites

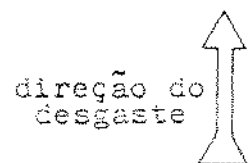
Figura 4.40. Desgaste da liga hipoeutética CrA (20,8% M.C.).
 2 7 3



(a) sem desgaste 20µm (b) 1 segundo (c) 9 segundos

OBS.: detalhes (A) e (B) indicados anteriormente,
 penetração aparente de partículas na matriz

Figura 4.41. Detalhe da Figura 4.40 anterior.





(a) sem desgaste 20µm



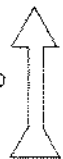
(b) 3 segundos

OBS.1 (A) sulcamento transpassando a matriz e o M.C.
7.3

(B) penetração de partículas na matriz

Figura 4.42. Desgaste da liga hipoeutética CrA (8,7% M.C.).
1 7.3

direção do
desgaste





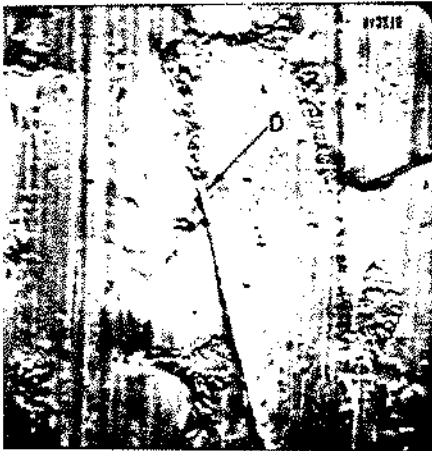
(a) 20µm



(b) 10µm

- Obs.: (A) Início do sulco (região de matriz penetrada por partículas)
 (B) Impressão do penetrador para localização
 (C) Formação de pilas

Figura 4.43. Início do sulco da figura 4.42 anterior.



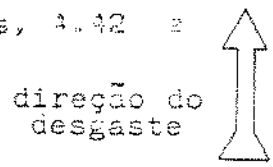
(a) 20µm



(b) 10µm

- Obs.: (D) término do sulco sobre região eutética

Figura 4.44. Final do sulco das duas figuras anteriores, 4.42 e 4.43.





(a) 2 segundos
10µm



(b) 3 segundos
10µm

OBS.: (A) sulco sobre matriz e M.C.
Z.C.

(B) sulcamento múltiplo por avalanche de partículas

Figura A.45. Sulcos Formados na Liga CuA (20,9% M.C.).
2 3

direção do
desgaste



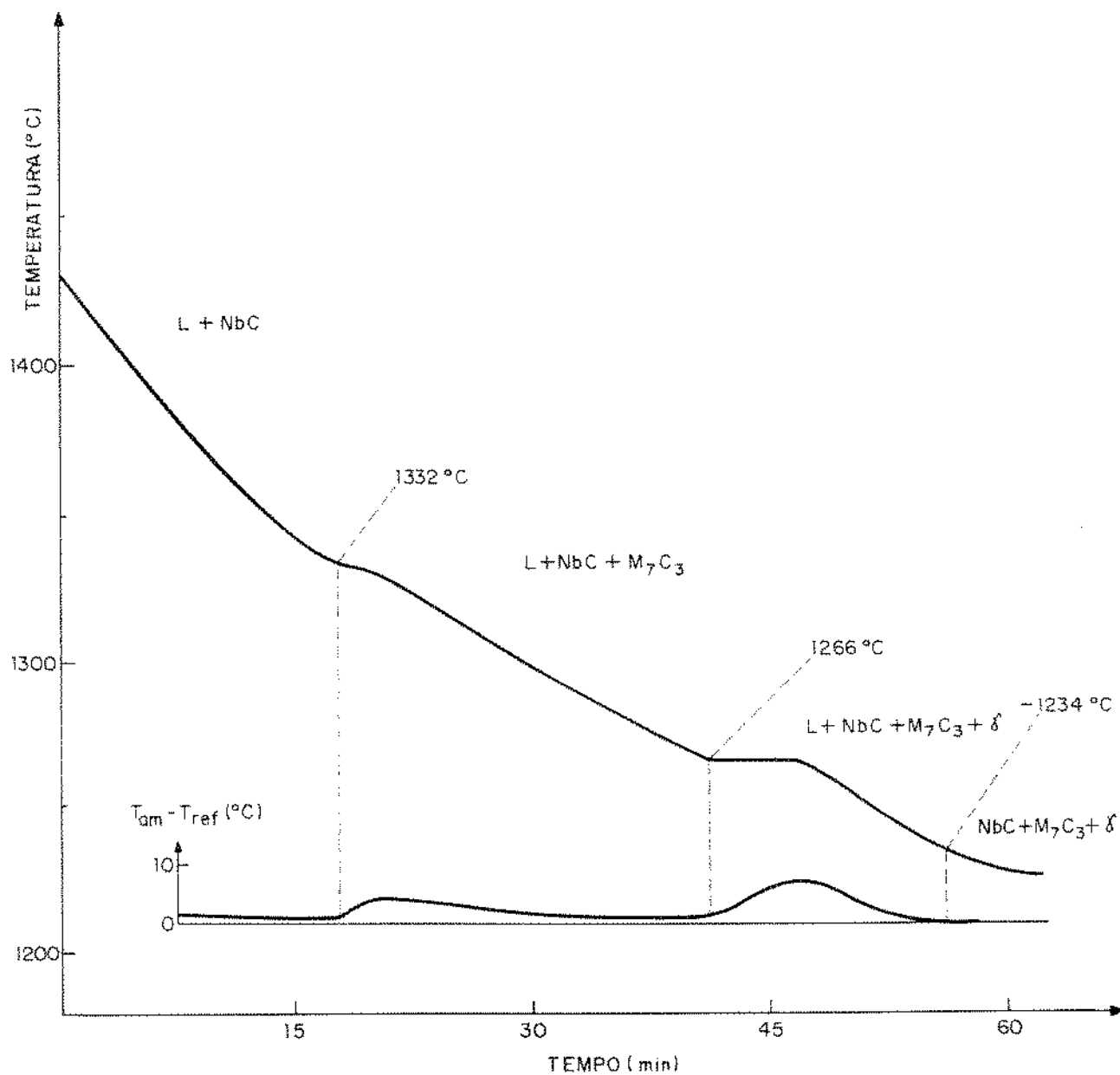


Figura 3.46. Curva de resfriamento da liga NbB.



(a) a partir de 1414 °C $\overline{80\mu\text{m}}$



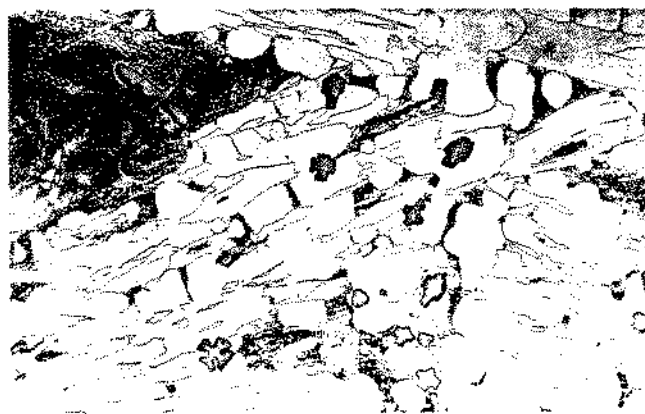
(b) a partir de 1414 °C $\overline{40\mu\text{m}}$



(c) a partir de 1330 °C $\overline{80\mu\text{m}}$



(d) a partir de 1330 °C $\overline{40\mu\text{m}}$



(e) a partir de 1265 °C $\overline{80\mu\text{m}}$

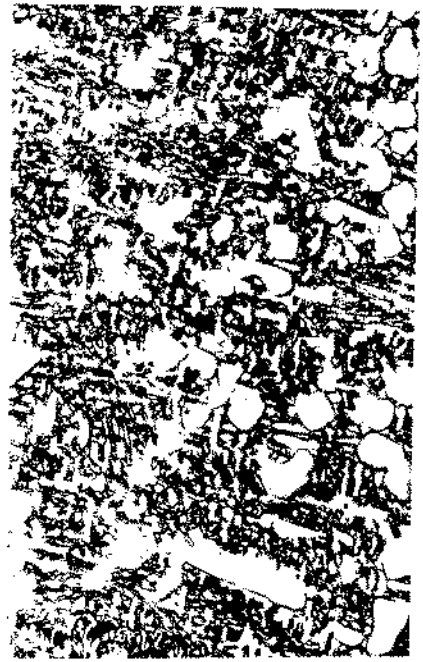


(f) a partir de 1265 °C $\overline{40\mu\text{m}}$

Figura 4.47. Congelamento de estruturas da liga Mb8 após o aquecimento e homogeneização de temperatura por 20 minutos.



(a) 80 μm

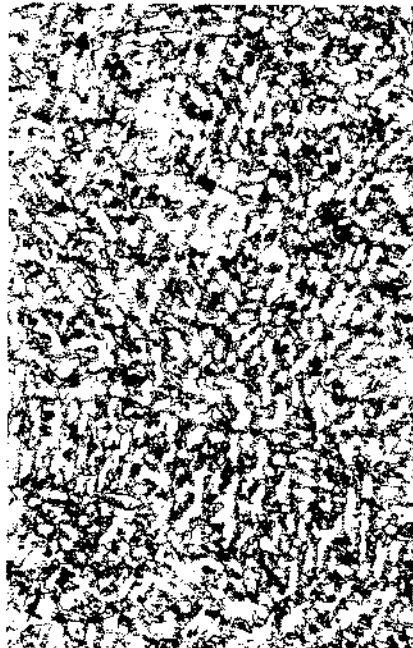


(b) 40 μm

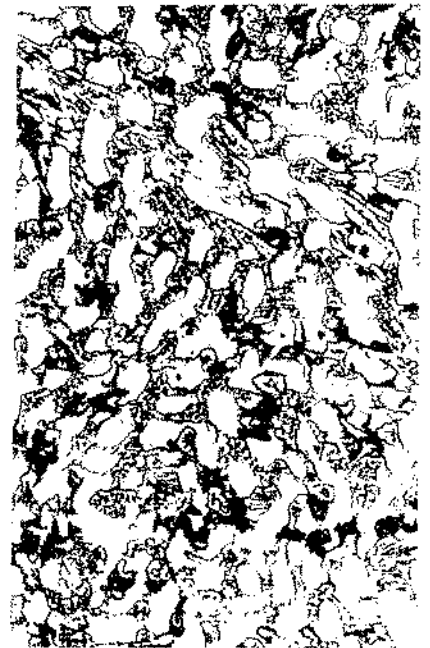
Figura 4.48. Congelamento de estrutura da liga NbA após o aquecimento e homogeneização por 20 minutos a 1391 °C.



(a) tingimento com $KMnO_4/NaOH$
20 μm



(b) 40 μm



(c) 20 μm

Figura 4.49. Congelamento de estrutura da liga NbA após o aquecimento e homogeneização por 20 minutos a 1379 °C.

C A P I T U L O 5

5. DISCUSSÃO

5.1. Variação do desgaste abrasivo com a microestrutura das ligas Fe - C - Cr

Nas condições experimentais empregadas, verificou-se para a série de ligas Fe - C - Cr a ocorrência de um desgaste mínimo para frações de carbonetos $M C_{73}$ ligeiramente hipereutéticas, conforma a Figura 4.26. Este resultado é qualitativamente similar ao comportamento observado por outros autores (36,79), que indicam um desgaste mínimo para ligas Fe - C - Cr - Mo de composição eutética, também obtidas por fundição e ensaiadas com sílica seca a baixas tensões, de acordo com a Figura 5.1. Na mesma Figura pode-se comparar esses comportamentos com os resultados de outro trabalho (80) envolvendo ligas Fe - C - Cr - Mo depositadas por soldagem e também ensaiadas a baixas tensões empregando sílica seca como abrasivo; caracteriza-se, neste caso, um comportamento diferente, que envolve a redução contínua do desgaste com maiores frações de $M C_{73}$ em todo o intervalo estudado.

Em busca de uma interpretação para esta diferença de resultados, primeiramente deve-se ressaltar que em ligas Fe - C - Cr soldadas, tem sido indicada a formação de microestrutura tipicamente eutética, para frações de $M C_{73}$ em torno de 36% (80,87), enquanto que em ligas similares obtidas por fundição,

caracteriza-se no presente trabalho e também por outros autores (36,79), a formação do eutético para frações em torno de 30% M C . Deste modo, pode existir eventualmente um desgaste mínimo $7/3$ para ligas Fe - C - Cr - Mo soldadas, em frações de M C na $7/3$ região hipereutética não abrangida pelo intervalo representado nas Figuras 5.1 e 2.21. Por outro lado, verifica-se na Figura 2.21 que a pequena quantidade de pontos experimentais para frações de M C superiores a 20%, em cada aporte térmico $7/3$ estudado, dificulta a caracterização de um eventual desgaste mínimo, mesmo dentro dos intervalos de frações de carbonetos investigados.

Os mesmos resultados da Figura 2.21 para ligas obtidas por soldagem, indicam para qualquer fração de M C fixa, $7/3$ um menor desgaste quando o aporte térmico é maior, o que por sua vez se associa à formação de estrutura mais grosseira (B0). Os autores apontam por exemplo, para as ligas hipoeutéticas, a formação de uma rede única e contínua de carbonetos M C no $7/3$ constituinte eutético, havendo o aumento do espaçamento interdendrítico e da espessura da rede de M C para maior aporte $7/3$ térmico (associado a um menor desgaste) para frações fixas de M C . As Figuras 4.1 a 4.3 mostram as microestruturas $7/3$ hipoeutéticas do presente trabalho, para ligas obtidas por fundição, onde não se verifica a formação de uma rede única e contínua de M C na região eutética, havendo a diminuição do $7/3$ espaçamento interdendrítico para maiores frações de M C . Conforme a Figura 4.26, as ligas hipoeutéticas com maiores $7/3$ frações de M C sofreram menor desgaste, o que em termos $7/3$ microestruturais, associou-se também a uma combinação de menor

espaçamento interdendrítico nas regiões eutéticas. Conforme analisado no item 2.6.1., outros autores (36) também verificaram o efeito combinado de uma maior fração de M_7C_3 , em conjunto com uma diminuição do espaçamento interdendrítico nas ligas hipoeutéticas, para a promoção de um menor desgaste por sílica a baixas tensões.

Por outro lado, nas Figuras 4.4 a 4.7 é possível verificar a formação de microestruturas hipereutéticas contendo carbonetos M_7C_3 maiores para maiores frações desses carbonetos, enquanto o menor desgaste se associou a uma fração e estrutura próxima à eutética combinada com carbonetos primários não muito grandes. Este resultado também sugere a ocorrência de um efeito combinado da morfologia e distribuição de carboneto, além da própria fração dessa fase de reforço. De acordo com a indicação de outros trabalhos, a atuação mais efetiva da fase de reforço se dá nas situações em que esta se apresenta em tamanho relativamente grande, maior ou igual à penetração do abrasivo (2,31). Entretanto, de acordo com as observações deste trabalho e resultados similares de outros trabalhos (36,79), pelo menos para a abrasão por sílica a baixas tensões, os carbonetos M_7C_3 primários e massivos podem estar sujeitos a micromecanismos específicos de desgaste tais como: a fragmentação de cantos, formação de pites e ação de sulcamento pelos próprios fragmentos (36,47,50), que podem acelerar a degradação microestrutural quando há presença de carbonetos excessivamente grandes e/ou com morfologia desfavorável. Deste modo, é provável que exista um intervalo de tamanhos adequados, sendo os carbonetos

suficientemente grandes para minimizar a ação abrasiva, mas não excessivamente grandes de modo que possam desencadear de forma preponderante os mecanismos desfavoráveis de degradação da microestrutura.

Verifica-se por estes resultados que o desgaste é bastante sensível aos efeitos de outros parâmetros microestruturais além da própria fração de carbonetos, sendo importante a melhor caracterização do comportamento de ligas fundidas ou obtidas por soldagem, por meio de estudos envolvendo, por exemplo, a variação de tamanhos e morfologias de microconstituintes, para frações iguais de carbonetos M_7C_3 em ligas à base de Fe - C - Cr.

A Figura 5.2 apresenta a variação da resistência ao desgaste, determinada pelo inverso da perda em volume, com a fração de carbonetos M_7C_3 . Na região de ligas hipoeutéticas, verifica-se um aumento quase linear da resistência ao desgaste com o aumento da fração de M_7C_3 . Este comportamento se aproxima bastante do previsto pelo modelo da equação II.4, também mostrado na Figura 2.7, que está associado a uma fase de reforço bem mais resistente do que a matriz. Verifica-se na Figura 5.2, para essa região hipoeutética, um pequeno desvio da linearidade, que pode estar associado tanto às mudanças estruturais verificadas anteriormente nas Figuras 4.1 a 4.3, como também a uma pequena mas sensível atuação da matriz austenítica contra o desgaste. Esta possível atuação da matriz austenítica pode ser apontada, com base nos resultados experimentais indicados na Figura 2.7, em que se verifica um desvio bem maior em relação ao modelo original da equação II.4, desvio este atribuído ao efeito combinado das

duas fases, M₇C₃ e martensita, contra o desgaste provocado por granada, em ferros fundidos brancos ao cromo por ensaios de pino sobre lixa (30). De acordo com essa hipótese, nas condições de ensaio associadas à Figura 2.7, a contribuição da martensita na resistência das ligas contra o desgaste seria comparativamente maior do que a contribuição da austenita contra o desgaste nas condições de ensaio empregadas neste trabalho.

Por outro lado, é mostrado na Figura 5.2 que as composições hipereutéticas não seguem um comportamento previsível pelos modelos, devido provavelmente à natureza mais complexa dos micromecanismos complementares de desgaste que atuam de forma combinada na degradação dessas microestruturas (36,47,50).

Como os resultados deste trabalho sobre a variação do desgaste com a fração de M₇C₃ em ligas Fe - C - Cr são qualitativamente similares aos encontrados para ligas Fe - C - Cr - Mo de outros trabalhos (36,77,79) envolvendo condições semelhantes de ensaios (36,79), é conveniente comparar as durezas dessas ligas para diferentes frações de carbonetos por meio da Figura 5.3. Nesta figura também são apresentadas as durezas das ligas Fe - C - Cr - Nb estudadas. Verifica-se uma concordância relativamente boa para as ligas ao Cr e ao Cr - Mo, sendo a dureza das ligas Fe - C - Cr - Nb ligeiramente superior em relação às ligas anteriores para uma mesma fração total de carbonetos.

5.2. Variação do desgaste abrasivo com a microestrutura das ligas Fe - C - Cr - Nb

Nas séries de ligas Fe - C - Cr - Nb investigadas também foi observado um desgaste mínimo para frações de carbonetos intermediárias, como se verifica na Figura 4.28 comparativamente às ligas Fe - C - Cr. Na série de ligas NbB_n contendo M₇C₃ massivo, as frações intermediárias de NbC (5,4 e 11,4%) tiveram o melhor desempenho conforme também verificado na Figura 4.27. Essas ligas de melhor desempenho apresentaram as microestruturas mostradas nas Figuras 4.13 e 4.15 (liga NbB₂) e nas Figuras 4.17 e 4.19 (liga NbB₃). Verifica-se em ambas carbonetos M₇C₃ distribuídos estruturalmente de uma forma aproximadamente similar às ligas CrB₁ e CrB₂ (Figuras 4.4 e 4.5) da série de ligas hipereutéticas sem Nb mais próximas ao mínimo desgaste (Figura 4.28). Por outro lado, os carbonetos NbC das ligas NbB₂ e NbB₃ possuem tamanhos intermediários em relação às estruturas das ligas mostradas nas Figuras 4.9, 4.11 (liga NbB₁) e 4.21, 4.23 (liga NbB₄).

Na série de ligas NbA_n, contendo γ dendrítico, não se verificou uma melhoria significativa do desempenho contra o desgaste, em relação às ligas Fe - C - Cr com frações de carbonetos similares, conforme a Figura 4.28.

A presença simultânea das três fases γ , M₇C₃ e NbC nas ligas contendo Nb torna ainda mais complexa e difícil a identificação e ponderação do grau de importância dos diferentes fatores inerentes à microestrutura, que podem estar contribuindo para o resultado global de desempenho de cada liga contra o

desgaste. Em busca de uma interpretação dos resultados para as ligas NbA_n, admitindo-se um desgaste aproximadamente igual para todas as ligas, pode-se observar pela representação do modelo da equação II.4 na Figura 2.6, que a presença de uma matriz () com pouca contribuição direta à resistência oferecida pela(s) fase(s) de reforço (M₇C₃ + NbC) contra o desgaste, promove a obtenção de um baixo desgaste para valores relativamente baixos de frações da fase de reforço (30). Na realidade, o baixo desempenho da liga NbA₄ (44,1% de carbonetos) não trazendo possível melhoria, mesmo que pequena, em relação às ligas NbA_n de menor fração de carbonetos, indica aparentemente a atuação de mecanismos de degradação microestrutural que são desencadeados ou acentuados em microestruturas contendo maiores carbonetos NbC massivos e/ou a morfologia tendendo à esferoidização, conforme as Figuras 4.20 e 4.22, quando comparada às microestruturas das outras ligas da série NbA_n. A liga NbA₂, também apresentou um desempenho inferior ao das ligas NbA₁ e NbA₃, verificando-se na Figura 4.12 e 4.14, a presença de carbonetos NbC maiores do que nas outras ligas conforme as Figuras 4.8, 4.10 (NbA₁) e 4.16, 4.18 (NbA₃).

Para a série de ligas NbB_n, a liga NbB₄ mostrada nas Figuras 4.21 e 4.23, contendo maior fração de NbC que se associa aos maiores carbonetos massivos, também apresentou um desempenho inferior do que as outras ligas NbB_n. Este resultado parece indicar que esta combinação microestrutural não é vantajosa em relação às outras ligas da mesma série, e nem mesmo em relação às ligas sem Nb. É provável uma similaridade entre os mecanismos significativos de degradação, atuantes nas ligas NbA₄

e NbB₄, associados a presença de NbC massivo na microestrutura.

Por outro lado, as ligas NbA₁ (Figuras 4.8, 4.10) e NbB₁ (Figuras 4.9 e 4.11), contendo baixos teores de NbC, da ordem de 1,2 - 1,5%, apresentaram comportamento semelhante às ligas sem Nb contendo frações de M₇C₃ comparáveis às suas frações totais de carbonetos conforme a Figura 4.28. Este resultado parece indicar a necessidade de uma fração mínima de NbC para que seja sensível um efeito vantajoso da presença desta fase, e, de acordo com as observações anteriores, a presença de M₇C₃ na forma massiva também é um fator primordial para se alcançar um mínimo de desgaste, como é o caso das ligas NbB₂ e NbB₃.

Similarmente ao analisado para as ligas Fe - C - Cr, os resultados deste trabalho indicam que o desgaste das ligas contendo NbC é bastante sensível aos efeitos de outros parâmetros microestruturais além da fração de carbonetos, evidenciando-se a importância e necessidade de uma maior atenção e geração de resultados, na caracterização dos efeitos de diferentes tamanhos e morfologias das fases, para frações pré-fixadas de carbonetos.

5.3. Contribuição do estudo de mecanismos de desgaste por MEV, para a interpretação dos resultados de ensaios abrasivos

As Figuras 4.40 a 4.45 mostram, de um modo geral, que nas ligas hipoeutéticas da série CrA_n investigada, o sulcamento provocado por partículas abrasivas e/ou por fragmentos de M₇C₃ desempenha papel importante na degradação da microestrutura destes materiais. Particularmente nas Figuras

4.42b e 4.45a, evidencia-se a ocorrência de sulcamento transpassando os carbonetos M_7C_3 , o que justifica a identificação da ação abrasiva de fragmentos desse mesmo tipo de carboneto, arrancados da própria superfície do material (43,47). Verifica-se ainda nas ligas hipoeutéticas, a formação de pites (Figuras 4.40 c e 4.41c) que contribuem para o arrancamento de uma porção de material, de forma provavelmente similar à indicada por outros autores, envolvendo a remoção de matriz e carbonetos finos (48,49). Ao mesmo tempo, as regiões eutéticas, contendo carbonetos M_7C_3 , servem como barreiras que se opõem à ação de abrasivos, como evidenciado pelo aspecto de ondulação nas microestruturas das Figuras 4.40b e c, além da interrupção do trajeto de sulcamento de uma partícula, conforme mostrado na Figura 4.44. Esses processos observados parecem bastante similares aos indicados por outros autores (43) para ligas hipoeutéticas. A participação dos carbonetos M_7C_3 tanto na proteção da microestrutura do material, quando ainda fortemente ligado à microestrutura, como na própria ação abrasiva quando fragmentado e podendo contribuir para a degradação da estrutura, indica que mesmo nas estruturas hipoeutéticas a fase de reforço é preponderante como fator de controle na remoção do material quando o abrasivo é sílica.

No caso das ligas hipoeutéticas estudadas neste trabalho, para as condições de ensaios abrasivos empregadas, os efeitos benéficos dos carbonetos M_7C_3 prevaleceram sobre sua participação como agente de deterioração, tendo-se menor desgaste para uma combinação de maiores frações de carbonetos com

menores áreas de matriz dendrítica expostas à ação abrasiva.

As ligas hipereutéticas do sistema Fe - C - Cr, por sua vez, podem apresentar mecanismos adicionais e até mais preponderantes no controle do desgaste e na degradação da microestrutura, associados à presença de carbonetos M_7C_3 primários e massivos. As verificações de evolução do desgaste abrasivo na liga CrB₄, conforme as Figuras 4.29 a 4.31 mostram mecanismos similares aos observados em geral por outros autores (43,47-50). A fragmentação de cantos mais expostos de carbonetos, a fragmentação por pites sobre trincas, a fragmentação por pites em ilhas de matriz e o sulcamento de regiões eutéticas foram os principais mecanismos evidenciados. Não foi observada uma fragmentação catastrófica de M_7C_3 massivo, preconizada por alguns autores (36), mesmo para grandes tempos de desgaste e para a liga CrB₄ que seria a mais propensa a uma possível atuação desta forma de degradação microestrutural.

Um aspecto complementar da microestrutura mostrada na Figura 4.29, é a acentuação do relevo dos carbonetos M_7C_3 menores, participantes da região eutética da liga estudada, na medida em que a fase austenítica seja removida, evidenciando a contribuição desses carbonetos para a proteção global da microestrutura do material. Na Figura 4.31c, após um longo período de desgaste, existe um aparente abaulamento além do arredondamento do carboneto M_7C_3 massivo, podendo indicar um desgaste mais acentuado das bordas do carboneto do que na região mais interna, na direção do desgaste.

Nas condições experimentais utilizadas e frações de carbonetos M_7C_3 das ligas hipereutéticas estudadas, verifica-se

pela Figura 4.26, que o desempenho dessas ligas se mantiveram dentro de um patamar de desempenho relativamente estável contra o desgaste, embora tenha havido maior desgaste para as maiores frações de carbonetos. Este resultado está de acordo com as observações dos micromecanismos de desgaste, configurando uma degradação da microestrutura gradual e não catastrófica, em relação a uma possível desintegração e/ou arrancamento de carbonetos M C dessas ligas Fe - C - Cr.

^{7 3} Por outro lado, o acompanhamento da evolução do desgaste da liga NbB₄, conforme detalhe A das Figuras 4.32b e c, indica a ocorrência de uma forma de degradação que pode ser caracterizada por um estilhaçamento e/ou arrancamento de grandes carbonetos NbC, mesmo para pequenos tempos de desgaste. Este resultado é relevante para explicar, pelo menos parcialmente, o fraco desempenho desta liga da série NbB_n, contendo teores de 20,5% de NbC e de 24,6% de M Cⁿ (45,1% total), conforme a curva de desgaste mostrada na Figura 4.28. Embora os resultados dessas observações sobre a evolução do desgaste sejam essencialmente qualitativos, existe evidência da diferença de comportamento dos carbonetos NbC massivos presentes nas ligas NbB₄ e NbB₃, quando se verifica o arrancamento/desintegração de grandes partes de NbC na liga NbB₄ já a partir de 1 a 3 segundos de ensaio (Figura 4.32) enquanto que o mesmo grau de degradação foi verificado na liga NbB₃ (Figura 4.37c) apenas em tempos de desgaste bastante elevados, da ordem de 729 segundos. Esta diferença pode também explicar, pelo menos parcialmente, o aumento acentuado do desgaste nas ligas da série NbB_n, para as maiores frações de NbC

e de carbonetos totais, correspondentes a liga NbB₄, conforme as Figuras 4.27 e 4.28.

Foram verificadas outras formas de degradação de carbonetos NbC massivos similares aquelas observadas para M₇C₃ massivos em ligas sem NbC. Salienta-se por exemplo a fragmentação por pites associada a uma trinca sobre o carboneto (detalhe D na Figura 4.30 e na Figura 4.39), fragmentação de canto do carboneto (detalhe C da Figura 4.30 e por exemplo detalhe A da Figura 4.34). Não foi observada, por outro lado, a presença de ilhas de matriz no interior dos carbonetos NbC massivos, não ocorrendo neste caso o mecanismo de degradação associado. A formação de pites em regiões contendo M₇C₃ e matriz (observáveis superficialmente), foi verificada por exemplo na liga NbB₂, associada também à presença de trinca que transpassa um carboneto NbC e induz a ocorrência de fragmentação por pites, conforme as Figuras 4.35 a 4.37.

Em busca de uma interpretação do efeito benéfico dos carbonetos NbC massivos das ligas NbB₂ e NbB₃, configurado pelas curvas de desgaste das Figuras 4.27 e 4.28, pode-se analisar a possibilidade de um mecanismo de resistência sequencial das diferentes fases contra o desgaste. Uma vista geral das Figuras 4.35 a 4.38 indica a ocorrência de uma relativa proteção das fases M₇C₃ e Y nos primeiros estágios de desgaste, enquanto os carbonetos NbC massivos ainda não sofreram desgaste acentuado, associado à sua desintegração ou arrancamento quase que total. As fases M₇C₃ e Y, que foram poupadas nos primeiros estágios em que os carbonetos NbC massivos prevalecem como obstáculos para a ação do abrasivo, são posteriormente envolvidas

no processo de desgaste em estágios mais avançados. No caso de ligas como NbB₂ e NbB₃, contendo regiões de matriz não dendrítica, os carbonetos M₇C₃ massivos podem ser ainda uma segunda frente de obstáculos efetivos contra a ação abrasiva. O afloramento de partes de carboneto M₇C₃ presente originalmente por baixo de NbC removido (Figuras 4.38 e 4.39), bem como o maior afloramento de M₇C₃ massivos (Figura 4.38) dão suporte a esta hipótese. Por outro lado, a observação de afloramento de partes do próprio NbC após a remoção das partes mais superficiais (Figuras 4.33 e 4.34) pode indicar uma ação continuada dos carbonetos NbC, em combinação com a ação dos carbonetos M₇C₃, dependendo de uma morfologia favorável. De qualquer modo, como no caso de carbonetos exclusivamente M₇C₃ em microestruturas resistentes ao desgaste, a presença de carbonetos NbC e provavelmente de outros tipos, promove a existência de mecanismos simultâneos de proteção e de degradação especificamente associados à própria fase de reforço. A dificuldade para uma quantificação microestrutural do grau de contribuição de cada fase, em diferentes condições morfológicas e de distribuição na matriz, ainda hoje presenciada para as ligas bifásicas, do sistema Fe - C - Cr, torna-se mais complexa e mais difícil de ser estabelecida, mesmo que ao nível qualitativo, para ligas trifásicas do sistema Fe - C - Cr - Nb estudadas neste trabalho. Ressalta-se ainda a diferença entre as microestruturas originais dos materiais submetidos aos ensaios interrompidos para observação no MEV, que são polidas e atacadas quimicamente, enquanto que os corpos de prova ensaiados para quantificação do

desgaste são originalmente retificados, com um acabamento mais grosseiro, podendo ocorrer eventuais diferenças nos mecanismos e condições atuantes durante o processo abrasivo. De qualquer forma, não podem ser desprezados os volumes de informações e o avanço do conhecimento sobre o fenômeno de desgaste, obtidos por meio de identificação, análise e comparação de resultados de micromecanismos, não somente de degradação, mas também de proteção das microestruturas, com o emprego de microscopia eletrônica de varredura.

Sob o ponto de vista de variação de morfologias para frações de carbonetos fixas, ressalta-se por exemplo as indicações de diferentes trabalhos quanto à ação de pequenos teores de Ti, quando adicionados a ligas Fe - C - Cr - V (125,127,130) ou em ligas Fe - C - Cr - Nb (127,129,130,133), que promoveram a esferoidização de carbonetos NbC. Torna-se assim interessante e viável a comparação do desempenho de ligas Fe - C - Cr - Nb, por exemplo com frações de fases dentro dos limites estabelecidos pelas ligas NbB₂ e NbB₃, porém contendo diferentes morfologias e tamanhos de carbonetos NbC.

5.4. Desenvolvimento de um modelo do sistema Fe - Cr - C - NbC para a análise da solidificação das ligas experimentais contendo Nb.

A observação das microestruturas das ligas das séries NbA_n e NbB_n, comparadas nas Figuras 4.9 a 4.23 mostram uma regularidade na formação dessas microestruturas, contendo Y

dendrítico ou M_7C_3 massivos, que deve estar associada às fronteiras de campos significativos no sistema quaternário Fe - C - Cr - Nb. Contribui para esta hipótese, a formação de microestruturas contendo essencialmente três fases, γ , M_7C_3 e NbC , reproduzidas em todas as ligas estudadas, quando se prevê a possibilidade de equilíbrio de até 5 fases no sistema quaternário, particularmente nas regiões de alta temperatura durante a solidificação. Salienta-se ainda que o equilíbrio de até 5 fases poderia envolver a possibilidade de combinação de inúmeras fases de equilíbrio estável ou metaestável, apontadas como possíveis nos diagramas das Figuras 2.39 a 2.47, sem contar a possibilidade de formação de fases internas no sistema quaternário, enquanto que as três fases sistematicamente obtidas se mantiveram as mesmas, em todas as frações de carbonetos M_7C_3 e NbC investigadas. Evidencia-se deste modo a importância de uma análise do equilíbrio de fases do sistema quaternário, que possa mostrar as razões desta regularidade e permita a geração de um modelo para previsão deste equilíbrio, com base na construção de diagramas de fase. Uma vez validado, o modelo pode representar uma significativa redução de observações experimentais necessárias para a determinação de relações entre fases e servir de guia para o projeto e controle de microestruturas (134).

Para a construção do modelo, primeiramente pode-se ressaltar as projeções líquidas nas vizinhanças da linha de solidificação $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ do sistema Fe - C - Cr, indicada na Figura 2.28 (114) e reproduzida de uma forma completamente qualitativa na Figura 5.4a, mais conveniente para os propósitos

da presente análise. Também de uma forma qualitativa, a Figura 5.4b representa o corte isotérmico simplificado para uma temperatura T mostrando o triângulo de equilíbrio entre as três fases, L , γ e M_7C_3 , em combinação com a queda de temperatura da linha $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ para maiores teores de C e menores teores de Cr , o que é possível depreender a partir da Figura 2.28.

Por outro lado, de acordo com diversos resultados experimentais envolvendo ligas à base de Cr e/ou Fe tem-se verificado a pequena solubilidade do Nb nas fases sólidas γ e M_7C_3 , bem como a pequena solubilidade de Fe e/ou Cr na fase NbC (129,130,132), o que também é indicado nas Figuras 2.46, 2.47. Por outro lado, não existe menção a respeito da solubilidade do Nb no líquido, por exemplo dentro de uma região hipotética que contemplasse a coexistência em equilíbrio das fases $L/\gamma/M_7C_3$ no quaternário $Fe - C - Cr - Nb$.

Para a construção do modelo, a primeira hipótese considerada neste trabalho será uma pequena solubilidade do Nb no líquido, na região de equilíbrio $\gamma/L/M_7C_3$. Pela necessidade de continuidade, esta região projeta-se da face ternária $Fe - C - Cr$ para o interior do diagrama quaternário $Fe - C - Cr - Nb$ nas temperaturas em que este equilíbrio existe no sistema ternário sem Nb . Em conjunto com a hipótese de baixa solubilidade de Nb no líquido, pode-se assumir uma solubilidade quase nula, do Nb em γ e em M_7C_3 de acordo com as diversas referências indicadas anteriormente, construindo-se qualitativamente um campo de equilíbrio das três fases $\gamma/L/M_7C_3$ no interior do diagrama $Fe - C - Cr - Nb$, para uma temperatura T fixa, conforme a Figura 5.4c.

Adicionalmente, verifica-se a existência de dois

quasi-binários de vital importância para a construção do modelo, Cr - NbC (Figura 2.46b) e Fe - NbC (Figura 2.47b, c e d), além do equilíbrio C - NbC no sistema binário C - Nb (Figura 2.43).

Na realidade, o carboneto NbC^x é indicado geralmente com as estequiometrias $x = 0,8$ ou $x = 1,0$, omitindo-se nesta análise o índice estequiométrico para simplicidade de notação.

Estes três sistemas binários envolvendo a fase NbC e os diferentes elementos Fe, C, Cr comportam-se exatamente do mesmo modo como se fossem três binários reais (134), permitindo a previsão de três novos diagramas, agora quasi-ternários, do tipo Fe - C - NbC, Fe - Cr - NbC e C - Cr - NbC, que por sua vez também se comportam exatamente como se fossem três ternários reais. Se for acrescentado aos três quasi-ternários envolvendo NbC e os diferentes elementos Fe, C, Cr, o próprio sistema ternário Fe - C - Cr, tem-se os 4 sistemas ternários necessários para a geração de um sistema quaternário Fe - C - Cr - NbC, conforme indicado nas Figuras 2.38 e 5.5a. Nesta última Figura, indica-se qualitativamente a região de equilíbrio das três fases $\gamma/L/M C$, agora certamente confinada na região de equilíbrio Fe - C - Cr - NbC, como decorrência das propriedades inerentes ao seu caráter quaternário, que lhe confere total independência em relação às demais regiões do sistema quaternário Fe - C - Cr - Nb, no equilíbrio.

Considerando-se como segunda hipótese a não ocorrência de fases complexas envolvendo os quatro elementos Nb, Fe, C, Cr, que ocorreriam apenas no interior do quasi-

quaternario, a região de equilíbrio $L/\gamma/M C$ faz fronteira em sua face triangular superior, com o campo $L/\gamma/M C/NbC$, conforme a Figura 5.5b, para a temperatura fixada nas Figuras 5.4b e c. Ressaltando-se ainda as evidências de outros trabalhos, acerca da baixa solubilidade de Fe e Cr em NbC, a representação da Figura 5.5b considera uma segunda hipótese assumida, que é a extensão do tetraedro de equilíbrio de quatro fases, $L/\gamma/M C/NbC$, até o vértice superior do tetraedro de equilíbrio dos componentes Fe - C - Cr - NbC.

Na Figura 5.5c é feita uma representação qualitativa dos campos de equilíbrio de três fases que circundam o tetraedro $L/\gamma/M C/NbC$. Deve-se ressaltar que os campos de equilíbrio de três fases, em um sistema quaternário, correspondem ao espaço delimitado por três curvas conectadas entre si por triângulos de equilíbrio (134). Portanto a representação de triângulos terminais, mesmo que qualitativa e fidedigna, enquanto que as arestas de equilíbrio com uma fase podem não ser retilíneas como indicado simplificadaamente na Figura 5.5c.

Na Figura 5.6a são mostrados todos os quatro campos de equilíbrio de três fases que circundam o tetraedro $L/\gamma/M C/NbC$, enquanto que na Figura 5.6b são mostrados os campos de equilíbrio de duas fases, para a mesma temperatura fixada nas condições estabelecidas para a construção da Figura 5.4b.

Para uma análise de sequências típicas de solidificação, deve-se ressaltar uma dificuldade adicional envolvida na visualização de diagramas quaternários. Mesmo nas faixas de temperaturas em que sempre coexistam as mesmas fases, todos os campos de equilíbrio poderão ter suas fronteiras

movimentando-se, com o aumento ou a diminuição da temperatura. Entretanto, para efeito de simplificação gráfica, levando-se em conta o sentido de deslocamento do triângulo e da linha L/ γ / M C da Figura 5.4b com o abaixamento de temperatura, a Figura 5.6c procura identificar os campos de duas e três fases que devem ser ultrapassadas além da região de quatro fases, por seis diferentes composições químicas escolhidas como representativas de todas as diferentes possibilidades. Deste modo, as configurações geométricas das Figuras 5.6a e b podem auxiliar na compreensão das sequências de solidificação da Figura 5.6c.

Durante o resfriamento a partir do líquido, as ligas indicadas como 1 e 2 na Figura 5.6c, contendo frações de NbC relativamente altas, devem-se solidificar inicialmente pela formação de NbC (campo II.1 de equilíbrio L/NbC). A seguir, atingem dois diferentes campos de equilíbrio de 3 fases, iniciando-se a solidificação de quando a liga 1 atinge a região III.1 (equilíbrio L/ γ / M C) enquanto para a liga 2 a próxima fase a se solidificar será o M C , quando a região III.2 é atingida. A menores temperaturas, tanto a liga 1 como a liga 2 atingem o campo de equilíbrio de quatro fases (líquido + três fases sólidas), havendo a formação simultânea das fases γ , M C e NbC.

Uma análise semelhante para a ligas 3, 4, 5 e 6 permite estabelecer as sequências indicadas na própria Figura 5.6c.

Um aspecto relevante para a confirmação da validade do modelo na previsão de microestruturas está intimamente

associado à divisão do campo III.3 (totalmente sólido à temperatura ambiente) pelas linhas de equilíbrio L-L e L-NbC. As composições 1, 3 e 5 mostradas na Figura 5.6c devem apresentar γ na forma dendrítica em suas estruturas de solidificação, tendo em vista que as ligas 1 e 3 passam pelo campo III.1 e a liga 5 passa pelo campo II.2, a altas temperaturas. Por outro lado, as ligas 2, 4 e 6 devem apresentar carbonetos M_7C_3 massivos na microestrutura, devido à passagem das ligas 2 e 4 pelo campo III.2, enquanto que a liga 6 passa pelo campo II.3. O plano aproximado de separação das microestruturas apresentando γ dendrítico/ M_7C_3 massivo é mostrado qualitativamente na Figura 5.6d.

Dentro da mesma forma de abordagem, as ligas 1 e 2 da Figura 5.6c devem apresentar NbC primários e massivos além de carbonetos mais finos, enquanto que as ligas 5 e 6 só terão a formação de NbC no campo de equilíbrio de quatro fases (campo IV), podendo-se supor que esses carbonetos se apresentarão apenas em forma refinada, particularmente se o intervalo de temperaturas do campo IV for relativamente pequeno. As ligas 3 e 4, por sua vez, devem conter provavelmente carbonetos NbC em tamanhos intermediários entre aqueles apresentados nas ligas anteriores, paralelamente a carbonetos mais refinados.

5.5. Comparação de resultados experimentais com as previsões estabelecidas pelo sistema Fe - C - Cr - NbC

As ligas das séries NbA_n e NbB_n, cujas

microestruturas são mostradas nas Figuras 4.9 a 4.23, mostram sistematicamente o contraste de microestruturas, contendo respectivamente γ dendrítico ou M_7C_3 massivo. Verifica-se na Figura 5.7a uma comparação das frações de carbonetos dessas ligas experimentais, com o plano de separação dos campos indicado qualitativamente na Figura 5.6 anterior. Este plano é representado na Figura 5.7a por uma linha que une a fração de 30% de M_7C_3 (conforme previsto para a linha eutética das ligas fundidas do sistema ternário Fe - C - Cr (sem NbC)) ao vértice NbC. Evidencia-se uma boa concordância dos resultados experimentais com a previsão do modelo. Nas Figuras 5.7b e c os mesmos resultados de (a) são apresentados em eixos cartesianos que correlacionados as frações de carbonetos envolvidas.

Levando-se em conta a quase insolubilidade do Nb em γ ou M_7C_3 bem como a quase insolubilidade de Fe e Cr em NbC, pode-se traçar as curvas de variação da porcentagem de NbC com a porcentagem de Nb presente nas ligas conforme mostrado na Figura 5.8. Verifica-se uma boa concordância entre os resultados experimentais e as curvas calculadas.

As previsões do modelo também estão qualitativamente de acordo com a verificação do deslocamento indicado na Figura 2.37 para a composição química do líquido após precipitar NbC (87), que significa um tratamento dos resultados da Figura 5.7a, em termos de porcentagens de elementos ao invés de porcentagens de fases.

Para teores relativamente elevados de NbC, o modelo quasi-quaternário proposto concorda qualitativamente com as

previsões da Figura 2.36b, sendo ainda possível um estudo mais abrangente que possibilite a delimitação de campos de equilíbrio envolvendo os limites da linha $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$, por exemplo, no extremo associado à formação de M_7C_3 conforme a Figura 2.36a. A vantagem do estudo por meio de um sistema de caráter quaternário Fe - C - Cr - NbC, em relação a um pseudo-ternário (Fe - Cr) - Nb - C, é que o primeiro sistema engloba os conceitos e regras de construção de diagramas exatamente como sistema quaternário real, enquanto que o desenvolvimento de sistema pseudo-ternário, embora possa ter utilidade prática, não necessariamente possui um suporte termodinâmico para o estabelecimento das condições de equilíbrio.

Algumas dificuldades para a comparação dos resultados deste trabalho, com o de outros autores, estão associadas à nomenclatura empregada pelos mesmos. Encontram-se descrições de sequências de solidificação que englobam por exemplo a formação de austenita ($L \rightarrow \gamma$), seguida pela reação eutética $L \rightarrow$ austenita + NbC que por sua vez é seguida pela reação eutética $L \rightarrow$ austenita + M_7C_3 (132,133). De acordo com as regras de equilíbrio e construção de diagramas de fases, os campos de equilíbrio de 3 fases, por exemplo, $L \rightarrow \gamma + NbC$ ou $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ tem que estar separados de outros campos de três fases, ou por um campo de duas fases ou por um campo de 4 fases (134). Neste sentido, o modelo proposto pode contribuir para a melhor compreensão do equilíbrio de fases envolvido, indicando no exemplo acima, que o campo caracterizado como de equilíbrio entre $L/\gamma/M_7C_3$, na realidade provavelmente ainda permite a precipitação de NbC, mesmo que incipiente, simultânea à formação

das outras fases sólidas γ e M_7C_3 , de acordo com o campo IV das Figuras 5.6a e c. Deste modo, encontra-se uma consistência dos resultados com a construção dos diagramas de fase. Por outro lado, em relação aos campos primários, por exemplo, a formação de γ primário em ligas de baixo NbC, ou de NbC primário em ligas com teores de NbC mais elevados, o modelo concorda qualitativamente com os resultados obtidos por outros autores (132,133).

As ligas analisadas termicamente neste trabalho, para identificação de campos de equilíbrio, mostraram os campos prováveis de transformação de fase indicados tipicamente na Figura 4.46 e nas Tabelas 4.5 a 4.8. Conforme também verificado por outros autores, não é uma tarefa fácil a identificação das sequências de solidificação, particularmente para ligas contendo baixos teores de NbC, somando-se o fato de que esses carbonetos em maiores teores podem exigir temperaturas muito superiores a 1450 °C para se fundirem totalmente (132). Os campos prováveis de formação de fases indicadas nas Tabelas 4.5 a 4.8 estão de acordo com o modelo quasi-quaternário proposto neste trabalho.

A concordância entre as previsões indicadas pelo modelo quaternário e os resultados experimentais obtidos neste trabalho e por outros autores, configura a sua aplicabilidade no projeto e elaboração de ligas Fe - C - Cr - Nb. Particularmente relevante, é a possibilidade de sua aplicação no desenvolvimento de ligas onde o objetivo primordial seja substituir a fase de reforço M_7C_3 por uma parcela de fase NbC, ao invés de uma

substituição de elementos químicos, que muitas vezes pode trazer uma microestrutura resultante complexa e desfavorável.

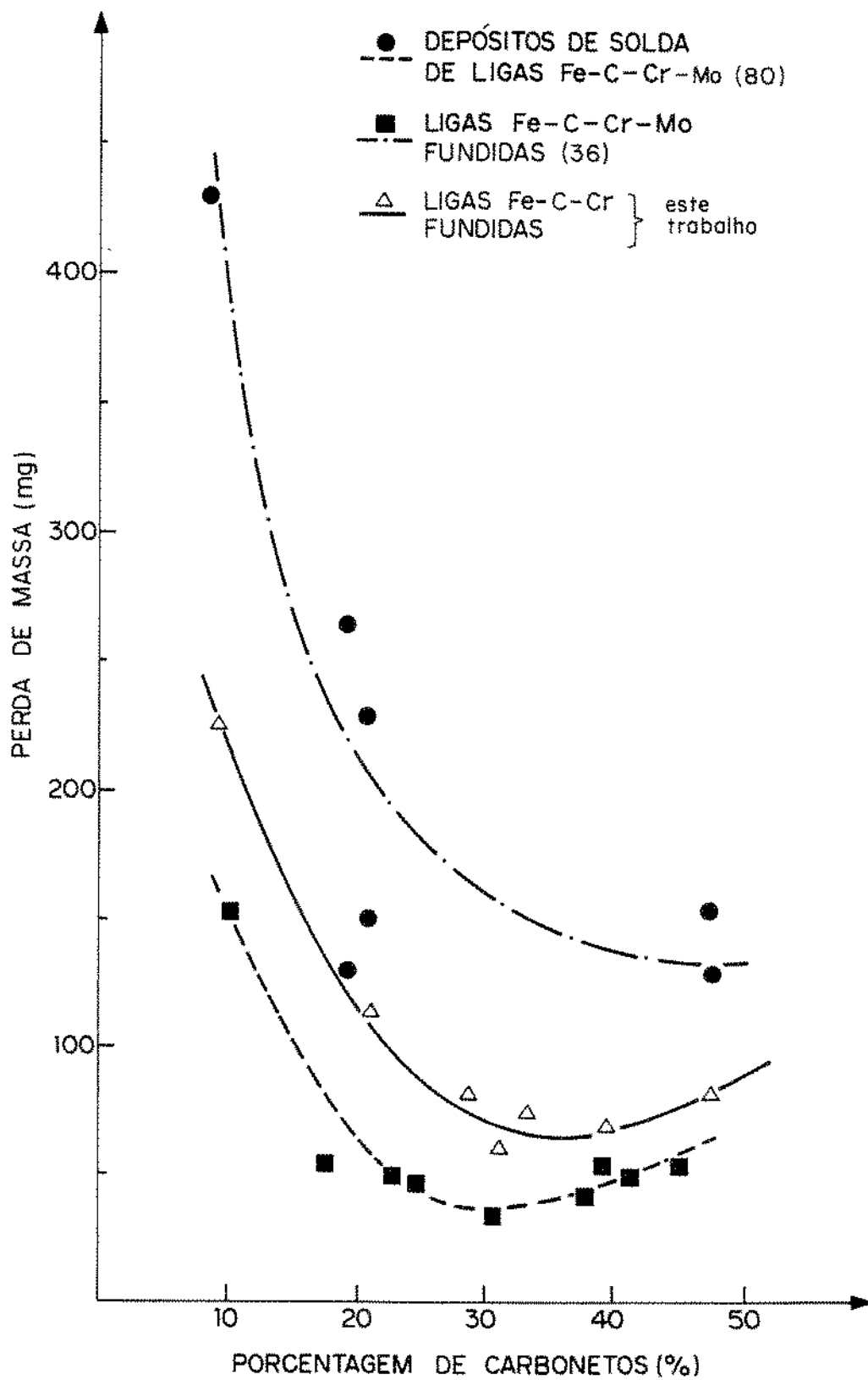


Figura 5.1. Comparação de resultados sobre a variação do desgaste com a porcentagem de carbonetos.

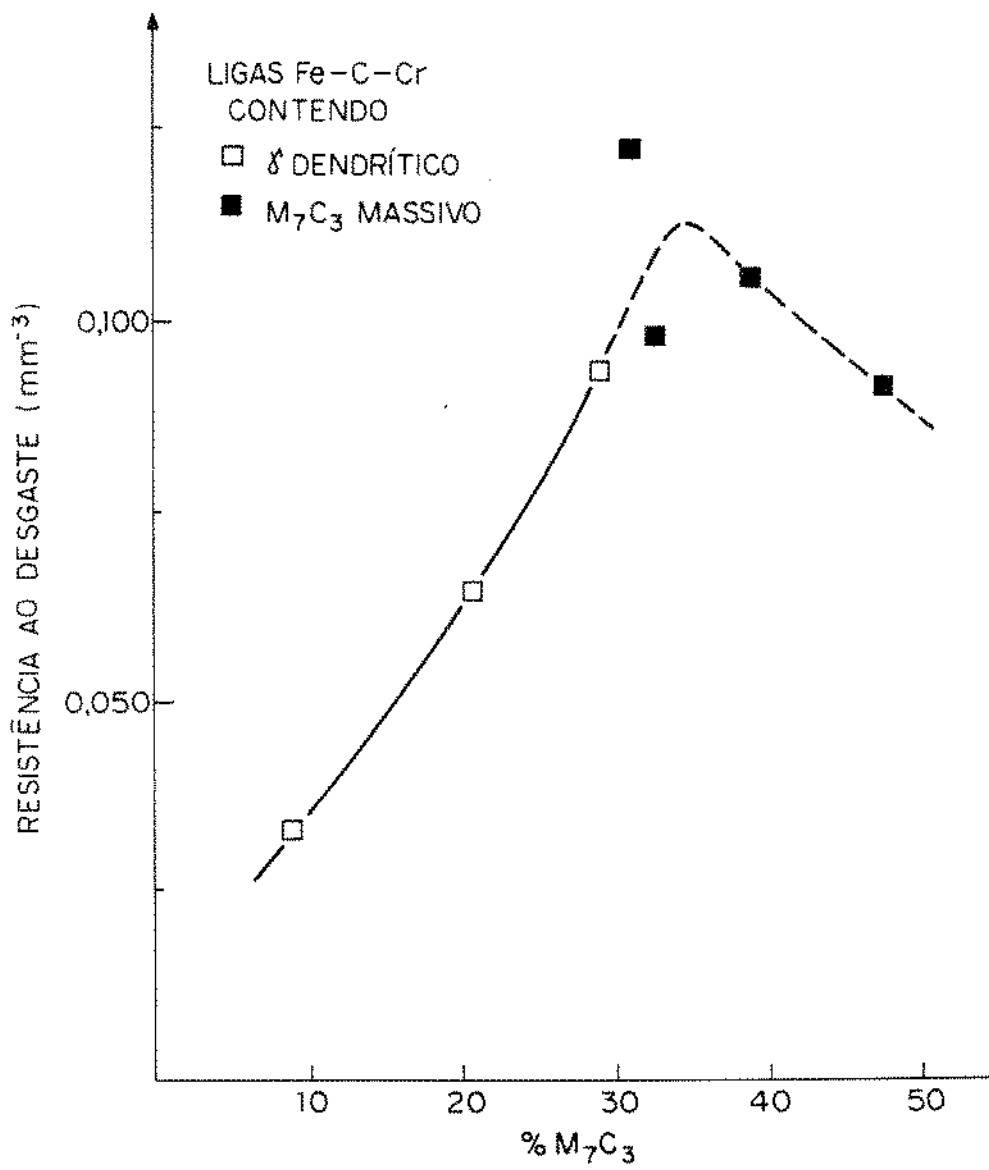


Figura 5.2. Variação da resistência ao desgaste com a fração de M₇C₃ em ligas Fe - C - Cr.

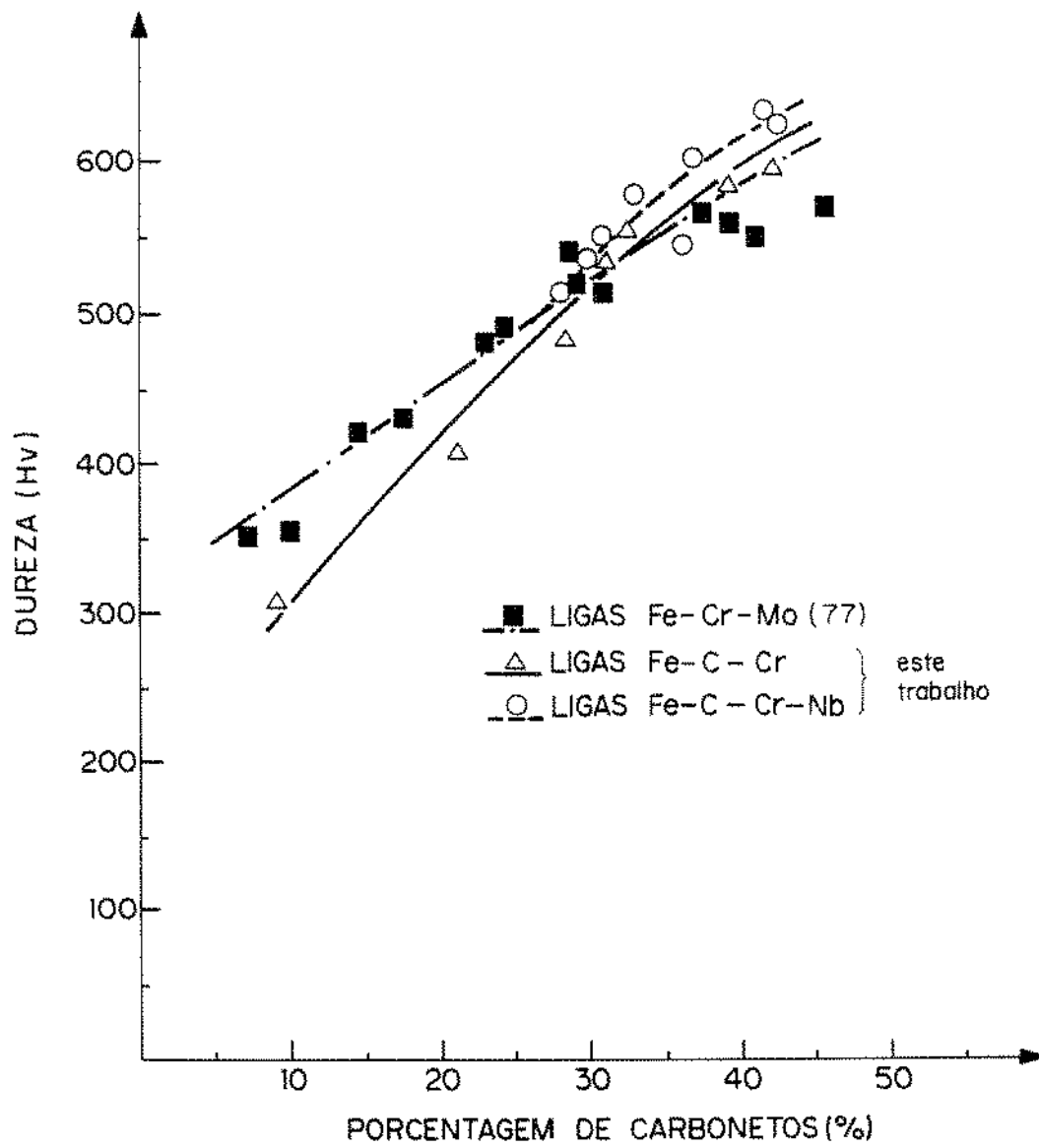
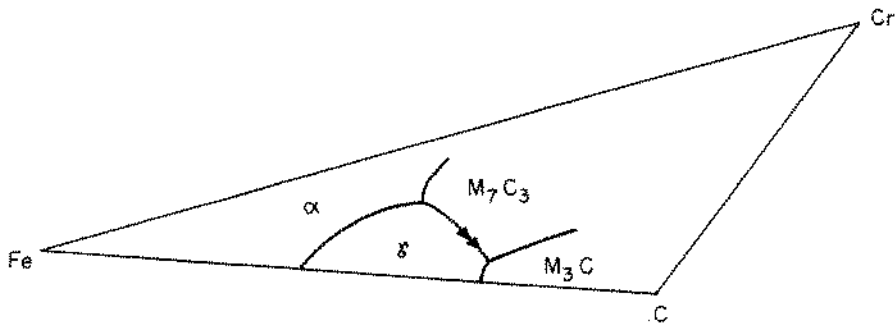
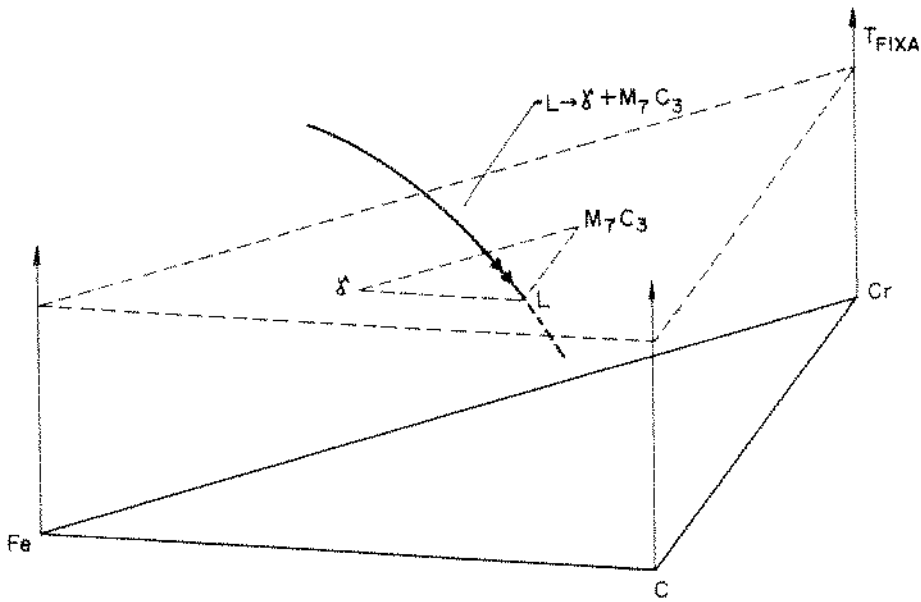


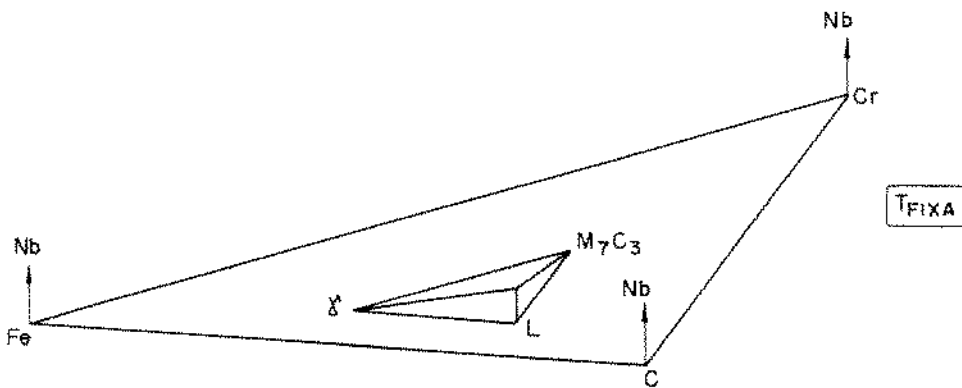
Figura 5.3. Comparação de resultados sobre a variação da dureza com a fração de carbonetos.



(a) projeções 2-fíquidas nas vizinhanças da linha $L/\gamma/M_7C_3$ 7 3



(b) equilíbrio $L/\gamma/M_7C_3$ no sistema ternário Fe - C - Cr 7 3



(c) equilíbrio $L/\gamma/M_7C_3$ no quasi-quaternário Fe - C - Cr - Nb 7 3

Figura 3.4. Diagramas de fases qualitativos nas vizinhanças da linha $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ do ternário Fe - C - Cr. 7 3

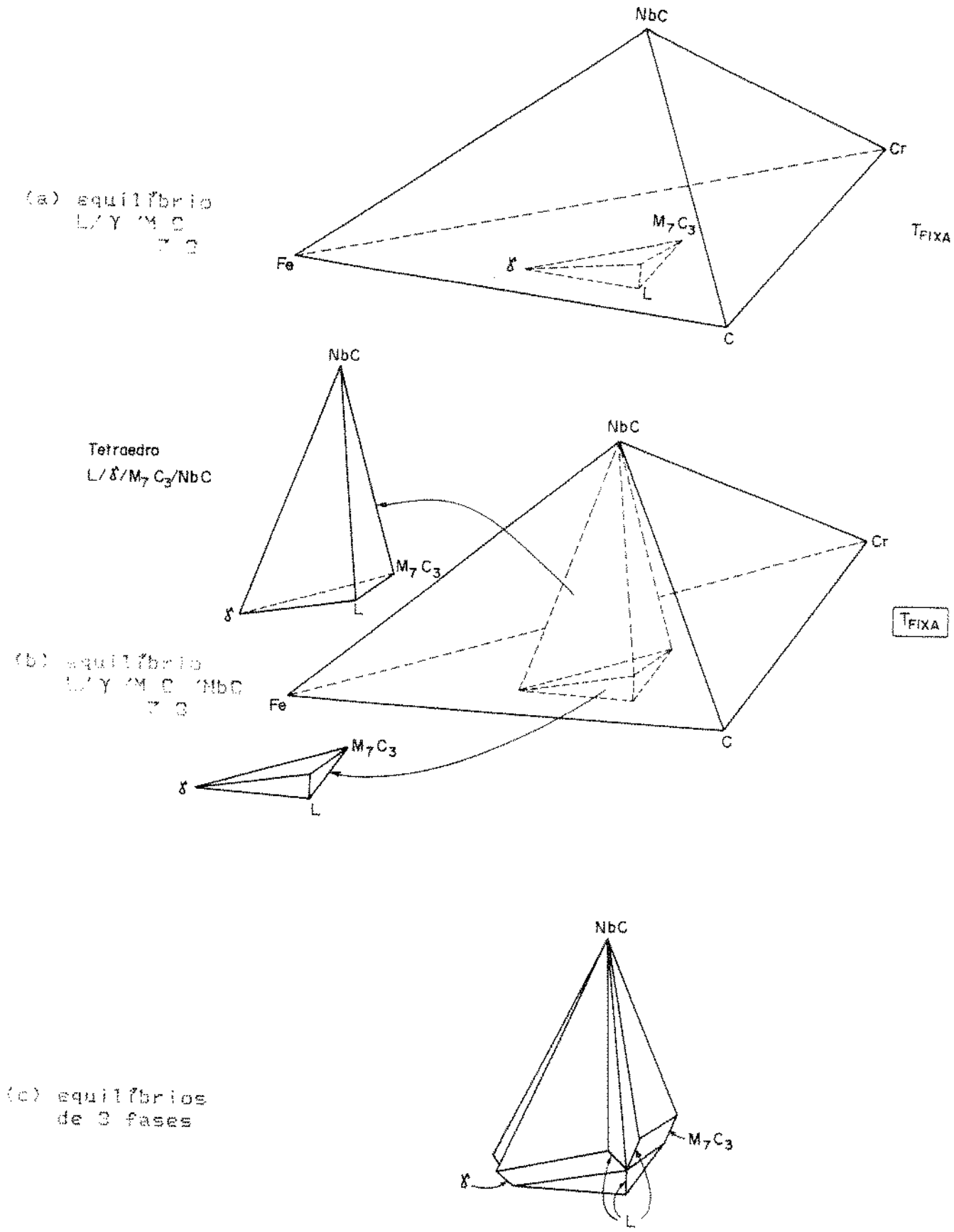


Figura 5.5. Vizinhanças da linha L/Y/M/C no quasi-quaternário Fe - C - Cr - NbC.

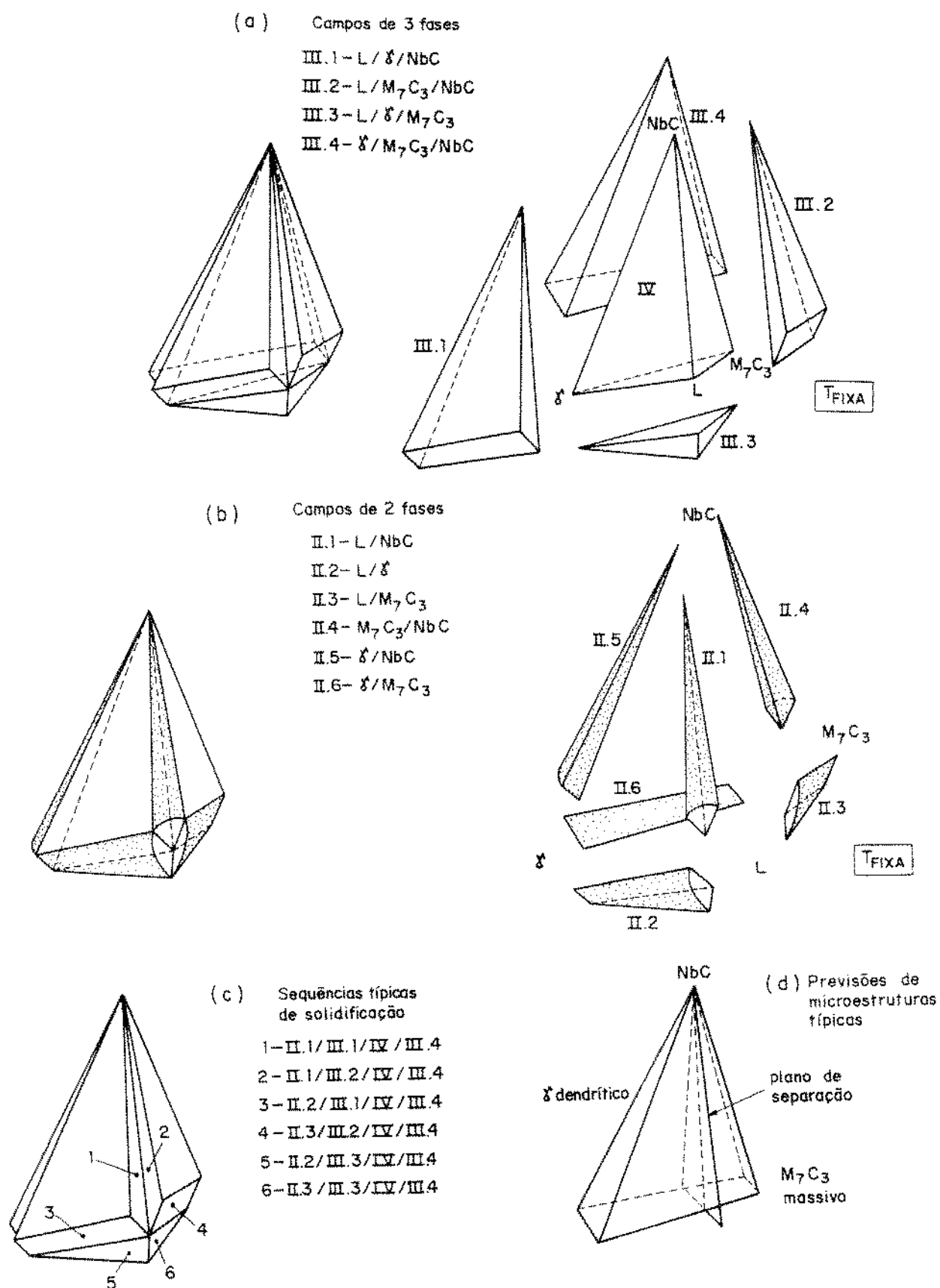
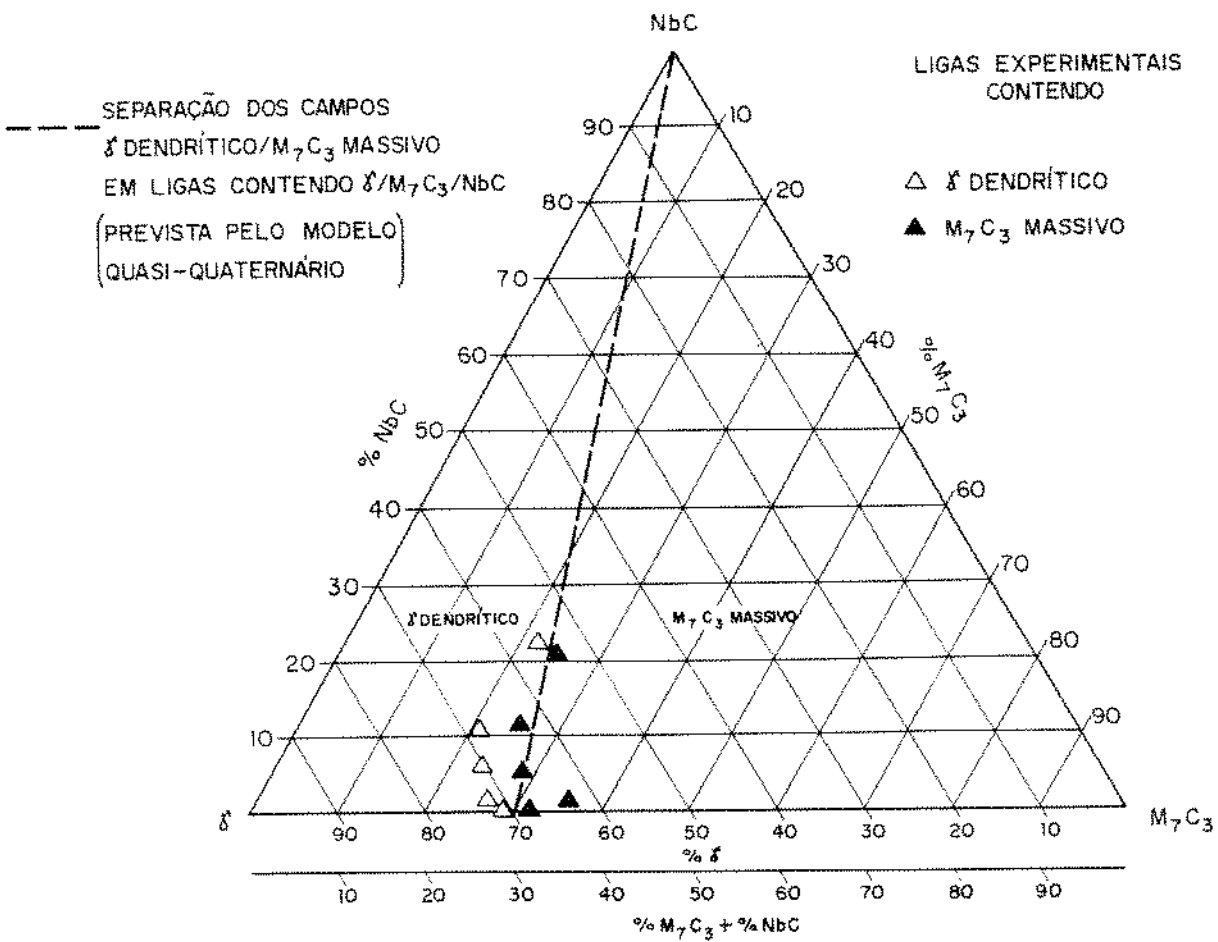
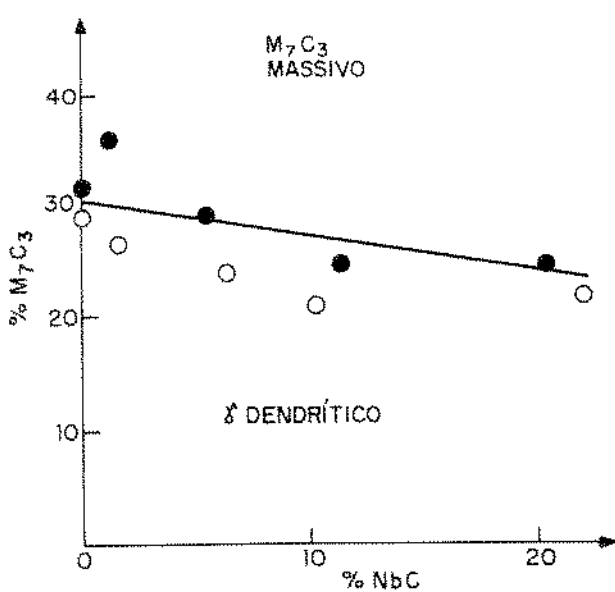


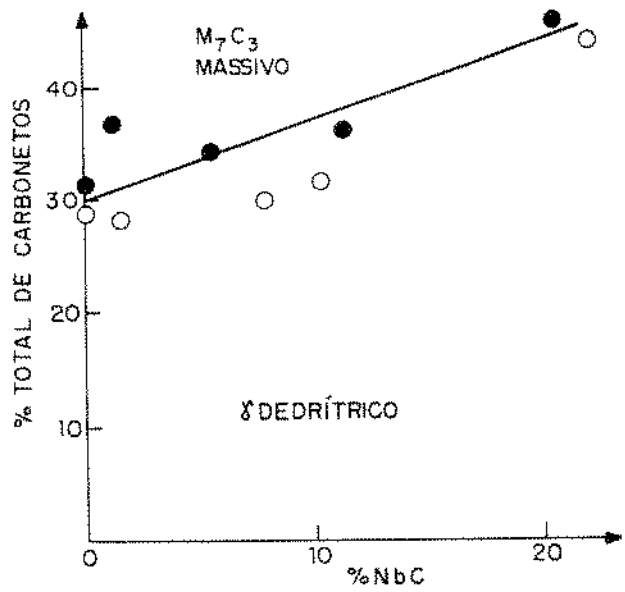
Figura 5.6. Vizinhanças do tetraedro L/NbC/γ/M₇C₃ no quaternário Fe - C - Cr - NbC.



(a) Relações entre NbC, M_7C_3 e γ (ou total de carbonetos)



(b) M_7C_3 versus NbC



(c) Total versus NbC

Figura 5.7. Variação da microestrutura com as frações de carbonetos em ligas Fe - C - Cr - Nb.

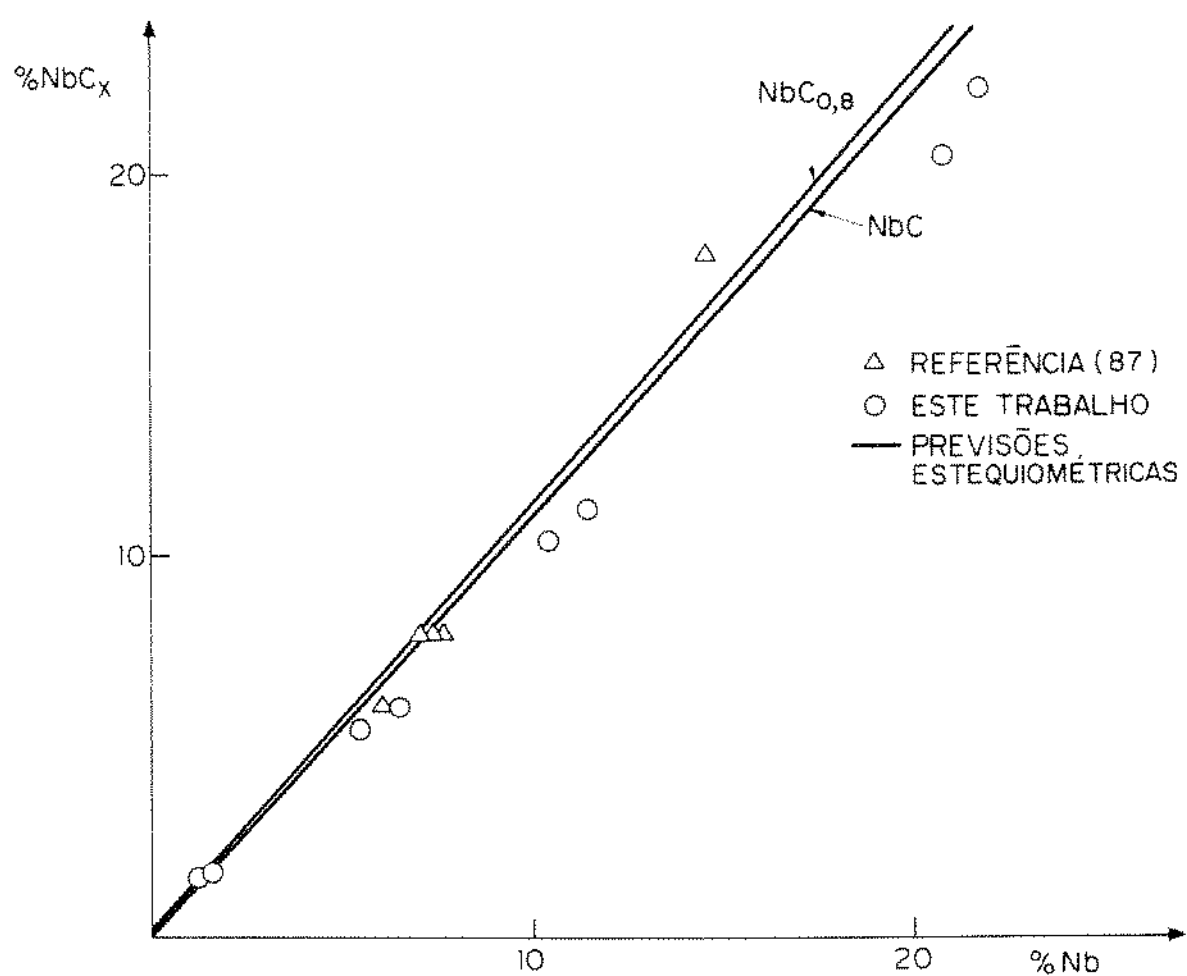


Figura 5.3. Variação da fração de NbC com o teor de Nb em ligas Fe - C - Cr - Nb.

C A P Í T U L O 6

6. CONCLUSÕES

Os resultados deste trabalho permitem estabelecer as seguintes conclusões:

1. Os ensaios abrasivos com sílica a baixas tensões indicaram que é possível obter um menor desgaste de ligas austeníticas fundidas contendo $(Fe,Cr)C$, pela substituição parcial deste carboneto de cromo por carboneto NbC , para certas porcentagens de fases e características microestruturais.

2. Verificou-se menor desgaste correspondente a perdas em volume de 6,15 e 6,88 mm³ para ligas contendo frações intermediárias de NbC do intervalo investigado. Esses valores de menor desgaste corresponderam respectivamente para as ligas contendo os teores de 5,4% NbC (em um total de 33,1% de carbonetos) e 11,4% (em um total de 36,7% de carbonetos). Por outro lado, a menor perda em volume para as ligas sem Nb, cerca de 8,17 mm³, correspondeu à liga com 31,1% de $M C$ total. Em todas essas ligas de melhor desempenho salienta-se a presença de carbonetos $M C$ massivos na microestrutura.

3. As ligas contendo matriz austenítica que se prolongou em formações dendríticas (além de NbC e $M C$ na matriz), não apresentaram diferença significativa no desgaste em relação a ligas contendo carbonetos exclusivamente $M C$ em um total equivalente ao das ligas contendo os dois carbonetos. Isto

ocorreu mesmo para ligas com frações intermediárias de NbC, 6,3 e 10,4%. Também não foi significativa a diminuição do desgaste pela substituição de carbonetos M_7C_3 por frações equivalentes de NbC, quando envolveu a substituição por baixas porcentagens de NbC (1,2 e 1,5%) ou altas porcentagens (20,1 e 22,5%).

4. Conforme observado para as ligas contendo NbC e M_7C_3 , ocorreu um mínimo de desgaste em frações intermediárias de carbonetos totais, também para as ligas contendo exclusivamente M_7C_3 (em torno de 31,1%). Por outro lado, uma variação quase linear da resistência ao desgaste com a fração de M_7C_3 , foi verificada para as ligas hipoeutéticas Fe - C - Cr, aproximando-se qualitativamente à previsão do modelo inverso de misturas estabelecido para materiais bifásicos.

5. O emprego de microscopia eletrônica de varredura para observação de superfícies progressivamente submetidas ao desgaste foi bastante útil para a identificação e descrição de micromecanismos de desgaste. Existiu semelhança entre a maioria dos micromecanismos observados nas ligas Fe - C - Cr e Fe - C - Cr - Nb. Ressalta-se entretanto duas diferenças importantes verificadas na degradação dos carbonetos NbC e M_7C_3 : os carbonetos NbC massivos não apresentaram ilhas de matriz em seu interior e portanto não ocorre sua fragmentação por pites especificamente originários nessa configuração microestrutural, ao contrário do que pode ocorrer nos carbonetos M_7C_3 massivos. Por outro lado, verificou-se a ocorrência casual de arrancamento ou desintegração acentuada de NbC massivo, particularmente em

liga contendo os maiores teores e tamanhos de NbC, mesmo nos primeiros estágios do processo de desgaste, ao contrário do comportamento sempre gradual da degradação dos M₇C₃ massivos. Os resultados indicam a importância da morfologia, tamanho, distribuição e coesão entre as fases, além da própria fração das fases presentes na microestrutura.

6. O modelo de equilíbrio e solidificação de fases desenvolvido neste trabalho, permitiu a previsão e interpretação da formação de microestruturas contendo as fases γ , M₇C₃ e NbC, concordando qualitativamente com os resultados de análises térmicas e microestruturas obtidas experimentalmente. Embora o modelo tenha sido estabelecido de uma forma qualitativa, foi possível prever quantitativamente a separação aproximada entre os campos de formação de microestruturas contendo dendritas γ ou M₇C₃ massivos das ligas Fe - C - Cr - Nb investigadas.

7. O desenvolvimento do modelo fundamentou-se na existência do sistema Fe - C - Cr - NbC identificado a partir dos binários e ternários pertencentes ao quaternário Fe - C - Cr - Nb. Obedece portanto aos princípios e regras de construção dos diagramas de fases de uma forma fidedigna. A operacionalização quantitativa do modelo depende da utilização de informações quantitativas existentes ou que possam vir a ser geradas nos equilíbrios Fe - C - Cr e Fe - C - Cr - Nb. Além disso, a abrangência do modelo pode ser investigada, para incluir campos de equilíbrio e solidificação, por exemplo, envolvendo as fases δ e M₃C, no sistema Fe - C - Cr - NbC.

C A P I T U L O 7

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- 1 HURRICKS, P. L. - Some metallurgical factors controlling the adhesive and abrasive wear resistance of steels. A review. Wear, 26: 285-304, 1973.
- 2 MOORE, M. A. - Abrasive wear. In: TREATISE on materials science and technology, v. 13, Academic Press, 1979, p. 217-257.
- 3 COX, G. J. - Progress in abrasion resistance alloy white Iron development. Foundry Trade Journal, 158:480-486, 1985.
- 4 WORMAN, T. E.; HALL E. R. - Abrasive wear of ferrous materials in Climax operations. In: Evaluation of wear testing, special technical publication 446, American Society for Testing and Materials, 1969, p.91-114.
- 5 LAMPMAN, J. - Selection and performance of abrasion-resistant materials in the mining and quarrying industries. Pit and Quarry, Climax Molybdenum, New York, march 1963.
- 6 DODD, J. - Trends in the production, utilization and development of abrasion resistant alloys in America. Clymax Molybdenum, New York, 1975.

- 7 FAIRHURST W. - chromium-molybdenum white cast irons for abrasive applications. In: British Cast Iron Research Association Report 1010. BCIRA, London, nov. 1970, p. 1-8.
- 8 ALBRIGHT, D. L.; DUNN, D. J. - Wear behavior of iron and steel castings for the mining industry. Journal of Metals, 35: 23-29, november, 1983.
- 9 ROTONDARO, R. G. - Mecanismos de desgaste abrasivo. Tese de doutorado. EPUSP, São Paulo, 1988, 125p.
- 10 DAVIES, V. H.; BOLTON, L. A. - The mechanism of wear. Weld Surfacing and Hardfacing, p.4-10, 1980.
- 11 EYRE, T. S. - Wear characteristics of metals. In: Source Book on Wear Control Technology, ASM, Ohio, 1978, p.1-10.
- 12 MOORE, M. A. - A review of two-body abrasive wear. Wear, 27: 1-17, 1974.
- 13 PETERSON, M. B. - Wear testing objectives and approaches. In: Source book on wear control technology, ASM, Ohio, 1978, p.40-48.
- 14 HORNBOGEN, E. - Description of wear of materials with isotropic and anisotropic microstructure. In: Proc. Int. Conf. on Wear Materials, ASME, Vancouver, april 1985, p. 477-484.
- 15 AVERY, H. S.; CHAPIN, H. J. - Hadfacing alloys of the chromium carbide type. The Welding Journal, 31 (10): 917-930, october, 1952.

- 16 MARATRAY, F.; BECHET, S. - Fundiciones blancas de alto contenido en cromo resistentes a la abrasion. Colada, 12(9): 183-192, 1979.
- 17 MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. - Factors affecting the structure of chromium and chromium-molybdenum white irons. Climax Molybdenum, Paris, 1970, 32p.
- 18 DE MELLO, J. D. B. - Structures metallurgiques et caracterisation de l'abrasion des fontes blanches au chrome. These de doutorament. Institute National Polytechnique de Grenoble, Grenoble, 1983.
- 19 MARATRAY, F. - Improvement of and research into new abrasion resistant materials. AFS Int. Cast Metals Journal, 6: 55-61, 1981.
- 20 POPOV, V. S.; NAGORNYI, P. L. - Influence of carbides on the abrasive wear resistance of alloys. Russian Castings Production, 8: 377-379, 1969.
- 21 WEYMUELLER, C. R. - Wear resistance - how to get what you need. Welding Fabrication, 56(2):37-46, 1983.
- 22 ABRASIVE wear - 1965. Society of Automotive Engineers, New York, 1966.
- 23 KO, P. L. - Metallic Wear - a review with special reference to vibration induced wear in power plant components. Tribology International, 20(2): 66-78, 1987.

- 24 MAYER, C. A. - How to select hardsurfacing materials. Welding Design and Fabrication, p. 61-5, oct. 1982.
- 25 KOSEL, T. H.; FIORE, N. F. - Abrasive wear in multiphase microstructures. Journal Materials for Energy Systems, 3: 7-27, sept. 1981.
- 26 PRICE, L. H. - Fighting wear in agricultural and off-road equipment. Metal Progress, p.21-7, aug 1983.
- 27 BORIK, F. - Rubber wheel abrasion test. Society of Automotive Engineers, N. Y., 1970, 10p.
- 28 MISRA, A.; FINNIE, I. - A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester. Wear, 60: 111-121, 1980.
- 29 ARCHARD, J. F. - Contact and rubbing of flat surfaces. Journal of Applied Physics, 24 (8): 981-988, 1953.
- 30 GAHR, K. H. Z. - Abrasive wear of two phase metallic materials with a coarse microstructure. In: Proc. Int. Conf. on Wear of Materials, ASME, Vancouver, april 1985, p.45-58.
- 31 SIMM, W.; FRETI, S. - Abrasive wear of multiphase materials. Wear, 129: 105-121, 1989.

- 32 SANDT, A. - Friction and wear of two component composite coatings produced by thermal spraying. In: Proc. Int. Conf. on Wear of Materials, ASME, Vancouver, april 1985, p.777-783.
- 33 KRUSCHOV, M. M.; BABICHEV, M. A. - Resistance to abrasive wear of structuraly heterogeneous materials. Friction and wear in machinery, 12,: 15-26, 1958. In: referència (30).
- 34 GARRISON, W. M. - Krushov's rule and the abrasive wear resistance of multiphase solids. Wear, 82: 213-220, 1982.
- 35 STANDARD practice for conducting dry sand, rubber wheel abrasion tests. In: Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadelphia, USA, 1981, part. 10, designation G65, 1981, p.1092-1109.
- 36 FULCHER, J. K.; KOSEL, T. H.; FIDRE, N. F. - The effect of carbide volume fraction on the low stress abrasion resistance of high Cr-Mo white cast irons. Wear, 84: 315-325, 1983.
- 37 DIESBURG, D. E.; BORIK, F. - Optimizing abrasion resistance and toughness in steels and irons for the mining industry. In: Source book on wear control technology. ASM, Ohio, 1978, p.94-120.
- 38 GAHR, K. H. Z. The influence of thermal treatments on abrasive wear resistance of tool steels. Z. Metallkde, 68: 783-792, 1977.

- 39 LAMY, B. - Simulation d'un phénomène d'usure à deux corps: visualisation du processus d'enlèvement de matière, approche énergétique. Mecanique, Matériaux, Electricité, (365-366): 201-205, mai-juin 1980.
- 40 DE MELLO, J. D. B.; CHARRE, M. D.; MATHIA, T. - Esclerometria aplicada ao estudo da abrasão de ferros fundidos brancos ao cromo-vanádio. In: Anais do VI CBECIMAT PUC, Rio de Janeiro, T-29, dezembro, 1984.
- 41 STROUD, M. F.; WILMAN, H. - The proportion of the groove volume removed as wear in abrasion of metals. Brit. J. Appl. Phys., 13: 173-178, 1962.
- 42 AGHAN, R. L.; SAMUELS, L. E. - Mechanisms of abrasive polishing. Wear, 16: 293-301, 1970.
- 43 BLANK, E.; LUCHSINGER, E. - Microstructure and abrasive wear resistance of cast Ni-Cr-C alloys. Wear, 117: 289-308, 1987.
- 44 GAHR, K. H. Z. - Effect of termomechanical treatment on microstructure and properties of chromium-molibdenum white cast irons. Giessereiforschung, 34(3): 103-110, 1982.
- 45 SUH, N. P. - The delamination theory of wear. Wear, 25: 111-124, 1973.

- 46 SAKA, N.; KARALEKAS, D. P. - Friction and wear of particle-reinforced metal-ceramic composites. In: Proc. Int. Conf. on Wear Materials, ASME, Vancouver, april 1985, p.784-793.
- 47 PRASAD, S. V.; KOSEL, T. H. - A study of carbide removal mechanisms during quartz abrasion I: INSITU scratch test studies. Wear, 92: 253-268, 1983.
- 48 SHETTY, H. R.; KOSEL, T. H.; FIORE, N. F. - A study of abrasive wear mechanisms using diamond and alumina scratch tests. Wear, 80: 347-376, 1982.
- 49 SHETTY, H. R.; KOSEL, T. H.; FIORE, N. F. - A study of abrasive wear mechanisms in cobalt-base alloys. Wear, 84: 327-343, 1983.
- 50 PRASAD, S. V.; KOSEL, T. H. - A study of carbide removal mechanisms during quartz abrasion II: effect of abrasive particle shape. Wear, 95: 87-102, 1984.
- 51 CZICHOS, H. - A systems analysis data sheet for friction and wear tests and an outline for simulative testing. Wear, 41:45-55, 1977.
- 52 BORIK, F. - Using tests do define the influence of metallurgical variables on abrasion. Metals Eng. Quaterly, may, 1972, 7p.
- 53 SARE, I. R.; ARNOLD, B. K. - Gouging abrasion of wear-resistant alloy white cast irons. Wear, 131: 15-38, 1989.

- 54 GUESSER, W. L.; COSTA, P. H. C.; PIESKE, A. - Niobio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo para aplicações em desgaste abrasivo. Metalurgia, 45(381): 768-776, 1989.
- 55 WEAR testing machine. The Welding Institute Research Bulletin, 29(1): 24, 1988.
- 56 PRASAD, S. V.; KOSEL, T. H. - The design and some applications of an in situ SEM scratch tests. Journal of Materials Science Letters, 3: 133-136, 1984.
- 57 HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K. - An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. Tribology International, 21(1): 51-57, 1988.
- 58 PRASAD, S. V.; KOSEL, T. H. - A comparison of carbide fracture during fixed depth and fixed load scratch tests. In: Proc. Int. Conf. on Wear of Materials, ASME, Vancouver, april 1985, p.58-66.
- 59 WILSON, J. A. - Use of abrasion resisting alloys and design factors in producing underground mine scrapers. SAE, N. Y., 1966, 12p.
- 60 AVERY, H. S. - Classification and precision of abrasion tests. In: Source book on control Technology, ASM, Ohio, 1978, p. 57-66.

- 61 MARATRAY, F.; NORMAN, T. E. - Contribution to the study of the improvement of the abrasion resistance of manganese steels. Climax Mo, Paris, 1961, 20p.
- 62 RICHARDSON, R. C. D. - The wear of metallic materials by soil - practical phenomena. J. Agric. Engng Res., 12(1): 22-39, 1967.
- 63 STOLK, D. A. - Field and laboratory abrasion tests on plowshares. Society of Automotive Engineers, N. Y., 1970, 8p.
- 64 SCHEFFLER, O.; ALLEN, C. - The abrasive wear of steels in South African soils. Tribology International, 21(3): 127-135.
- 65 FOLEY, A. G.; CHISHOLM, C. J.; Mc LEES, V. A. - Wear of ceramic protected agricultural subsoilers. Tribology International, 21(2): 97-103, 1988.
- 66 KRAUSE, H.; SENUMA, T. - A contribution towards improving the applicability of laboratory wear tests to practice. Wear, 74: 67-83, 1981.
- 67 RICHARDSON, R. C. D. - Abrasive wear by papers. Wear, 14(6): 423-430, 1969.
- 68 RICHARDSON, R. C. D. - The wear of metals by hard abrasives. Wear, 10: 291-300, 1967.

- 69 MOORE, M. A. - The relationship between the abrasive wear resistance, hardness and microstructure of ferritic materials. Wear, 28: 59-68, 1974.
- 70 KRUSHOV, M. M. - Principles of abrasive wear. Wear, 28: 69-88, 1974.
- 71 LARSEN-BADSE, J. - The abrasion resistance of some hardened and tempered carbon steels. Trans. AIME, 236: 1461-1466, 1966.
- 72 HORNBERGEN, E. - The role of fracture toughness in the wear materials. Wear, 33: 251-259, 1975.
- 73 PRASAD, S. V.; CALVERT, P. D. - Abrasive wear particle-filled polymers. Journal of Materials Science, 15: 1746-1754, 1980.
- 74 NORMAN, T. E. - Climax finds new austenitic alloy ideal for ultra-abrasive mine mill applications. Engineering and Mining Journal, p.86-90, april 1965.
- 75 JACKSON, R. S. - Metallurgical and production aspects of high chromium cast irons for abrasion resisting applications. British Foundrymen, 2: 34-41, 1974.
- 76 DUPIN, P.; SAVERNA, J.; SCHISLER, J. M. - Microstructure of white cast iron matrixes with high chromium content in the as cast and heat treated conditions. Bull. Cercle. Etud. Metaux, 15:35-47, 1983.

- 77 MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. - Atlas transformation characteristics of chromium and chromium-molybdenum white irons. Climax Molybdenum, Paris, 1970, 198p.
- 78 DRZERNIEK, H.; KOWALSKI, M.; LUGSCHEIDER. - Wear resistant hardfacing with cored wire electrodes of Fe-C-Cr alloys. Surfacing Journal, 16(4): 121-124, 1985.
- 79 GAHR, K. H. Z.; DOANE, D. V. - Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons. Metallurgical Transactions A, 11A: 613-620, april 1980.
- 80 RENSE, C. E. C.; EDWARDS, G. R.; FROST, H. R. - The effect of open-arc process variables on the microstruture and wear resistance of a typical chromium-carbide-type hardfacing deposit. J. Materials for Energy Systems, 5(3): 149, 1983.
- 81 MUSCARA, J. - A metallurgical study of high stress abrasion. Thèse University of Michigan, 1971. In: referència (82).
- 82 PARENT-SIMONIN, S. - Influence des facteurs metallurgiques essentiels sur la résistance a l'abrasion des fontes blanches. Fonderie, 35(399): 197-202, 1980.
- 83 WATSON, J. D.; MUTTON, P. J. - Evaluation of the wear resistance of hardfacing alloys, Australian Welding Research, 10: 33-47, november, 1981.
- 84 FIORE, N. F., et al - Abrasive wear-microstructure interactions in Ni-Cr-White Iron. Wear, 62: 387-404, 1980.

- 85 BASAK, A.; PENNING, J.; DILEWIJNS, J. - Effect of Manganese on wear resistance and impact strength of 12% Chromium White Cast Iron. AFS Int. Cast Metals Journal, 5: 12-17, september, 1981.
- 86 BERNS, H.; FISCHER, A. - Abrasive wear resistance and microstructure of Fe-Cr-C-B hard surfacing weld deposits. Wear, 112: 163-180, 1986.
- 87 BERNS, H.; FISCHER, A. - Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B. Metallography, 20: 401-429, 1987.
- 88 BERNS, H.; FISCHER, A.; MULLER, C. - Microstructure mechanical properties and abrasive wear resistance of hard Fe-Cr-C base surface welding alloys with additions of B, Mn and Ni. Bull. Cercle Etud. Metaux, 15: 23.1-23.9, 1984.
- 89 SHARPLES, R. V. - Development of alternative hardfacing materials-progress report. The Welding Institute Research Report no. 310, 1986, 52p.
- 90 SARE, I. R. - Abrasion resistance and fracture toughness of white cast irons. Metals Technology, 412-419, november, 1979.
- 91 MAJETICH, J. C. - Optimization of conventional SAW for severe abrasion wear hardfacing application. Welding Journal, 64(11): 314s-319s, 1985.

- 92 BAKER, L. R. - Hardfacing technology-fighting the battle against wear. Welding Journal, 61 (17), 42-44, 1982.
- 93 FARMER, H.N. - Factors affecting selection and performance of hardfacing alloys. In: Source Book on Wear Control Technology, ASM, Ohio, 1978, p. 305-311.
- 94 NOBLE, D. N. - Factors which affect abrasive wear resistance of hardfacing weld deposits - a review of the literature. The Welding Institute Research Report no. 249, 1984, 26p.
- 95 NOBLE, D. N. - Abrasive wear resistance of hardfacing weld deposits. Metal Construction, 17(9): 605-611, 1985.
- 96 RENSE, C. E. C. et al. - The influence of welding process variables on the microstructure and abrasion resistance of chromium carbide and titanium carbide containing hardfacing deposits. In: Welding Technology 83, Australian Welding Institute, Sydney, October 1983, 8p.
- 97 ELLIS, D. J.; PEATE S. S. - Metallurgical aspects of weld surfacing. In: Weld surfacing and hardfacing. The Institute of Welding, Cambridge, 1980, p.28-31.
- 98 FUJIMURA, H. et al. - Development of hard overlay welding for high wear resistance. IIW Doc. XII-1071-88, July, 1988, 16p.
- 99 DURMAN, R. W. - Abrasion resistant cast irons, Brit. Foundryman (suppl): 159-163, 1979.

- 100 STANDARD specification for abrasion resistant cast irons. In: Annual Book of ASTM Standards, ASTM, A532-80, part 2, 1981, p.337-340.
- 101 SELECTING of materials for wear resistance. In: GUIDE to selecting engineering materials, ASM, Ohio, 1989, p.111-122.
- 102 GREGORY, E. N. - Selection of materials for hardfacing. In: Weld surfacing and hardfacing, The Institute of Welding, Cambridge, 1980, p.22-27.
- 103 GREGORY, E. N.; BARTLE, M. - Materials for hardfacing. In: Weld Surfacing and Hardfacing, The Welding Institute Publication, 1980, p.11-21.
- 104 FIGHT Against wear starts with material selection. In: Source Book on Wear Control Technology. ASM, Ohio, 1978, p. 11-17.
- 105 FURNIVAL, P. - The use of weld surfacing to solve some wear problems in a chemical plant. In: Weld Surfacing and Hardfacing. The Institute of Welding, Cambridge, 1980, p. 67-72.
- 106 HARRISON, R. J. - Hardfacing ironworks plant. In: Weld surfacing and hardfacing. The Institute of Welding, Cambridge, 1980, p.47-53.

- 107 HORSFIELD, A. M. - Weld surfacing processes. In: Weld Surfacing and Hardfacing. The Institute of Welding, Cambridge, 1980, p.32-39.
- 108 PRISCO, M. - Revestimentos protetores contra desgaste, causas, fatores e soluções. In: VIII Encontro Nacional de Tecnologia de Soldagem, ABS, Rio de Janeiro, 1982, p.189-235.
- 109 ROWBERRY, T. R. - Applications of weld surfacing to power plant. In: Weld Surfacing and Hardfacing. The Institute of Welding, Cambridge, 1980, p.54-57.
- 110 SAKAI, E. et al. - A study on a new hardfacing process using an extremely hard material. IIW doc. IV-336-83, june 1983, 8p.
- 111 SYMONS, P. A. - Surfacing for impact resistance. In: Weld Surfacing and Hardfacing. The Institute of Welding, Cambridge, 1980, p.58-62.
- 112 THE procedure handbook of arc welding. The Lincoln Electric Co., 12a.ed., 1973.
- 113 TABELA de aplicações. UTP Brasileira de Solda Ltda, 4a.ed., 1973.
- 114 MANUAL técnico de aplicações. Eutetic Castolin, São Paulo, 1986, 197p.

- 115 JACKSON, R. S. - The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system. Journal of the Iron and Steel Institute, 208: 163-167, 1970.
- 116 MINEMURA, T. et al - Formation of metastable austenite in splat quenched high alloy steels containing Cr, Mo or W. Metallurgical Transactions A, 11A: 671-673, april 1980.
- 117 SVENSSON, L. E. et al. - Fe-Cr-C hardfacing alloys for high-temperature applications. Journal of Materials Science, 21: 1015-1019, 1986.
- 118 PEARCE, J. T. H. - Examination of M_7C_3 carbides in high chromium cast irons using thin foil transmission electron microscopy. Journal of Materials Science Letters, 2: 423-432, 1983.
- 119 PEARCE, J. T. H. - The use of transmission electron microscopy to study the effects of abrasive wear on the matrix structure of a high chromium cast iron. Wear, 89: 333-334, 1983.
- 120 DE MELLO, J. D. B.; DURAND-CHARRE, M.; HAMAR-THIBAUCI, S. - Solidification and solid state transformation during cooling of chromium-molybdenum white cast irons. Met. Trans. A, 14A: 1793-1801, 1983.
- 121 DE MELLO J. D. B.; RESENDE, I. M. - Um estudo sobre ferros fundidos brancos. Máquinas e metais: 46-53, 1987.

- 122 SINATORA, A. et al. - Efeito do carbono e do molibdênio na microestrutura dos ferros fundidos brancos de alto cromo. In: Anais do 7o. CBECIMAT, UFSC, Florianópolis, dezembro 1986, p.201-205.
- 123 SINATORA, A. et al. - Microestrutura dos FoFos brancos de alto cromo. Máquinas e Metais: 54-59, abril, 1987.
- 124 STEFANESCU, D. M. et al. - The study of the crystallization of chromium and vanadium medium alloyed white cast irons. Metalurgia, 31(8): 408-412, 1979. In: ASM Abstract no. 80-110362, section 11.
- 125 SAWAMOTO, A.; OGI, K.; MATSUDA, K. - Solidification structures of high chromium-vanadium cast irons. J. Jpn. Foundrymen's Society, 54(11): 725-731, 1982. In: ASM Abstract no. 83-510832, section 51.
- 126 SAWAMOTO, A.; OGI, K.; MATSUDA, K. - Effect of titanium on the morphology of vanadium carbides of high chromium-vanadium cast irons. J. Jpn. Foundrymen's Society, 55(7): 412-418, 1983. In: ASM Abstract no. 84-121524.
- 127 SAWAMOTO, A.; OGI, K.; MATSUDA, K. - Solidification structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) alloys. Trans. Am. Foundrymen's Society, vol. 94, Minneapolis, USA, 12-15 may, 1986. In: ASM Abstract no. 87-12700, section 12.

- 128 DE MELLO, J. D. B.; DURAND-CHARRE, M. - Phase equilibria and solidification sequences of white cast irons containing vanadium and chromium. Materials Science and Engineering, 67: 109-117, 1984.
- 129 GORSKY, V. V.; IVANOVA, YE. K.; NEMOSHKALENKO, V. O. - X-ray spectral micro-analysis of carbide phases in C-Fe-Cr-V and C-Fe-Cr-Nb alloys. Fiz Metal Metalloved, 46(1): 82-85, 1978.
- 130 AGAPOVA, L. I.; ZHUKOV, A. A. - Structural features and properties of deformed white cast iron alloyed with Vanadium, Niobium and Titanium. Transl. Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov., (5): 55-58, may 15, 1982.
- 131 SILENCE, W. L. - Effect of structure on wear resistance of Co, Fe and Ni base alloys. Trans. AIME, 100: 428-435, 1978.
- 132 KESRI, R.; DURAND-CHARRE, M. - Phase equilibria, solidification and solid-state transformation white cast irons containing niobium. Journal of Materials Science, 22: 2959-2964, 1987.
- 133 BAIK, H. - The effect of niobium, molybdenum and titanium on the solidification structures of Fe-C-Cr alloys. Dissertation, University of Wisconsin. In: Diss. Abstract Int., 49(1): 194, July, 1988.

- 134 RHINES, F. N. - Phase diagrams in metallurgy, their development and application. McGraw-Hill, New York, 1956, 340p.
- 135 RIVLIN, V. G. - Critical review of constitution of carbon-chromium-iron and carbon-iron-manganese systems. Int. Metals Reviews, 29(4): 299-327, 1984.
- 136 ELLIOT, R. P. - Constitution of binary alloys, first supplement, McGraw Hill, 1965.
- 137 STORMS, E. K. - Refractory materials, vol. 2, Academic Press, 1967.
- 138 RASSAERTS, V. H.; BENESOVSKY, F.; NOWOTNY - Untersuchungen in den systemen niob und tantal-chrom-kohlestoff. Planseeberichte Fur Pulvermetallurgie, 13: 199-207, 1965.
- 139 GUHA, J. P.; KOLAR, D. - Systems of Niobium Monocarbide with transitions Metals. J. Less Common Metals, 29: 33-40, 1972.
- 140 SHURIN, A. K.; DMITRIEVA, G. P.; LITVIN, E. G. - Phase equilibrium and mechanical property diagrams of alloys in the iron-niobium carbide system. Akad. Nauk Ukr SSR, Metallofiz, 21: 23-25, 1978.

- 141 KESTENBACH, H. J.; MAKRAY, E. T.; RODRIGUES, J. A. - Efeito de adições hipo e hiper estequiométricas de níbio sobre a solidificação de aços com médio teor de carbono. In: Anais do VI CBECIMAT, PUC, Rio de Janeiro, T-1, dezembro 1984, 5 pags.
- 142 PERRY, R. H. - Chemical engineers handbook. McGraw-Hill, N. Y., 1984.
- 143 BLANK, J. R., GLADMAN, T. - Quantitative metallography In: Tools and Techniques in Physical Metallurgy. Marcel Dekker, V.1, p.265-327.
- 144 PICKERING, F. B. - The basis of quantitative metallography. Institute of Metallurgical Technician, London, Monograph no. 1, 1986, 55p.
- 145 HANDBOOK of chemistry and physics. The Chemical Rubber Co., Ohio, 52.ed., 1972.

SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

A análise dos resultados deste trabalho permite sugerir as seguintes linhas de pesquisa para o desenvolvimento de ligas Fe - C - Cr - (Nb) em particular, bem como extensíveis para o desenvolvimento de outros materiais resistentes ao desgaste:

- (a) Caracterização do efeito de diferentes parâmetros microestruturais, como por exemplo o tamanho, a morfologia, a distribuição de fases, etc, para frações fixadas ou como parâmetros combinados às frações de fases, sobre o desempenho dos materiais contra o desgaste;
- (b) Identificação, análise e comparação de micromecanismos envolvidos no desgaste, tanto na degradação como na proteção das estruturas, com o auxílio de microscopia eletrônica, em busca da melhor compreensão fenomenológica do processo e da melhor interpretação dos resultados quantitativos de desempenho;
- (c) Desenvolvimento de modelos e determinação experimental de partes importantes de diagramas de equilíbrio de fases, binários, ternários, além de quaternários ou mesmo de maior número de componentes, para auxiliar no projeto e previsão da presença de fases, bem como para subsidiar a determinação de diagramas de transformações TTT, particularmente para as novas classes de ligas, contendo por exemplo Nb, V, Ti, W, que têm mostrado uma importância crescente na área de redução do desgaste.