

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM  
ENGENHARIA MECÂNICA**

**ESTUDO COMPARATIVO ENTRE LIGAS RESISTENTES  
AO DESGASTE ABRASIVO, APLICADAS POR  
SOLDAGEM, EM CHAPAS METÁLICAS PARA  
FABRICAÇÃO DE PLACAS ANTI DESGASTE**

**RICARDO VINÍCIUS DE MELO LEITE**

**Belo Horizonte, 22 de agosto de 2008**

**Ricardo Vinícius de Melo Leite**

**ESTUDO COMPARATIVO ENTRE LIGAS RESISTENTES  
AO DESGASTE ABRASIVO, APLICADAS POR  
SOLDAGEM, EM CHAPAS METÁLICAS PARA  
FABRICAÇÃO DE PLACAS ANTI DESGASTE**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de Fabricação - Soldagem

Orientador: Prof. Dr. Paulo Villani Marques – UFMG

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2008

**Universidade Federal de Minas Gerais**  
**Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**

Av. Antônio Carlos, 6627 - Pampulha - 31.270-901 - Belo Horizonte – MG

Tel.: +55 31 3499-5145 - Fax.: +55 31 3443-3783

www.demec.ufmg.br - E-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

**ESTUDO COMPARATIVO ENTRE LIGAS RESISTENTES**  
**AO DESGASTE ABRASIVO, APLICADAS POR**  
**SOLDAGEM, EM CHAPAS METÁLICAS PARA**  
**FABRICAÇÃO DE PLACAS ANTI DESGASTE**

**RICARDO VINÍCIUS DE MELO LEITE**

Dissertação defendida e aprovada em 22 de agosto de 2008, pela Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de “**Mestre em Engenharia Mecânica**”, na área de concentração de “**Processos de Fabricação – Soldagem**”.

---

**Prof./Dr. Paulo Villani Marques - (DEMEC - UFMG) - Orientador**

---

**Prof./Dr. Alexandre Queiroz Bracarense – (DEMEC – UFMG) - Examinador**

---

**Prof./Dra. Ângela Beatriz Coelho Arnt – (UNESC) - Examinadora**

Aos meus queridos pais Ronaldo (em memória) e Piedade.

À minha esposa Roberta

Aos meus irmãos

À Humanidade



## **AGRADECIMENTOS**

A DEUS, possibilitador e criador de tudo.

Aos meus pais Ronaldo Soares Leite e Piedade de Melo Soares Leite, pelo amor, incentivo e apoio incondicionais, sem os quais este trabalho definitivamente não existiria. Agradeço também à minha esposa e irmãos, por fazerem parte desta história.

À EUTECTIC / ESAB, representadas por seus gerentes, diretores e supervisores, pela oportunidade dada, pelo tempo de trabalho cedido e pelos recursos necessários disponibilizados para a elaboração deste trabalho.

Ao Professor Dr. Paulo Villani Marques pela orientação e contribuição fundamental para a realização deste trabalho.

À UFMG e a todos os professores que contribuíram de alguma forma para a realização deste trabalho.

À UNESC, especialmente à professora Dr. Ângela Beatriz Arnt e à equipe do laboratório de Engenharia de Materiais - UNESC, pelo apoio nos ensaios realizados nesta universidade.

Aos colegas de trabalho que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.

# SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS .....	1
1.1 Introdução.....	1
1.2 Objetivos.....	5
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	6
2.1 Desgaste e atrito.....	6
2.2 Classificação dos processos de desgaste abrasivo .....	9
2.2.1 Regime de desgaste abrasivo .....	15
2.3 Efeito da microestrutura sobre o desgaste abrasivo .....	17
2.4 Tribossistema.....	18
2.5 Técnicas de proteção contra o desgaste.....	20
2.6 Processos de soldagem para revestimento duro.....	21
2.7 Ligas para revestimentos resistentes ao desgaste .....	26
2.7.1 Propriedades.....	26
2.7.2 Classificação .....	28
2.7.3 Influência dos elementos de liga na microestrutura das ligas do sistema Fe-C-Cr36	
2.7.4 Microestrutura dos materiais resistentes ao desgaste.....	41
2.8 – Efeito dos parâmetros de soldagem.....	44
3 METODOLOGIA.....	49
3.1 Materiais testados.....	49
3.2 Soldagem – Equipamentos e procedimentos .....	49
3.3 Obtenção dos corpos de prova.....	50
3.4 Ensaio Realizados.....	51
3.4.1 Equipamentos e Procedimentos Utilizados nos Ensaio. ....	52
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	56
4.1 – Análise química .....	56
4.2 – Medições de dureza.....	57
4.3 – Caracterização Microestrutural.....	58
4.4 – Ensaio de desgaste.....	65
4.5 – Análise da superfície de desgaste.....	69
5 CONCLUSÕES .....	72
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	73
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	74
8 ANEXOS.....	80

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1 – Representação das forças atuantes em um deslizamento em plano inclinado. ....	1
FIGURA 1.2. Aplicação de placas resistentes ao desgaste abrasivo, em equipamento industrial utilizado para movimentação de minério de ferro (Eutectic, 2000) .....	3
FIGURA 2.1 - Causas de falha e sua perda relativa sobre a economia (Rabinowivz,1985).....	7
FIGURA 2.2 - Fatores que influenciam no desgaste de estruturas (Gahr, 1987).....	7
FIGURA 2.3 – Processo de falha (Gahr, 1987).....	9
FIGURA 2.4 – Classificação dos processos de desgaste (Gahr, 1987). ....	10
FIGURA 2.5 – Classificação do desgaste abrasivo (Meyer, 1982).....	10
FIGURA 2.6 – a) Desgaste abrasivo a dois corpos; b) desgaste abrasivo a três corpos (Gahr, 1987).....	11
FIGURA 2.7. Representação esquemática das classificações para o desgaste por abrasão: (a) abrasão a baixas tensões; (b) abrasão a altas tensões; (c) abrasão por goivagem. (Misra, 1970). ....	13
FIGURA 2.8 – Micrografias de interações entre abrasivos minerais e superfícies de aços (a) microsulcamento, (b) microcorte e (c) microlascamento (Feller, 1971).....	13
FIGURA 2.9 – Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies de materiais. ....	14
FIGURA 2.10 – Micrografias de ferro ARMCO com ângulos de ataque do abrasivo de (a) 30 °, (b) 60° e (c) 90 ° (Mulhearn, 1962). ....	14
FIGURA 2.11 - Relação entre microsulcamento e microcorte em função da razão entre o ângulo de ataque e de ataque crítico (Stroud, 1962). ....	15
FIGURA 2.12 – Desgaste abrasivo como função da razão de dureza de partículas abrasivas e dureza do material desgastado (Zum Gahr, 1987). ....	16
FIGURA 2.13 Efeito da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade da segunda fase, no desgaste abrasivo (Gahr, 1987). ....	17
FIGURA 2.14 – Entradas e saídas do sistema tribológico (Czichos, 1977). ....	19
FIGURA 2.15 – Representação esquemática dos elementos do tribosistema (Norma DIN 50 320, 1977). ....	20
FIGURA 2.16 – Tratamentos superficiais, adaptado de ( Henderson, 1991). ....	21
FIGURA 2.17 – Tipos de revestimentos, adaptado de (Henderson, 1991).....	21
FIGURA 2.18 – Principais processos de soldagem aplicados em revestimentos duros. (a) SMAW; (b) FCAW e (c) SAW (Fortes, 2004).....	22
FIGURA 2.19 – Diagrama estrutural de ligas cromo-carbono (Rosas, 1998). ....	33
FIGURA 2.20 – Microestruturas típicas encontradas em revestimentos duros soldados	

com ligas do sistema Fe-C-Cr. a) e b) Ferrita bainita; c) martensítica, d) martensita austenita, e) austenita; f) austenita primária com eutético de austenita-carboneto, g) quase eutético e h) carboneto primário com eutético de austenita carboneto (Kotecki ,1995). .....	35
FIGURA 2.21 Microscopia ótica. Matriz austenítica e uma precipitação eutética primária onde pode-se observar a morfologia “escrita chinesa” do NbC primário. Adnane e Kesri (1992). .....	40
FIGURA 2.22 – Perda de massa das ligas de ferro fundido de alto cromo em função da fração volumétrica de carbonetos, em testes de abrasão. (a) sílica seca e úmida, (b) alumina a seco. Fiore et al. (1983). .....	42
FIGURA 2.23 - Perda de massa versus dureza do revestimento. FB ferrita bainita; MS martensita; MA martensita austenita; AM austenita; PA austenita primária com eutético de austenita e carboneto; NE quase eutético; PC carboneto primário com eutético de austenita e carboneto. Kotecki e Ogborn, (1995). .....	43
FIGURA 2.24 – Perda de massa versus porcentagem de carbono depositado. FB ferrita bainita; MS martensita; MA martensita austenita; AM austenita; PA austenita primária com eutético de austenita e carboneto; NE quase eutético; PC carboneto primário com eutético de austenita e carboneto. Kotecki e Ogborn, (1995). .....	44
FIGURA 2.25 Efeito da corrente de soldagem sobre a diluição para três níveis diferentes de aporte térmico, usando o processo FCAW e uma liga austenítica de alto cromo (Rense, 1981). .....	47
FIGURA 3.1 – Representação esquemática do processo de soldagem durante a fabricação de uma placa de desgaste. ....	50
FIGURA 3.2 - Corpos de prova obtidos para ensaios de desgaste. (A) amostra A; (B) amostra B e (C) amostra C .....	51
FIGURA 3.3 - (a) Representação esquemática do equipamento roda de Borracha (b) Equipamento utilizado nos ensaios. ....	53
FIGURA 4.1 – Médias das durezas de cada corpo de prova das ligas A,B e C. ....	57
FIGURA 4.2 – Aspecto geral das amostras A, B e C examinadas e analisadas. ....	58
FIGURA 4.3 – Microestrutura do revestimento da amostra A - Ataque Nital 3% - Microscopia Óptica. ....	59
FIGURA 4.4 – Fotomicrografia do revestimento. Liga A. Detalhamento da microestrutura do revestimento e análises químicas (EDS) dos pontos indicados na fotomicrografia – MEV (% em peso). Ataque nital 3%. ....	60
FIGURA 4.5 - Microestrutura do revestimento da amostra B - Ataque Nital 3% - Microscopia Óptica .....	61
FIGURA 4.6 - Fotomicrografia do revestimento. Liga B. Detalhamento da microestrutura do revestimento e análises químicas (EDS) dos pontos indicados na	

fotomicrografia – MEV (% em peso). Ataque nital 3%.....	62
FIGURA 4.7 - Microestrutura do revestimento da amostra C - Ataque Nital 3% - Microscopia Óptica. ....	63
FIGURA 4.8 - Fotomicrografia do revestimento. Liga C. Detalhamento da microestrutura do revestimento e análises químicas (EDS) dos pontos indicados na fotomicrografia – MEV (% em peso). Ataque nital 3%.....	64
FIGURA 4.9 – Aspecto macroscópico do corpo de prova após ensaio em abrasômetro do tipo roda de borracha: 130N – 200rpm – 30min, abrasivo: areia. ....	65
FIGURA 4.10 – Representação gráfica da perda de volume das ligas A, B e C após testes de desgaste abrasivo. ....	66
FIGURA 4.11 – Análise da superfície desgastada, amostra A – Aumento 15 X.....	69
FIGURA 4.12 - Análise da superfície desgastada, amostra B – Aumento 15 X.....	69
FIGURA 4.13 - Análise da superfície desgastada, amostra C – Aumento 15 X.....	70

## LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 – Vantagens e desvantagens dos processos de soldagem.....	23
TABELA 2.2 – Dureza típica de alguns abrasivos e algumas fases de metais. ....	27
TABELA 2.3 - Grupo 1 , Ligas ferrosas com menos de 20% de adição utilizadas em revestimentos duros.....	29
TABELA 2.4 – Grupo 2: Ligas ferrosas com mais de 20% de adição utilizadas em revestimentos duros.....	31
TABELA 3.1 - Parâmetros de soldagem utilizados na fabricação das placas de desgaste. ....	50
TABELA 3.2 - Parâmetros utilizados durante os ensaios de desgaste, conforme procedimento A, ASTM G65 (1991). ....	54
TABELA 4.1 - Resultados de análise química do metal depositado com as ligas selecionadas A, B e C.....	56
TABELA 4.2 – Valores médios de dureza da superfície dos corpos de prova .....	57
TABELA 4.3 – Resultados do ensaio de desgaste nos corpos de prova das ligas A, B e C.....	66
TABELA 8.1 – Valores de dureza obtidos em cinco pontos para cada corpo de prova das amostras A, B e C .....	80
TABELA 8.2 – Dados relativos ao ensaio abrasivo no equipamento roda de borracha, para todos os CP's das ligas A, B e C. ....	81

## RESUMO

As ligas metálicas aplicadas por soldagem em superfícies, objetivando a proteção contra o desgaste e o conseqüente aumento da vida útil de peças e equipamentos, têm sido utilizadas em larga escala nas indústrias de bens de consumo e nos setores de mineração e sucroalcooleiro. O desgaste abrasivo em peças e equipamentos representa, nestas industriais, um dos principais fatores de depreciação de capital e uma importante fonte de despesas com manutenção. Para a aplicação do revestimento por soldagem, os arames tubulares têm sido uma alternativa cada vez mais viável, devido à sua alta produtividade e qualidade de solda, substituindo, em parte, o uso do eletrodo revestido. O objetivo deste trabalho é fazer um estudo comparativo da resistência ao desgaste abrasivo do revestimento aplicado por soldagem com arames tubulares autoprotetidos de três ligas metálicas utilizadas na indústria, uma do tipo Fe-Cr-C, outra do tipo Fe-Cr-C com adição de nióbio e boro, e a terceira, do tipo Fe-Cr-C, com adição de nióbio. Os revestimentos anti-desgaste, conhecidos como revestimento duro, foram aplicados em chapas de aço carbono, com os mesmos parâmetros e procedimentos de soldagem. Os corpos de prova foram obtidos por corte e retificação e foram submetidos a ensaios de desgaste abrasivo, em um abrasômetro Roda de Borracha, conforme procedimento estabelecido pela norma ASTM G65-91. Os resultados obtidos demonstraram que a liga Fe-Cr-C com adição de Nióbio e Boro apresentou desempenho superior em relação ao desgaste abrasivo.

**Palavras chaves:** arame tubular; liga Fe-Cr-C; revestimento duro; roda de borracha; desgaste abrasivo.

## ABSTRACT

The metal alloys deposited by welding on the components surface, with the objective of protection against wear and the consequent increase in the lifetime of parts and equipments, have been used extensively in the consumer products industry and sectors of Mining and Sugar & alcohol. The abrasive wear on parts and equipments represents one of the main depreciation factors of capital and the major source of expenditure on maintenance in industries. For the application of the coating by welding, flux cored wire has been a viable alternative, because of its high productivity and high weld quality, replacing in part, the use of the stick electrode. The objective of this work is to make a comparative study of the abrasive wear resistant coating deposited by welding with selfshielded cored wires of three metal alloys used in industry, first the Fe-Cr-C alloy, the second the Fe-Cr-C alloy with niobium and boron addition and the third the Fe-Cr-C with niobium addition. The wear resistant coatings, known as hardfacing were deposited on carbon steel plates, with the same parameters and procedures of welding. The samples were obtained by cutting and grinding and were subjected to abrasive wear tests, in a Rubber Wheel apparatus, according to procedure established by ASTM G65-91. The results showed that the Fe-Cr-C alloy with Niobium and Boron addition presented superiority in terms of wear resistance.

**Key Words:** *Fe-Cr-C alloy; cored wire; hardfacing; abrasive wear; Rubber Wheel testing.*

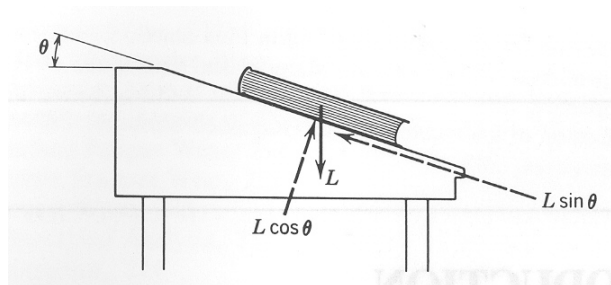


# 1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

## 1.1 Introdução

Fricção e desgaste são fenômenos tão antigos quanto a humanidade. No paleolítico, fogo era gerado pela fricção de madeira em madeira ou em pedra (Gahr, 1987). Na antiga mesopotâmia existiram alguns sofisticados equipamentos tribológicos. Os antigos egípcios também fizeram uso da fricção para transporte de pesadas cargas e existem muitas figuras que demonstram que a sociedade apreciava o uso da lubrificação para reduzir o desgaste em contatos de deslizamento e rolagem (Willians, 1994).

Após a renascença, Leonardo da Vinci (1459-1519) deu importantes contribuições para o entendimento dos fenômenos de atrito e desgaste. Da Vinci mediu forças de atrito em planos horizontais e inclinados, figura 1. Ele mostrou que as forças de atrito eram dependentes da força normal ao deslizamento de corpos e independentes da área de contato aparente. Propôs uma distinção entre atrito de escorregamento e de rolamento, além de investigar a influência do lubrificante na redução do atrito. Além disso, introduziu o coeficiente de atrito como sendo proporcional a força normal. Da Vinci estudou particularmente o atrito em mancais, sugerindo a utilização de uma liga com 30 % de cobre e 70 % de estanho para mancais planos, com a intenção de reduzir o efeito do atrito (Willians, 1994).



**FIGURA 1.1 – Representação das forças atuantes em um deslizamento em plano inclinado.**

Aproximadamente dois séculos depois Guillaume Amontons (1663 – 1705) confirmou, independentemente do trabalho de Da Vinci, que a força de atrito depende

da força normal e independe da área de contato aparente (Gahr, 1987). Além disso, mostrou que o uso de lubrificantes, como a gordura de porco, forma uma camada que impede o contato entre os corpos, ou seja; independe dos pares de materiais estudados. Assim, Amontons e Da Vinci, encontraram valores constantes ( $1/3$  e  $1/4$ , respectivamente) para o coeficiente de atrito, independente do material dos corpos de escorregamento em uso (madeira, aço, cobre, chumbo, etc.).

Cientistas como, Charles Augustin Coulumb (1736 – 1806), Leonhard Euler (1707 –1783), John Theophilus Desagulier (1683 – 1744), Osborne Reynolds (1842 – 1919), Heirich Rudolph Hertz (1869 – 1851), George Vogelpohl (1900 – 1975), Frank Philip Boluden (1903 – 1968) e muitos outros deram importantes contribuições para o desenvolvimento histórico do conhecimento dos fenômenos de atrito, lubrificação e desgaste (Gahr, 1987).

Atualmente nota-se um interesse cada vez maior na otimização econômica dos processos de produção, sendo que a cada dia é dada uma maior atenção a todos os fatores que interferem nos custos, na qualidade final do produto e no meio ambiente. Dentre os segmentos industriais nesta situação estão os de produção de bens de consumo e os prestadores de serviço, que se utilizam de processos de soldagem, destacando-se as indústrias de mineração, sucroalcooleira e de produção de aços. Nessas indústrias, o desgaste é um fenômeno que pode causar danos consideráveis em componentes e equipamentos. O desgaste representa um dos principais fatores de depreciação de capital e fontes de despesas com manutenção. Segundo Gregolin (1990), ele influi nos custos diretos de produção devido às necessidades de reposição ou recuperação de peças desgastadas, e também nos custos indiretos de produção, pela necessidade de superdimensionamento de componentes e pelas limitações na produção devido a equipamentos deteriorados, além de interrupções muitas vezes imprevistas nas linhas de produção.

Contatos recentes, mantidos com a União da Agroindústria Açucareira do Estado de São Paulo – UNICA, indicaram que os custos do setor sucroalcooleiro com reposição e manutenção de equipamentos desgastados, no ano de 2005, giraram em torno de 5% do total da receita bruta.

Enumeram-se quatro mecanismos pelos quais os componentes e equipamentos industriais podem perder sua utilidade: obsolescência, quebra, corrosão e desgaste. Este

último, já mencionado, assume papel relevante devido à sua complexidade e também à dificuldade de sua investigação (Noble, 1986). Segundo Eyre (1978), o desgaste pode ser definido como a degradação da superfície do componente ou do equipamento, geralmente envolvendo remoção progressiva do material, como resultados de processos tribológicos. Eyre observou que o desgaste do tipo abrasivo é a mais freqüente forma de ocorrência em inúmeros segmentos industriais, contribuindo com cerca de 50% dos problemas industriais envolvendo desgaste.

Um método de combate a este fenômeno, tecnicamente chamada de revestimento, é a deposição de uma liga especial na superfície sujeita a esta deterioração. Isto pode ser obtido pela aplicação de cordões de solda na superfície, ou pela aplicação de placas metálicas protetoras, revestidas com componentes resistentes ao desgaste, denominando-se revestimento duro. A figura 1.2 exemplifica uma aplicação de placas resistentes ao desgaste abrasivo em equipamentos industriais.



**FIGURA 1.2.** Aplicação de placas resistentes ao desgaste abrasivo, em equipamento industrial utilizado para movimentação de minério de ferro. (Eutectic, 2000).

Como o desgaste abrasivo é um resultado geralmente intrínseco das operações e dos processos onde ocorrem, seu controle e minimização dependem essencialmente da seleção de materiais e processos apropriados (Eyre, 1978).

Em geral, as ligas para revestimento duro utilizadas neste tipo de aplicação pertencem ao sistema Fe-Cr-C, destacando-se em particular os aços de baixa liga, aços de alto cromo autênticos e ferros fundidos de alto cromo (Gregolin, 1990). Estas constituem o grupo de ligas resistentes ao desgaste mais popular devido ao baixo custo relativo e à facilidade de utilização que apresentam. Podem ser tanto simples aços baixa ligas como complexas ligas com uma grande variedade de carbonetos (Mello, 1997).

Os aspectos qualitativos e quantitativos da microestrutura do material depositado por ligas do sistema Fe-Cr-C são função de variáveis como composição química do metal de adição e do metal de base, parâmetros de soldagem e número de camadas depositadas. Estudos realizados por Kotecki e Ogborn (1995) relatam a presença de sete tipos de microestruturas em revestimentos duros produzidos pelas ligas comerciais disponíveis: (i) ferrita – bainita, (ii) martensita, (iii) martensita-austenita, (iv) austenita, (v) austenita primária com eutético austenita-carbonetos, (vi) quase-eutético de austenita-carboneto e (vii) carbonetos primários com eutético de austenita-carbonetos. A mais importante variável na determinação do tipo de microestrutura é o teor de carbono, pois, é ele, e não a dureza do revestimento, como é largamente difundido, que determina a microestrutura final do revestimento; além disso, revestimentos depositados com ligas contendo teores de C acima de 4% e de Cr acima de 16% produzem a microestrutura mais desejável em revestimentos duros, constituída de carbonetos primários com eutético de austenita – carbonetos.

Uma prática comum entre os fabricantes de consumíveis de soldagem para aumentar a resistência ao desgaste das ligas do sistema Fe-Cr-C em aplicações especiais é a sua modificação pela adição de elementos de ligas formadores de carbonetos complexos, entre os quais os mais largamente utilizados são o molibdênio, tungstênio, vanádio, nióbio e titânio (Menon, 1996). Contudo, alguns destes elementos, apesar de serem comprovadamente mais eficientes no aumento da resistência à abrasão do metal depositado, são mais dispendiosos, elevando consideravelmente o custo dos consumíveis. Além disso, existe na literatura especializada, pouco ou nenhum relato dos benefícios desta modificação, dependendo do elemento modificador da liga metálica estudada.

Diante do exposto, torna-se desejável, frente à elevada aplicação destas ligas em indústrias de setores como o de mineração, sucroalcooleiro, geração de energia e de

produção de aços, um estudo comparativo entre ligas diferenciadas em termos de composição química, para verificar os efeitos de tais elementos químicos na resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões, objetivando a maximização da proteção de peças e equipamentos dos setores industriais descritos anteriormente.

Os resultados deste estudo comparativo, associados à aplicação de técnicas de deposição e de controle de processos de soldagem, viabilizará um maior entendimento dos processos de desgaste abrasivo, propiciando uma melhor seleção de materiais para obtenção de uma maior proteção anti-desgaste e, conseqüentemente, maior vida útil de equipamentos e peças submetidos a intenso processo tribológico, levando a um menor custo industrial e a uma redução dos custos dos produtos finais demandados pelo mercado.

## **1.2 Objetivos**

Este trabalho tem como objetivos específicos avaliar e comparar a resistência a abrasão, a composição química, a dureza, e a microestrutura de três ligas metálicas comerciais, aplicadas por soldagem, através de arames tubulares autoprotégidos (processo FCAW), em chapas metálicas, para produção de placas anti desgaste abrasivo.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Desgaste e atrito

O fenômeno do desgaste é definido pela ASTM como a degradação da superfície de um sólido, e geralmente envolve perda progressiva de material, devido ao movimento relativo desta superfície com uma ou mais substâncias em contato. Rigney (1990) define desgaste como o deslocamento ou a remoção de material resultante de processos tribológicos, enquanto a norma DIN 50 320 (1997), o faz como sendo a perda progressiva de substâncias de um corpo sólido, causada por ação mecânica, isto é, por contato e movimento relativo de um contra-corpo sólido, líquido ou gasoso.

A ciência que estuda o desgaste e o atrito, ou seja, a interação de superfícies em movimento e de técnicas relacionadas às mesmas é denominada tribologia. O termo tribologia é derivado da palavra grega tribos que têm o significado de fricção. Tribologia envolve a investigação científica de todos os tipos de fricção, lubrificação e desgaste e também das aplicações técnicas do conhecimento tribológico (Gahr, 1987).

A importância econômica da tribologia e a grande necessidade por uma pesquisa sistemática, com o aprimoramento da transferência do conhecimento teórico para a prática, estão sendo reconhecidas nas últimas décadas.

Estudos realizados pela ASME nos Estados Unidos apontam uma perda econômica de 1% a 2,5% do produto interno bruto devido ao desgaste. Na Alemanha, uma pesquisa da década de 80 revela que desgaste e corrosão juntos contribuem com a perda de 4,5% do produto interno bruto (Gahr, 1987). Com a crescente produção industrial nas últimas décadas, estima-se que o potencial de perdas econômicas devido ao desgaste tenha aumentado proporcionalmente nas indústrias.

Para compreender o impacto econômico ocorrido devido a perdas por desgaste, a figura 2.1 apresenta a importância relativa do desgaste na economia. Deve-se considerar que a fricção e o desgaste não são apenas propriedades dos materiais, mas resultam de características dos sistemas de engenharia (tribosistema), uma vez que fricção é a resistência ao movimento e cresce com as interações dos sólidos e com a real área de contato. Fricção e desgaste são respectivamente causas sérias de dissipação de energia e

perda de material. O desgaste é consequência de uma desintegração da interação entre componentes, como resultado de uma tensão do material nas vizinhanças da superfície.

Em um componente, o desgaste pode ser ou não catastrófico, mas na maioria das vezes, leva a perda de eficiência, causa vibração e desalinhamento. Em casos extremos, algumas falhas causadas por desgaste podem levar a fratura e os fragmentos formados normalmente podem danificar o equipamento.

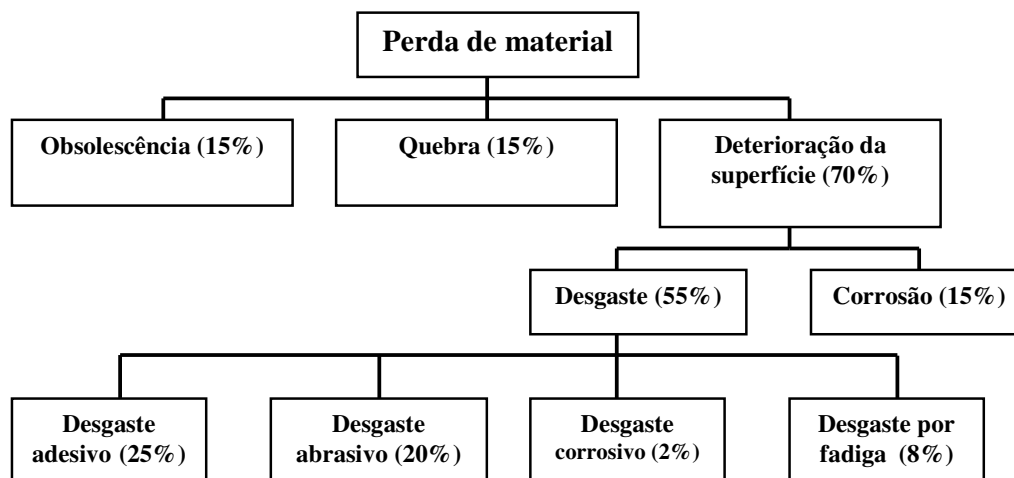


FIGURA 2.1 - Causas de falha e sua perda relativa sobre a economia (Rabinowivz,1985)

As perdas econômicas devidas ao desgaste podem ser reduzidas por otimização da planta da organização e por adequado projeto, produção, montagem e aplicação. O controle do custo do desgaste pode começar com o processo de produção correto para fabricação do produto, o que inclui a escolha do equipamento e o local de instalação, questões de padronização e estoque, figura 2.2.

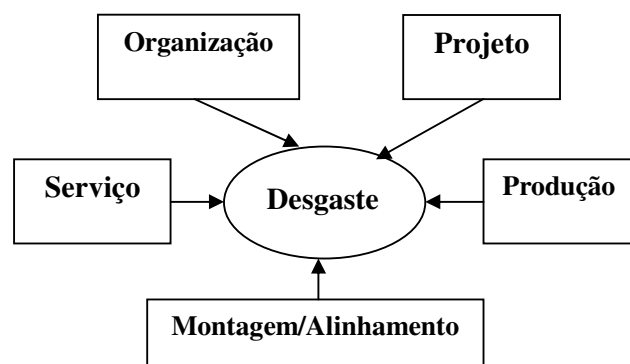


FIGURA 2.2 - Fatores que influenciam no desgaste de estruturas (Gahr, 1987).

O projeto pode efetivamente reduzir o desgaste do componente ao otimizar a transferência de carga e movimento, permitindo apenas baixa tensão, usando material apropriado e lubrificante em função da carga, temperatura e ambiente. As partes em desgaste podem ser projetadas para fácil recolocação.

As condições de trabalho de um componente dependem do tipo e da qualidade da produção. O grau de precisão da forma, tamanho e perfil de superfície e rugosidade exerce influência sobre a fricção e o desgaste. No entanto, a vida em serviço depende também da precisão da montagem, alinhamento exato, limpeza e cuidado com a superfície do componente.

Durante o serviço, os custos devido à fricção e desgaste podem ser reduzidos através do controle das condições de trabalho e vibração, limpeza do ambiente, manutenção e reparos (Gahr, 1987).

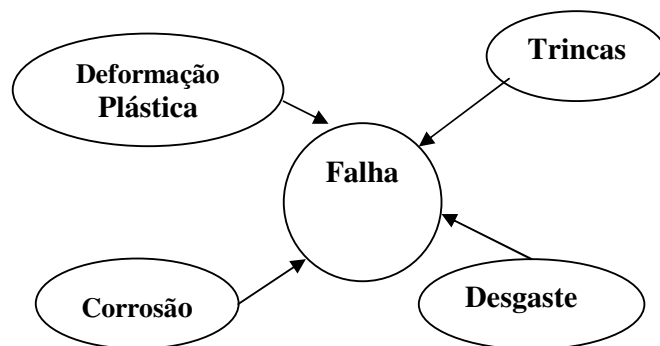
O conhecimento da microestrutura do componente e sua influência na resistência ao desgaste são de grande importância na seleção de materiais. Aspectos microestruturais, como por exemplo, defeitos cristalinos como vacâncias, discordâncias, contornos de grão, partículas de segunda fase etc., podem afetar sensivelmente o desgaste dos componentes. Através da composição química não se pode definir a microestrutura do material, porém a mesma pode ser alterada severamente através de tratamentos mecânicos, térmicos e termomecânicos.

Sendo assim o estudo dos fatores que contribuem para o desgaste se faz necessário para predizer a ocorrência dos mecanismos de desgaste. Os principais fatores de desgaste são:

- Variáveis metalúrgicas:  
Composição química e microestrutura.
- Variáveis de processo:  
Materiais em contato, pressão, velocidade, temperatura e acabamento superficial.
- Outros fatores:  
Lubrificação, corrosão.



A figura 2.3 mostra que a falha de um componente ou estrutura resulta de um processo de deformação plástica, formação e propagação de trinca, corrosão e desgaste.



**FIGURA 2.3 – Processo de falha (Gahr, 1987).**

O desgaste atinge primeiramente a superfície do componente. Segundo Gahr (1987) pode-se relacionar como causas da fricção e desgaste a vibração, o aquecimento, mudanças geométricas, fragmentos, entre outras, que podem resultar na perda da função pretendida, e levar ou não a falha catastrófica da peça ou equipamento.

## **2.2 Classificação dos processos de desgaste abrasivo**

Os processos de desgaste abrasivo podem ser classificados pelos modos de desgaste. A figura 2.4 mostra esquematicamente os diferentes tipos de ações na interface de um corpo sólido, em função do movimento das interfaces e/ou das partículas abrasivas. Os modos de desgaste podem variar entre, deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e escoamento, dependendo da cinemática do sistema.

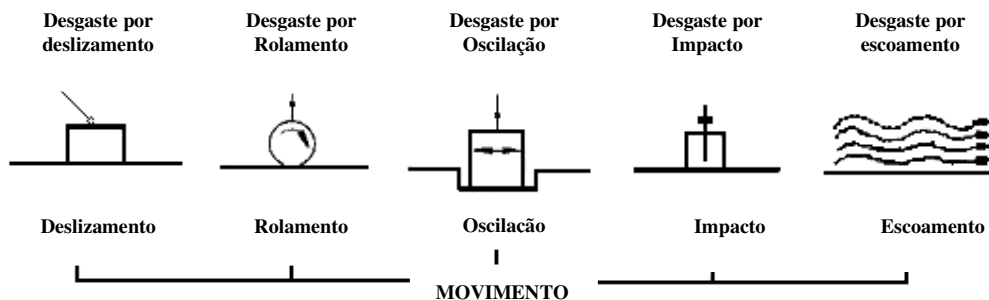


FIGURA 2.4 – Classificação dos processos de desgaste (Gahr, 1987).

Os processos de desgaste abrasivo também poderão ser classificados quanto ao elemento interfacial, podendo ser de dois ou três corpos, e são representados esquematicamente pela figura 2.5.

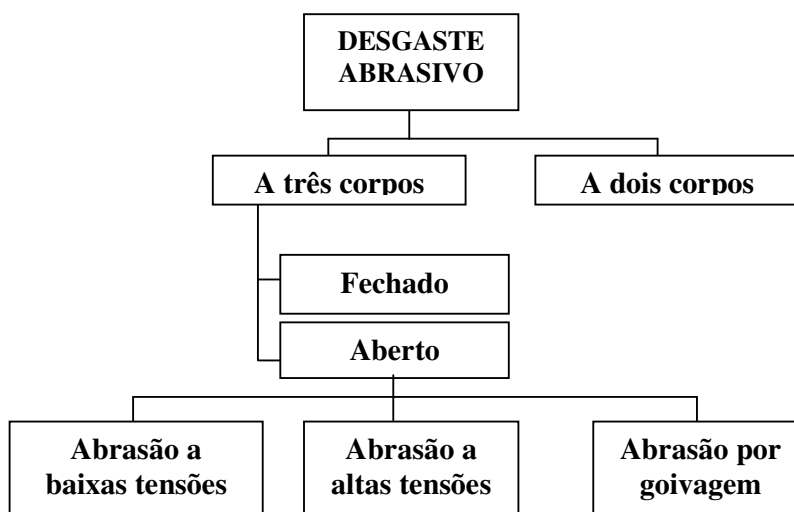


FIGURA 2.5 – Classificação do desgaste abrasivo (Meyer, 1982).

Segundo Misra (1970), essas subdivisões do desgaste abrasivo são definidas da seguinte forma:

A **Abrasão a dois corpos**: acontece quando uma superfície rugosa ou partículas abrasivas fixas deslizam através de uma superfície para remover material. A remoção acontece pela ação de deslizamento unidirecional de partículas discretas de um outro material sem haver movimento das superfícies entre si. Estas superfícies mantêm uma orientação constante entre si durante o período de contato. 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 de abrasão a dois corpos operações de usinagem, como a retífica, embora neste caso a remoção de material seja intencional.

A **abrasão a três corpos sistema aberto** representa a maioria dos problemas de desgaste em equipamentos industriais e agrícolas. Neste tipo de desgaste as partículas são soltas e podem ter movimento de umas em relação às outras e também movimento de rotação durante o deslizamento.

No **desgaste a três corpos sistema fechado**, as partículas soltas são aprisionadas entre duas superfícies que deslizam ou que rolam entre si.

No desgaste a três corpos abertos, as duas superfícies são tratadas à parte, ou apenas uma superfície sofre a ação de abrasivos soltos. A figura 2.6 mostra de forma representativa, os desgastes de dois e três corpos.

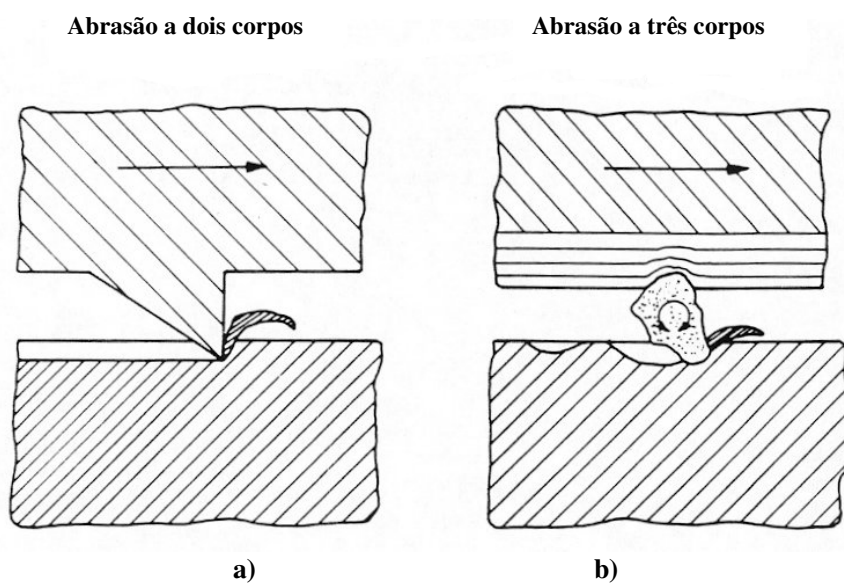


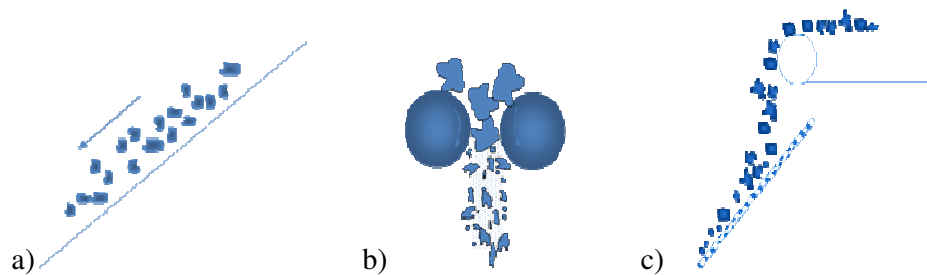
FIGURA 2.6 – a) Desgaste abrasivo a dois corpos; b) desgaste abrasivo a três corpos (Gahr, 1987).

A **abrasão por goivagem** envolve altas tensões, usualmente em uma larga escala e normalmente compostas de impacto e compressão. A superfície do material geralmente é macia e ranhuras proeminentes são cortadas no material. As condições de abrasão por goivagem são reproduzidas em mandíbulas de trituradores ou britadeiras de cone giratório.

A **abrasão a altas tensões**, ou abrasão por moagem é caracterizada pelo riscamento, pela deformação e pela formação de cavidades nas superfícies, provocados pela impressão das partículas abrasivas. O material abrasivo é fragmentado durante o contato com a superfície de desgaste. A resistência à compressão de superfície sujeita ao dano, é, portanto, relevante, devendo ser maior que a resistência à compressão do abrasivo. Em outras palavras, ocorre durante a fragmentação progressiva ou trituração do abrasivo, como por exemplo, em bolas de moinho. O termo por “altas tensões” deve-se entender que a tensão para a trituração do abrasivo foi ultrapassada.

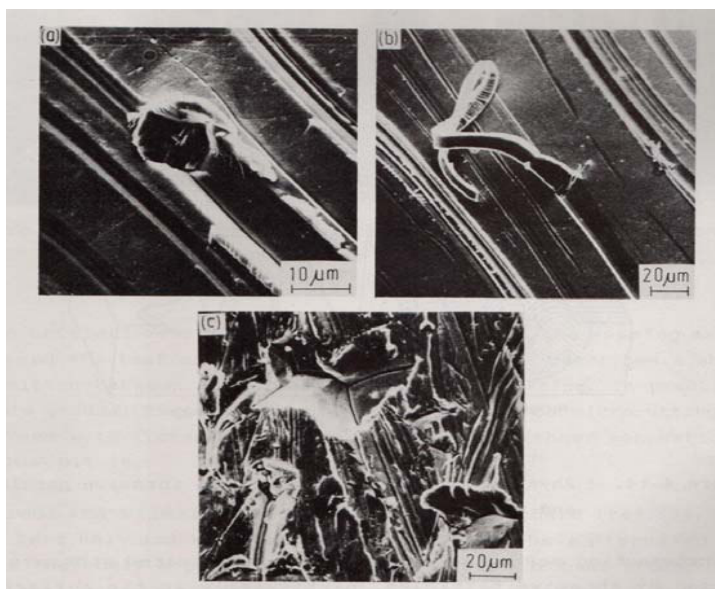
A **abrasão a baixas tensões** ou abrasão por riscamento envolve baixas velocidades e fraco suporte para o abrasivo, como acontece na operação de um equipamento para arar a terra. A severidade deste tipo de abrasão aumenta com a velocidade da operação. Este tipo de abrasão é essencialmente o mecanismo primário do dano, em comparação com outros mecanismos de desgaste abrasivo. Superfícies sujeitas à abrasão a baixas tensões mostram que o material é removido por partículas duras e pontiagudas ou por superfícies mais duras com protuberâncias pontiagudas que aram o material fazendo sulcos. O abrasivo está sujeito a tensões inferiores àquelas necessárias para a sua fragmentação. A taxa de abrasão aumenta com a agudeza do abrasivo, tendo crescimento significativo quando a dureza do abrasivo é maior que o dobro da dureza da superfície submetida à abrasão. No entanto, essa taxa decresce quando a dureza da superfície submetida à abrasão aumenta ou quando o tamanho do abrasivo diminui. A taxa de abrasão é diretamente proporcional à distância de deslizamento e à carga sobre a partícula ou protuberância. Nos metais, a composição química e a microestrutura afetam diretamente a taxa de abrasão a baixas tensões (Misra, 1970).

Exemplos de alguns desses tipos de processos de desgaste abrasivo são mostrados esquematicamente na figura 2.7.



**FIGURA 2.7.** Representação esquemática das classificações para o desgaste por abrasão: (a) abrasão a baixas tensões; (b) abrasão a altas tensões; (c) abrasão por goivagem. (Misra, 1970).

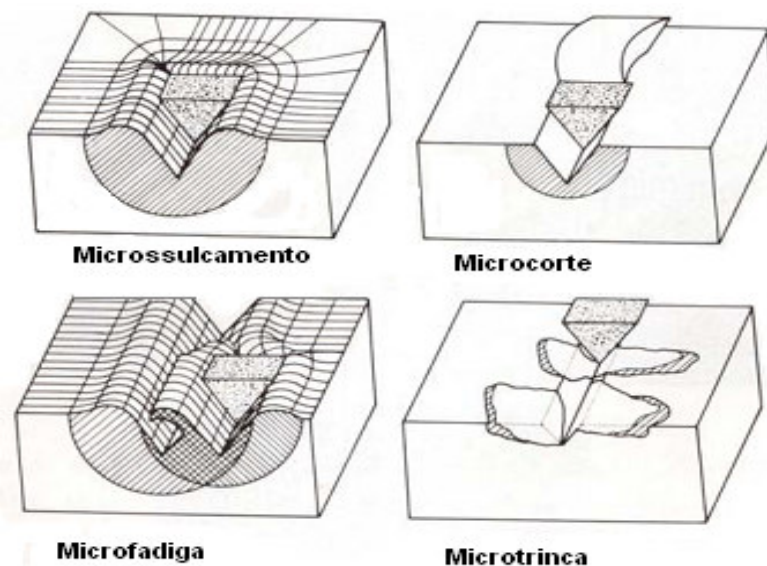
O desgaste abrasivo também é classificado quanto ao aspecto da superfície desgastada (micromecanismo), em microsulcamento, microcorte e microlascamento, conforme mostrado na figura 2.8. No microsulcamento a perda de material ocorre devido a muitas partículas abrasivas agirem simultaneamente e sucessivamente, formando um amassamento à frente da partícula abrasiva (Mulhearn et al. 1962).



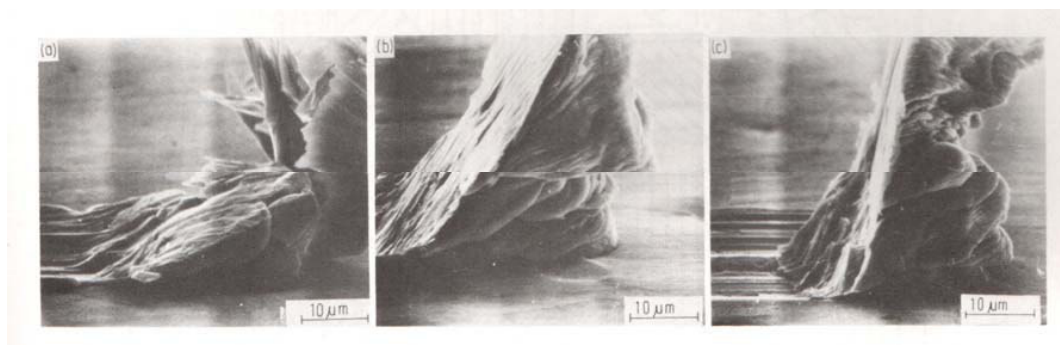
**FIGURA 2.8 –** Micrografias de interações entre abrasivos minerais e superfícies de aços (a) microsulcamento, (b) microcorte e (c) microlascamento (Feller, 1971).

No microcorte puro tem-se uma perda de material igual ao volume do desgaste produzido, conforme se pode observar na figura 2.9. De acordo com Mulhearn et al.

(1962), o material é destacado da superfície por microcorte quando o ângulo de ataque das partículas duras de abrasivo é maior do que um valor crítico. A figura 2.10 mostra um exemplo de microcorte em ferro ARMCO para diferentes ângulos de ataque.



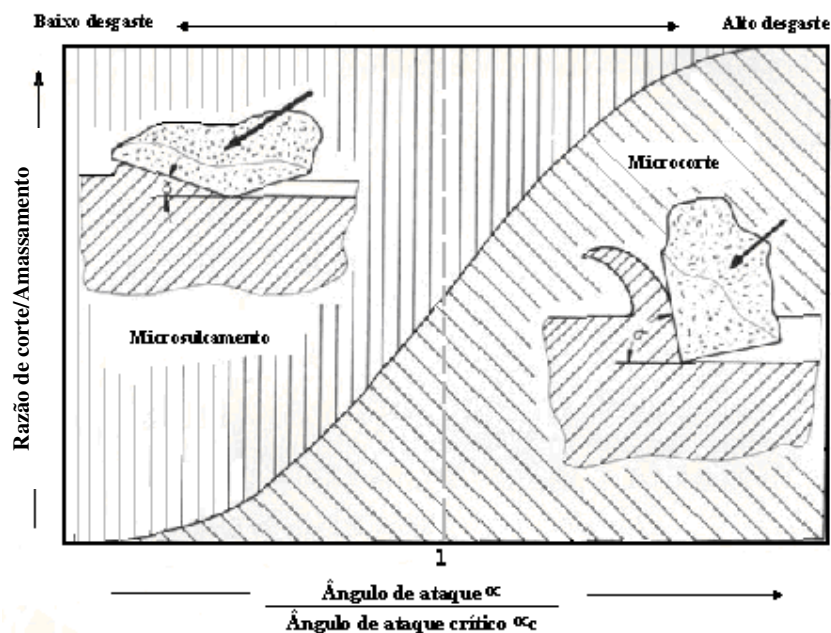
**FIGURA 2.9 – Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies de materiais**



**FIGURA 2.10 – Micrografias de ferro ARMCO com ângulos de ataque do abrasivo de (a) 30°, (b) 60° e (c) 90° (Mulhearn, 1962).**

O desgaste do material é uma função do ângulo de ataque crítico,  $\alpha_c$ , e das condições do teste. Teoricamente,  $\alpha_c$  descreve uma severa transição entre microsulcamento e microcorte.

Na prática, uma transição gradual de microsulcamento para microcorte é observada com o aumento do ângulo de ataque, conforme mostrado na figura 2.11.



**FIGURA 2.11 - Relação entre microsulcamento e microcorte em função da razão entre o ângulo de ataque e de ataque crítico (Stroud, 1962).**

O microlascamento ocorre quando as partículas abrasivas impõem altas concentrações de tensões na superfície dos materiais, particularmente se forem frágeis. Nestes casos, fragmentos de desgaste são destacados da superfície devido à formação e propagação das trincas, figuras 2.8 (C) e 2.9. De acordo com Bowden e Tabor (1964), muitos materiais frágeis podem escoar plasticamente acima de um valor crítico que resulta em formação de trincas.

### 2.2.1 Regime de desgaste abrasivo

O desgaste por abrasão é causado pela interação mecânica de saliências grosseiras ou partículas não metálicas contra as superfícies de trabalho, provocando perda de massa por corte ou por arrancamento. Estas partículas podem ser, por exemplo, um mineral como a sílica ou um fragmento de desgaste de material de alta dureza.

Protuberâncias, como a rugosidade superficial, podem agir como partículas de alta dureza caso esta superfície apresente maior dureza que a contra-peça. Uma maneira usual de definir o regime de desgaste é através da relação  $H_a / H$ , onde  $H_a$  é a dureza do abrasivo e  $H$  é a dureza do material. Conforme apresentado na figura 2.12 há três inclinações para a curva de desgaste abrasivo em função da relação  $H_a/H$ . Para valores de  $H_a/H < 1$  o regime de desgaste é moderado e para valores de  $H_a/H > 1,2$  o regime é considerado severo, sendo a faixa de  $1,0 < H_a/H < 1,2$  a região de transição entre estes dois regimes. Os valores apresentados são para materiais homogêneos, e para materiais heterogêneos (com a presença de segundas fases) a região de transição é de  $0,9 < H_a/H < 1,5$ .

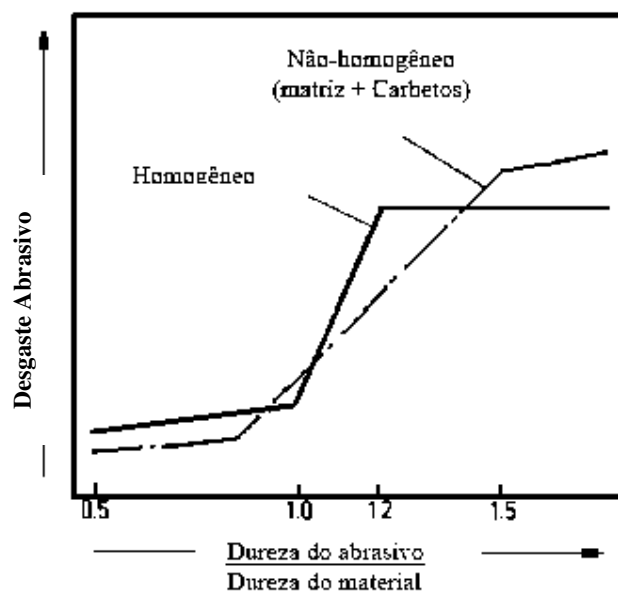


FIGURA 2.12 – Desgaste abrasivo como função da razão de dureza de partículas abrasivas e dureza do material desgastado (Zum Gahr, 1987).

Albertini et al. (2005) afirmam que a severidade do sistema não depende somente da relação  $H_a/H$ , mas é função de um conjunto de parâmetros que compreendem a angularidade e tamanho da partícula abrasiva, como as partículas se movem, além, é claro, da relação  $H_a/H$ . Para eles, altos valores para a relação  $H_a/H$  são necessários mas não suficientes para garantir corte e conseqüentemente altas taxas de desgaste. É preciso haver a junção entre a ocorrência de altos valores de  $H_a/H$  e evidências de cortes na superfície desgastada para caracterizar o sistema como severo. Para baixos valores de  $H_a/H$  as taxas de desgaste são baixas mesmo com a presença de



microtrincas. Deste modo, apesar de importância da definição de um valor para a relação  $H_a/H$  para determinação da severidade do desgaste, só este não basta e é necessário analisar também o mecanismo de desgaste a que a superfície foi submetida

### 2.3 Efeito da microestrutura sobre o desgaste abrasivo

Os parâmetros mais importantes para aços sujeitos a desgaste abrasivo são os parâmetros microestruturais, como tipo da matriz e fases dispersas, a dureza, a temperatura de trabalho e a quantidade de elementos intersticiais (% C e/ou %N presentes). Zum Gahr (1987) apresenta um modelo simplificado de como atuam a orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade das partículas de reforço em polímeros em relação a sua perda de massa durante desgaste abrasivo, figura 2.13. Este modelo é apresentado de forma simplificada como o efeito de uma segunda fase qualquer presente, como por exemplo, um carboneto, em uma matriz metálica.

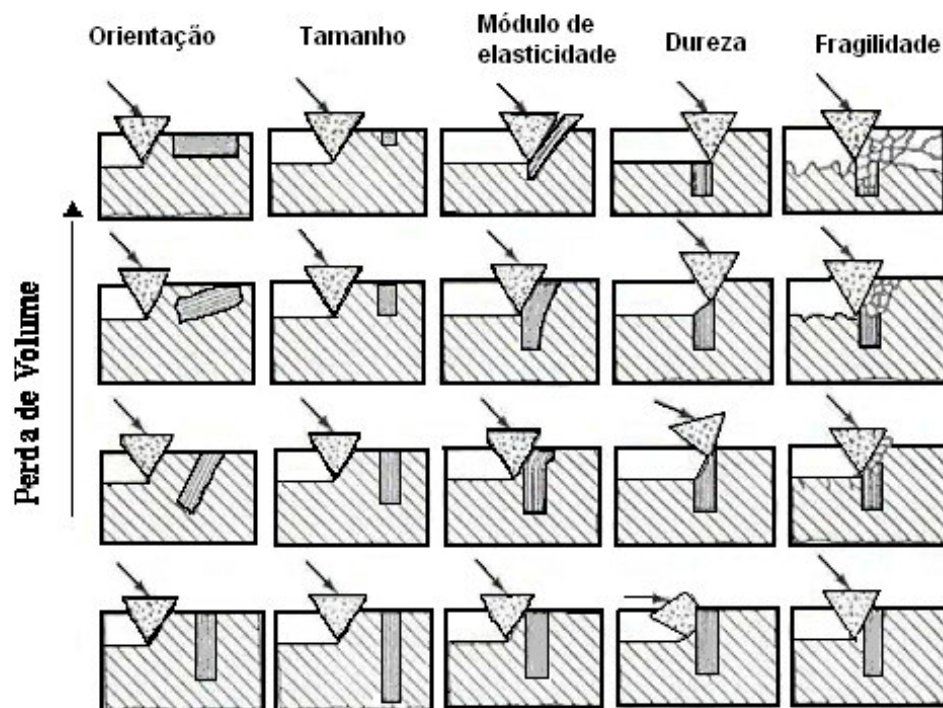


FIGURA 2.13 Efeito da orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade da segunda fase, no desgaste abrasivo (Gahr, 1987).

Do modelo apresentado na figura 2.13, verifica-se que se o carboneto estiver paralelo à superfície será muito mais facilmente removido que se estiver perpendicular a ela. Além disso, se o carboneto for menor que a profundidade atingida pela partícula abrasiva ele não trará benefícios para a resistência ao desgaste do material. Como os carbonetos têm módulo de elasticidade muito alto, uma matriz com baixo módulo de elasticidade tenderá a quebrar a ligação na interface matriz/carboneto e assim o carboneto será arrancado. Se a dureza do carboneto for maior que a dureza da matriz, o carboneto pode proteger a matriz contra o desgaste. E por fim, se o carboneto for muito frágil ele tende a trincar e formar cavacos, os quais podem atuar como partículas abrasivas.

A literatura tem mostrado que, independente da liga considerada, para abrasivos com dureza superior à da matriz e inferior à dos carbonetos, o aumento da fração volumétrica dos carbonetos promove o aumento da resistência ao desgaste (Gahr, 1987).

Existem diferentes técnicas que podem ser utilizadas para testes de desgaste. Em contraste com outros testes mecânicos, não há especificação única de padronização, mas um número razoável de técnicas aceitas em todo o mundo. Em função da falta de padronização, existem, quase sempre, diferenças nos procedimentos dos testes, como tamanho e geometria dos corpos de prova, ambiente, etc. Portanto, é muito importante o conhecimento das condições de teste para a correta comparação dos resultados obtidos.

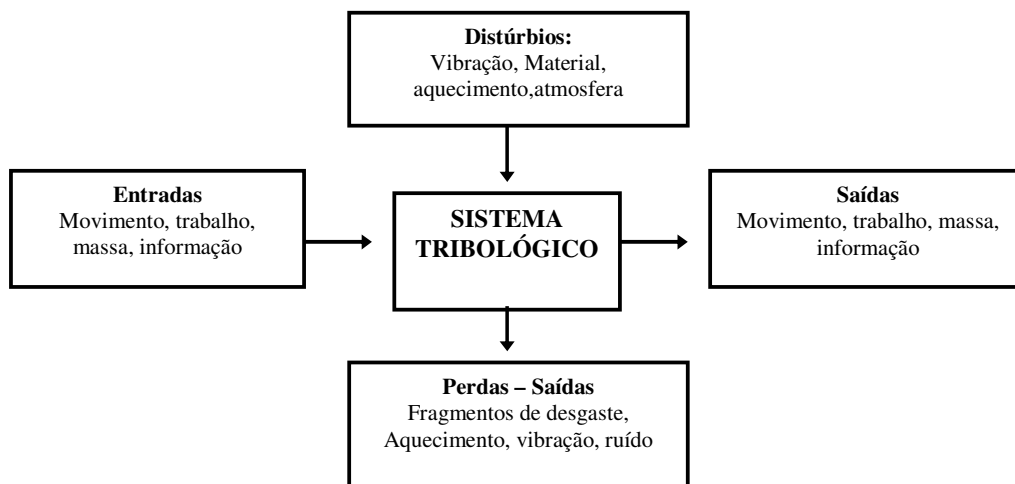
Outro fator que contribui para o elevado número de testes é a grande variedade de sistemas de desgaste que ocorrem na prática. Oportunamente, quando técnicas similares são utilizadas, os resultados obtidos podem ser comparados, ao menos qualitativamente.

Obter-se-á sucesso na comparação de resultados obtidos em laboratório com a indústria somente se os mecanismos do sistema no laboratório e prática forem bastante similares.

## **2.4 Tribossistema**

A aplicação de sistemas de conhecimento ou análise de sistemas pode ser muito útil para descrição dos processos tribológicos. O propósito do sistema tribológico é a transformação e/ou transmissão de entradas em saídas, as quais são utilizadas tecnologicamente. A Figura 2.14 mostra a descrição funcional do sistema tribológico

em geral. O relacionamento entre as entradas e saídas pode ser considerado como funções técnicas do tribosistema, onde de maneira geral, os sistemas são formados por movimento, trabalho, massa e informação. Dependendo das entradas, como vibrações, tipo de material, aquecimento e atmosfera, pode-se ter fragmentos de desgaste, aquecimento, vibração e ruído.



**FIGURA 2.14 – Entradas e saídas do sistema tribológico (Czichos, 1977).**

Usualmente um sistema tribológico é constituído de quatro elementos:

- 1 – Corpo sólido
- 2 – Contra-peça
- 3 – Elemento interfacial
- 4 – Ambiente

A contra-peça pode ser um sólido, um líquido, um gás ou uma mistura destes. Já os lubrificantes e poeira nos estados sólidos, líquidos, gasosos ou uma combinação entre estes, atuam como elemento interfacial. Em casos especiais, o elemento interfacial pode estar ausente.

A figura 2.15 mostra, de forma simplificada, o tribosistema geral de acordo com a norma DIN 50 320 (1997). A estrutura do tribosistema é determinada pelos elementos, suas propriedades e interações entre eles.

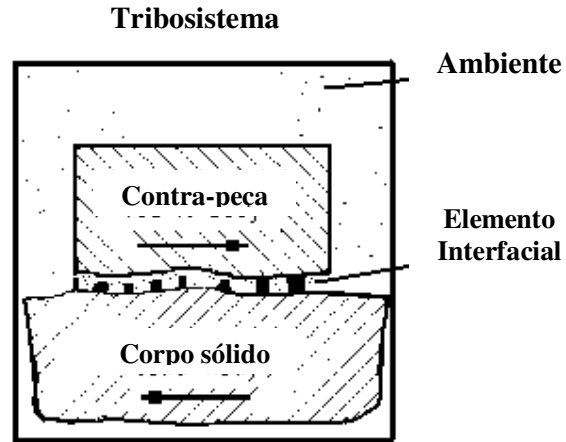


FIGURA 2.15 – Representação esquemática dos elementos do tribosistema (Norma DIN 50 320, 1977).

## 2.5 Técnicas de proteção contra o desgaste

Apesar do processo de deterioração por desgaste de peças e equipamentos nas indústrias ser inevitável, é possível reduzi-lo através da aplicação de algumas técnicas que são divididas basicamente em duas categorias: tratamentos superficiais e processos de revestimento (Bowden, 1964).

As técnicas que são aplicadas são as apresentadas nas figuras 2.16 e 2.17. Todas estas técnicas, utilizadas em cada categoria, possuem um fator em comum, que é a alteração metalúrgica da superfície do componente, promovendo, desta forma, melhores propriedades de resistência ao desgaste que as do metal de base.

Revestimento duro ou “Hardfacing” é a aplicação de um material duro e resistente ao desgaste na superfície de um componente através de soldagem, metalização ou associação de processos de soldagem para reduzir a perda de material por abrasão, impacto, erosão, deslizamento superficial e cavitação (Henderson, 1991).

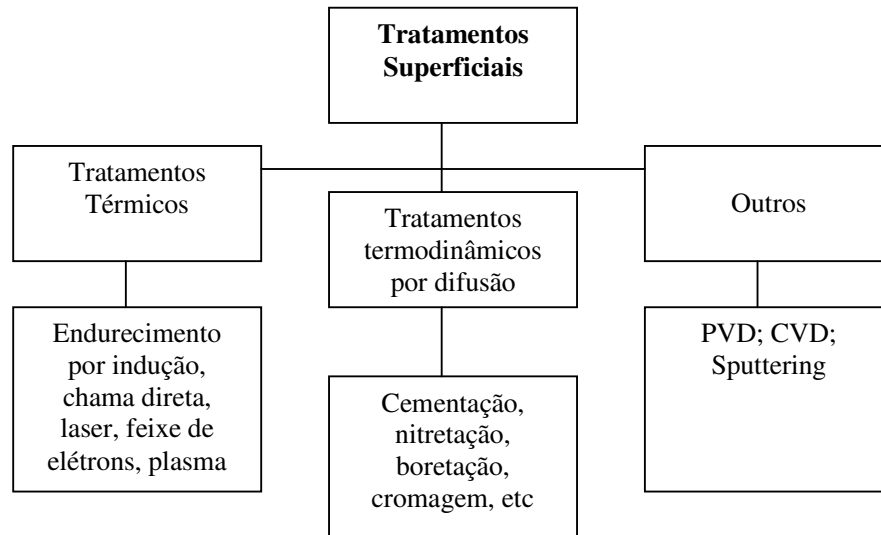


FIGURA 2.16 – Tratamentos superficiais, adaptado de (Henderson, 1991).

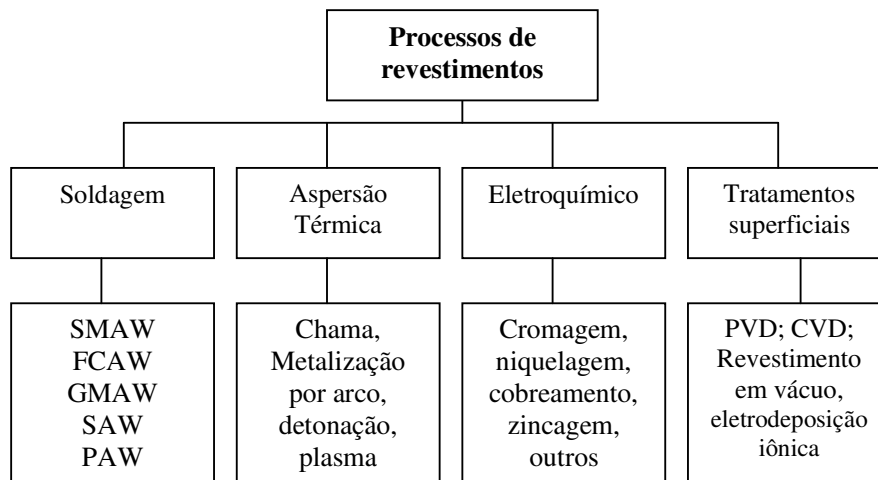
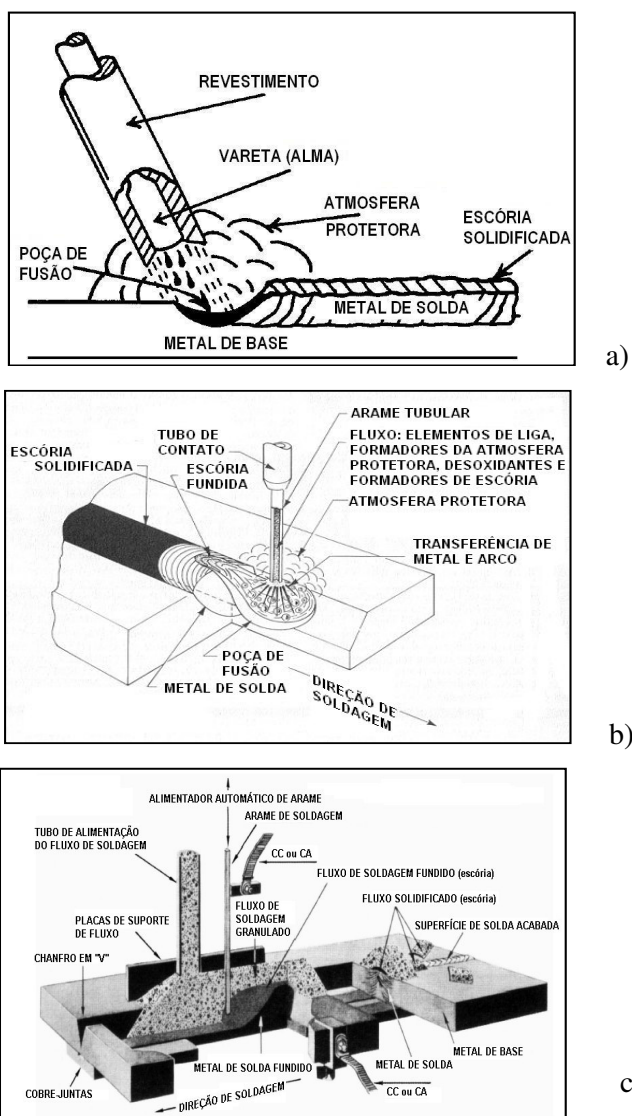


FIGURA 2.17 – Tipos de revestimentos, adaptado de (Henderson, 1991).

## 2.6 Processos de soldagem para revestimento duro

Basicamente, todos os processos de soldagem podem ser utilizados para a deposição de revestimento duro, porém, os mais comumente utilizados são a soldagem a

Arco Elétrico com eletrodo revestido, SMAW – “Shielded Metal Arc Welding”, a soldagem a Arco Elétrico com arame tubular, FCAW – “Flux cored Arc Welding” e a soldagem a Arco Submerso, SAW – “Submerged Arc Welding”. A Figura 2.18 mostra esquematicamente estes processos de soldagem.



**FIGURA 2.18 – Principais processos de soldagem aplicados em revestimentos duros. (a) SMAW; (b) FCAW e (c) SAW (Fortes, 2004).**

Embora existam outros processos que podem ser usados para revestimentos duros, como o Oxiacetilênico, OGW – “Oxyfuel Gas Welding”, e a soldagem a Arco elétrico com eletrodo não consumível de Tungstênio e proteção gasosa – GTAW – “Gas

Tungsten Arc Welding”, suas baixas taxas de deposição é um fator limitante em algumas aplicações, elevando, por exemplo, os custos de fabricação de peças revestidas. A tabela 2.1 apresenta uma listagem das vantagens e desvantagens dos três processos de soldagem mais usados.

TABELA 2.1 – Vantagens e desvantagens dos processos de soldagem.

<b>VANTAGENS</b>	<b>SMAW</b>	<b>FCAW</b>	<b>SAW</b>
Disponibilidade das ligas	X	X	
Possibilidade de soldagem de mais partes de uma mesma peça	X	X	
Altas taxas de deposição		X	X
Variedade nas posições de soldagem	X		
Facilidade de operação	X	X	
Fácil automação		X	X
Bom aspecto do depósito			X
<b>DESvantagens</b>			
Necessidade de múltiplas camadas	X		X
Baixa taxa de deposição	X		
Recomendado apenas nas posições planas e horizontais			X
Limitado na soldagem de várias partes			X
Alta energia de soldagem		X	X
Gasto adicional com fluxo			X
Diluição		X	X

Fonte: (Olin et al., 1998)

A soldagem a arco com eletrodo revestido – SMAW, é um processo que produz a coalescência entre metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico revestido e a peça que está sendo soldada. O eletrodo revestido consiste de uma vareta metálica, chamada de “alma”, trefilada ou fundida, que

conduz a corrente elétrica e fornece metal de adição para o enchimento da junta recoberta por uma camada formada por uma mistura de diferentes materiais, que compõe o revestimento do eletrodo. Este revestimento tem diversas funções, destacando-se:

- Estabilizar o arco;
- Ajustar a composição química do metal depositado, pela adição de elementos de liga;
- Proteger a poça de fusão e o metal de solda contra contaminação pela atmosfera, através de geração de gases e de uma camada de escória, resultantes da queima e/ou decomposição de seus constituintes;
- Conferir características operacionais, mecânicas e metalúrgicas ao eletrodo de solda.

Em aplicações em revestimentos duros com o processo SMAW, geralmente o elemento de liga que irá conferir resistência ao desgaste está contido no revestimento que cobre a vareta fabricada a partir de um aço comum. Seu comprimento varia de 250-450mm. Utiliza-se, em geral, equipamento retificador de corrente contínua, embora também possa ser utilizada corrente alternada. As vantagens deste processo são a sua grande flexibilidade, o uso de equipamento relativamente simples, e a grande disponibilidade de consumíveis no mercado. A desvantagem está relacionada principalmente à sua baixa taxa de deposição, situada na faixa de 2 – 3 kg/h, quando comparada com os 14 kg/h do processo SAW. A necessidade da aplicação de múltiplas camadas para se obter bons resultados, associados a uma estrutura metalúrgica adequada é uma desvantagem, comparando com o processo FCAW, que pode alcançar deposições mais espessas com uma única camada. Uma outra desvantagem deste processo é a necessidade de um soldador de grande habilidade, já que a qualidade dos depósitos de solda depende fundamentalmente da velocidade de soldagem, inclinação do eletrodo, tensão e amperagem.

A soldagem através do processo FCAW é caracterizada por produzir a coalescência de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico, estabelecido entre um eletrodo metálico tubular, contínuo, consumível, e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo, que pode ou não ser suplementado por um fluxo de gás fornecido por uma



fonte externa. Além da proteção, os fluxos podem ter outras funções, semelhantes às dos revestimentos dos eletrodos, como desoxidar e refinar o metal de solda, adicionar elementos de liga à solda, bem como fornecer elementos estabilizadores do arco, entre outros.

Para revestimentos duros, o processo FCAW utiliza consumíveis que consistem basicamente de um arame tubular de alto teor de carbono, contendo em seu interior os elementos de liga que irão conferir as características de resistência ao desgaste. O equipamento utilizado é mais complexo que o do processo SMAW e exige uma unidade de alimentação do arame. Sua taxa de deposição está situada na faixa de 8 kg/h. Devido ao processo de alimentação mecanizada, este processo também é denominado de semi-automático. Este processo se assemelha à soldagem com eletrodos revestidos, do ponto de vista metalúrgico. A soldagem FCAW é um processo que possui vantagens como alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição, alto rendimento, resultando em alta produtividade e qualidade da solda produzida, bem como alta versatilidade e possibilidade de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo (Marques, 2002). A principal desvantagem do seu uso está no maior custo do equipamento e também dos consumíveis.

O processo SAW é de aplicação restrita principalmente pela necessidade de automação, muito embora apresente a vantagem de exigir pequena habilidade do operador. A sua principal desvantagem reside no alto custo do equipamento e também no fato de que a única posição de soldagem possível seja a plana. As principais vantagens estão na taxa de deposição elevada e na fácil automação do processo.

No processo SAW, a coalescência entre metais é obtida pelo aquecimento e fusão destes por um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico nu e a peça de trabalho. O arco ocorre sob uma camada de um material granular fusível, chamada de “fluxo”, que é colocado sobre a região da solda, protegendo-a da contaminação pela atmosfera, como é mostrado esquematicamente na figura 2.18c. A adição de metal é obtida do próprio eletrodo, que têm a forma de um fio contínuo, alimentado por um dispositivo mecânico, podendo ela ser suplementada por outros eletrodos ou materiais metálicos contidos no fluxo de soldagem (Marques, 2002).

## 2.7 Ligas para revestimentos resistentes ao desgaste

### 2.7.1 Propriedades

As ligas para revestimentos resistentes ao desgaste devem apresentar alta resistência a solicitações de abrasão, impacto, erosão, calor e corrosão. Como estas solicitações raramente atuam de forma isolada, fica evidente a complexidade de se obter uma liga que seja resistente a todos os diferentes tipos de desgaste, conveniente para os usuários (Weymueller, 1987).

A resistência à corrosão pode ser obtida pela deposição de ligas que não são denominadas de ligas para revestimento duro, isto é, pela deposição de alguns tipos de aços inoxidáveis.

O desgaste por impacto acontece quando momentaneamente, tensões mecânicas relativamente altas são aplicadas rapidamente, através de cargas compressivas, em um componente metálico. A deformação acontece quando estas tensões excedem o limite de elasticidade do material. As ligas autênticas ao manganês (11 a 20%Mn) são uma boa opção para aplicações em peças submetidas a forte impacto, enquanto as ligas martensíticas oferecem resistências a impactos moderados (Oli et al., 1998).

O desgaste por abrasão pode ser, como já foi visto, de baixas e altas tensões. Baixas tensões acontecem, por exemplo, quando um fluxo de areia desce por uma calha. Altas tensões ocorrem, por exemplo, quando uma partícula dura de minério é pressionada a altas tensões contra uma superfície. Para o caso de abrasão a baixas tensões, as ligas contendo carbonetos de cromo são as mais recomendadas, enquanto para o caso de abrasão a altas tensões, as ligas recomendadas e utilizadas com sucesso são as austeníticas-martensíticas, os aços martensíticos e algumas ligas contendo carbonetos pequenos, como exemplo, os carbonetos de titânio, em uma matriz resistente (Menown, 1989). Portanto, as ligas de revestimento duro necessitam de uma variedade de diferentes propriedades, para resistir aos diferentes mecanismos de desgaste, quando estes ocorrerem em conjunto.

As ligas para revestimento duro possuem dureza de 250HV até 1000HV. São valores altos se comparados com os do aço para construção normal, que possui dureza em torno de 150HV. A tabela 2.2 apresenta os valores médios de dureza para alguns minerais, carbonetos e constituintes das matrizes de ligas ferrosas. A tabela indica

também que o quartzo, constituinte majoritário nos minerais abrasivos, é mais duro que a maioria das matrizes de ligas ferrosas, podendo desgasta-las facilmente.

Gregory e Bartle (1980) afirmam que, para um mesmo nível de dureza, a liga de revestimento duro terá uma vida útil maior, por exemplo, que a do aço para a construção, se submetidas ao desgaste abrasivo, e que a diferença de comportamento reside essencialmente na microestrutura. Segundo os autores, a estrutura de um aço doce na condição de normalizado, isto é, com resfriamento ao ar a partir de aproximadamente 900°C, consiste de ferrita e perlita, com dureza em torno de 150HV. Quando temperado em água a partir de 900°C, o aço é endurecido consistindo de uma microestrutura martensítica e a dureza, para o caso de um aço com 0,2% de carbono, atingindo aproximadamente 400 HV. Comparando este aço doce com um aço projetado para resistir ao desgaste abrasivo, ou seja, uma liga para revestimento duro, com os mesmos 400HV, pode-se notar a superioridade do aço projetado para revestimento duro, que contém em sua composição, elementos de liga resistentes ao desgaste abrasivo, e conseqüentemente, uma microestrutura mais apropriada.

TABELA 2.2 – Dureza típica de alguns abrasivos e algumas fases de metais.

Materiais brutos	Dureza Vickers (HV)	Estrutura e fase	Dureza Vickers (HV)
Carvão	32	Ferrita	70 - 200
Gesso	36	perlita	250 - 460
Cal	110	Austenita	170 -350
Calcita	140	Martensita	500 - 1010
Fluorita	140	Carboneto de Ferro	1100 HV (Fe <sub>3</sub> C)
Coque	200	Carboneto de Cromo	1800 HV (Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> )
Sínter	250	Carboneto de Molibdênio	1800 HV (Mo <sub>2</sub> C)
Minério de ferro	470	Carboneto de Tungstênio	2100 HV (WC)
Vidro	500	Carboneto de Nióbio	2400 HV (NbC)
Quartzo	900/1280	Carboneto de Vanádio	2800 HV (VC)
Corindu (Corundum)	1800	Carboneto de Titânio	3200 HV (TiC)

Fonte: (Eyre, 1978)

Ainda segundo Gregory e Bartle (1980) uma liga de revestimento duro é projetada para resistir a uma combinação de condições abrasivas. A combinação de uma rede de carbonetos contendo cromo, tungstênio, nióbio, boro etc., e uma matriz dura martensítica fornecem resistência a abrasão por riscamento a baixas tensões e a abrasão ao riscamento a altas tensões.

Gregory e Bartle também observaram que, sob condições de impacto, como em britadores ou cruzamentos de estrada de ferro, a propriedade de resistência ao impacto é requerida para prevenir a remoção de metal. Nestes casos, a resistência é inversamente proporcional à dureza, tanto que as ligas para revestimento duro não possuem bom comportamento em situações de alto impacto. Observa-se, como resultado da ação do impacto, o destacamento de pequenos pedaços da superfície, conduzindo a um rápido desgaste da mesma. Porém, ocasionalmente, tem-se a combinação de desgaste e impacto, como no caso do enchimento de um alto forno, onde minério de ferro, calcário e coque são abandonados da superfície do cone do alto forno. Nesta situação, tem-se o compromisso de selecionar uma liga de revestimento que tenha dupla função: absorver o impacto e resistir à abrasão.

Um outro fator que se deve levar em conta quando se analisa uma determinada situação de desgaste é a temperatura. Caso, além de resistir ao desgaste, o componente estiver trabalhando sob temperaturas elevadas, fatalmente ocorrerá a corrosão a altas temperaturas, causando rápido desgaste, o que implica que a liga utilizada neste caso deverá possuir duas propriedades: dureza a altas temperaturas e proteção contra oxidação (Gregory e Bartle, 1980).

Por isso, a escolha de uma liga para revestimento duro deve ser feita com grande conhecimento das condições de serviço em que o componente vai operar. Além destes conhecimentos, a seleção deve ser feita a partir da ampla faixa de ligas existentes no mercado (Jackson, 1970).

### **2.7.2 Classificação**

As ligas usadas para revestimento duro por soldagem podem ser classificadas de várias formas, e as principais são a composição química e a microestrutura.

Gregory e Bartle afirmam que o sistema de classificação pela composição mais conveniente foi estabelecido pela “Hardfacing Working Parth of the British Steel

Corporation” publicado na “Corporate Engineering Standard CES23 Part 1”, em abril de 1978. Este mesmo sistema de classificação foi adotado também por Noble (1986). Uma classificação semelhante é feita por Henderson e Bulloch (1991), e segundo estes autores, similar à adotada pela “American Society for Metals” (ASM). As tabelas 2.3 e 2.4 são baseadas neste método de classificação, considerando os dois principais grupos de ligas e inclui dados de dureza da liga depositada por soldagem. A seguir será feito um relato acerca dos principais grupos de ligas utilizadas no combate ao desgaste abrasivo a baixas tensões.

### Grupo 1 – Ligas ferrosas com menos de 20 % de adição

TABELA 2.3 - Grupo 1 , Ligas ferrosas com menos de 20% de adição utilizadas em revestimentos duros.

Descrição	Composição Química (%)										HV	AWS	
	Fe	C	Cr	Mn	Mo	V	W	Co	Ni	B			
Grupo 1 Ligas ferrosas com menos de 20 % de adição													
Aço carbono	R	0,5										250	
Aço martensítico	R	0,1	1	0,7								250	
Aço martensítico	R	0,1	3,5	1								250	
Aço martensítico	R	0,2	1	1	0,3							350	
Aço martensítico	R	0,3	3	1	5	0,7						450	
Aço martensítico	R	0,4	5	1								650	
Aço inox martensítico	R	0,1	12									400	
Aço inox martensítico	R	0,2	13									450	
Aços rápidos	R	0,8	4		5	2	6					650	Fe5-A
Aços rápidos	R	0,7	4	0,5	7	1	1,5					650	Fe5-B
Aços rápidos	R	0,4	4	0,5	7	1	1,5					600	Fe5-C
Aço austenítico Mn	R	0,7	0,5	14						1		600	FeMn-A
Aço austenítico Mn	R	0,7	0,5	14	1							600	FeMn-B

Fonte: Adaptado de (Gregolin, 1990).

Os Aços de baixa liga são largamente utilizados e caracterizados pelo baixo custo, possuindo uma larga faixa de propriedades dependendo da composição. Esses materiais podem conter algo em torno de 0.05% de carbono e 10 % de cromo, além de outros elementos de liga. A presença de níquel, molibdênio e vanádio aumenta a temperabilidade da liga, e a do cromo, molibdênio e vanádio têm o objetivo de formar carbonetos duros. O tungstênio também pode ser adicionado para a formação de carbonetos. Com o aumento da dureza tem-se também um relativo acréscimo na resistência à abrasão a baixas tensões, porém isso resulta em uma queda na resistência ao impacto (Jackson, 1970 a,b). Noble (1986, 1987) relata que a microestrutura dos depósitos obtidos com este tipo de liga depende da composição, porém, geralmente ela consiste de uma matriz martensítica com carbonetos de cromo ou outros carbonetos, dependendo do elemento de liga presente. Estas ligas possuem uma ampla faixa de propriedades mecânicas, que variam desde a resistência a baixas tensões e alto impacto até a altas pressões e baixo impacto.

**Aços carbono:** As características deste tipo de liga são: Alta resistência à tração e à compressão, alta resistência ao impacto, baixa resistência à abrasão, ser usinável e tratável termicamente (Jackson, 1970 a).

**Aços martensíticos:** São aços com estrutura martensítica, que contém, geralmente, elementos como o cromo, manganês e molibdênio. Estes elementos aumentam a resistência dos aços à oxidação e à temperaturas elevadas, quando comparados com os aços de baixa liga. Estes aços são tratáveis termicamente.

**Aços inoxidáveis martensíticos:** Possuem resistência a alto impacto e baixa resistência à abrasão. Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas Fe-Cr-C que possuem uma estrutura cristalina martensítica na condição endurecida. São ferromagnéticos, endurecíveis por tratamento térmico, e resistentes à corrosão somente em meios de média agressividade. O conteúdo de cromo é, geralmente, situado entre 10,5 e 18% e o conteúdo de carbono não pode ser superior a 1,2%. Os conteúdos de carbono e cromo são balanceados para garantir uma estrutura martensítica. Alguns elementos como nióbio, silício, tungstênio e vanádio são, às vezes, adicionados para modificar o comportamento do aço durante o revenimento. Pequenas quantidades de níquel podem ser adicionadas para melhorar a resistência à corrosão. Da mesma maneira, enxofre e selênio podem ser adicionados para melhorar usinabilidade.

**Aços rápidos:** Retém propriedades de dureza e corte a altas temperaturas, de 500-600°C. As ligas do tipo baixo carbono possuem maior tenacidade. São tratáveis termicamente para aumentar ou diminuir a dureza. São usináveis quando recozidos.

**Aços austeníticos ao manganês:** Estas ligas possuem melhores resistências a alto impacto do que os aços inoxidáveis austeníticos, além de serem resistentes à propagação de trincas em serviço (Eutectic, 2000).

## Grupo 2 – Ligas ferrosas com mais de 20% de adição

TABELA 2.4 – Grupo 2: Ligas ferrosas com mais de 20% de adição utilizadas em revestimentos duros.

Descrição	Composição Química (%)										HV	AWS	
	Fe	C	Cr	Mn	Mo	V	W	Co	Ni	B			
Grupo 2 Ligas Ferrosas com mais de 20 % de adição													
Aços austeníticos Cr-Mn	R	0,3	14	14	1	0,4						600	
Aços rápidos	R		10				15		2,5			750	
Aços austeníticos	R	0,1	19		3				8			500	
Ferros Austeníticos	R	4	30	6								700	Fe-Cr-Al
Ferros Martensíticos	R	2,5		1								600	

Fonte: Adaptado de (Gregolin, 1990).

As ligas para revestimento duro contendo acima de 16%Cr e 4%C, mais variedades de outros elementos, são altamente resistentes à oxidação e são geralmente denominadas do tipo “carbonetos de cromo”. Isto se deve ao fato de tal tipo de liga contar essencialmente com carbonetos duros de cromo. Sob condições de baixas tensões, essas ligas estão entre as melhores disponíveis comercialmente para depósitos resistentes ao desgaste abrasivo (Jackson, 1970). As ligas de revestimento duro de alto cromo são pouco aplicadas em condições de altas tensões devido à possibilidade de fratura dos carbonetos.

Com uma mesma composição química, a matriz da liga pode ser austenítica, martensítica, perlítica ou uma mistura de estruturas. Contudo, Avery e Chapin (1952) reconhecem em seu trabalho duas importantes categorias. A primeira, a categoria das matrizes austeníticas e a segunda, a das matrizes de ferro ao cromo endurecíveis. A matriz austenítica é estável e não é endurecível por tratamentos térmicos convencionais. A de ferro ao cromo endurecível não é austenítica no estado como soldado, mas pode tornar-se martensítica sob tratamento térmico.

A resistência à abrasão desses dois tipos de ligas parece ser dependente do tipo de processamento: se fundido ou depósito de solda. Para ferro fundido de alto cromo, o tipo martensítico oferece melhor resistência à abrasão que o tipo austenítico. Porém, Noble (1885) relata que a ordem é invertida para depósitos de solda, estudados por Waltson e Mutton (1981).

As composições de ligas austeníticas para revestimento duro de alto cromo são apresentadas na tabela 2.3. Os principais elementos de liga são Cr, Mn e C. Em alguns casos, o Si pode estar presente em teores acima de 2%. O balanço da composição química induz uma formação de austenita estável e uma matriz de carbonetos eutéticos com dendritas primárias  $M_7C_3$ . Caso o conteúdo de C e Cr diminua, no caso de diluição na soldagem, austenita primária pode se formar.

Noble (1985, 1986) relata ainda que Avery e Chapin (1952) demonstraram que carbonetos primários alongados, tais como se apresentam em depósitos de solda, são predominantemente  $Cr_7C_3$ , com presença também de  $Mn_7C_3$  e  $(Cr,Fe)_7C_3$ . Estes carbonetos são apresentados como tendo dureza em torno de 1500 - 1780 HV quando medida nas faces longitudinais e em torno de 1680 – 1960 HV na seção transversal.

As durezas desse carboneto estão, por exemplo, acima da do quartzo, e portanto, a abrasão a baixas tensões por quartzo será provavelmente bem leve se outros fatores não interferirem no processo.

Depósitos de microestrutura fina são considerados benéficos para a resistência ao desgaste abrasivo, mas nenhum teste foi relatado para dar suporte a esta afirmação. Noble (1985, 1986) relata que Rense e colaboradores (1981) concluíram o oposto e sugeriram que a resistência ao desgaste abrasivo é favorecida por uma microestrutura grosseira associada com deposição de solda sob condições de alto aporte térmico.

Algumas ligas ferrosas com altos teores de carboneto de tungstênio, bem como



algumas ligas não ferrosas à base de cobalto possuem boa resistência ao desgaste abrasivo, mas o elevado custo destas ligas é um fator que dificulta a utilização delas comercialmente.

### Ligas do sistema Fe-Cr-C

Dentre as ligas utilizadas para revestimentos duros, apresentadas na tabela 2.3, as mais utilizadas para o combate de desgaste por abrasão a baixas tensões são as ligas a base de ferro de alto cromo e alto carbono, conhecidas também como ligas do sistema Fe-Cr-C (Thorpe, Chico, 1985).

Dependendo da composição, as ligas ternárias Fe-Cr-C podem ser classificadas como hipoeutética ou hipereutética. Segundo Rosas (1998), na liga hipoeutética de um sistema Fe-Cr-C a microestrutura é composta de uma fase descontínua de austenita primária, circundada de uma fase contínua formada de eutético de austenita e carbonetos. No caso da liga hipereutética no sistema Fe-Cr-C, a microestrutura é composta de carbonetos primários do tipo  $M_7C_3$  e de uma fase eutética contínua formada de austenita e carbonetos. Ligas hipereutéticas aplicadas por soldagem, em função da diluição com o metal base, podem gerar ligas hipoeutéticas, como por exemplo, em um primeiro passe com eletrodo revestido. A figura 2.19 apresenta um diagrama estrutural em função dos elementos cromo e carbono, onde a linha A-B representa a linha eutética, que é a transição da região hipoeutética para a região hipereutética.

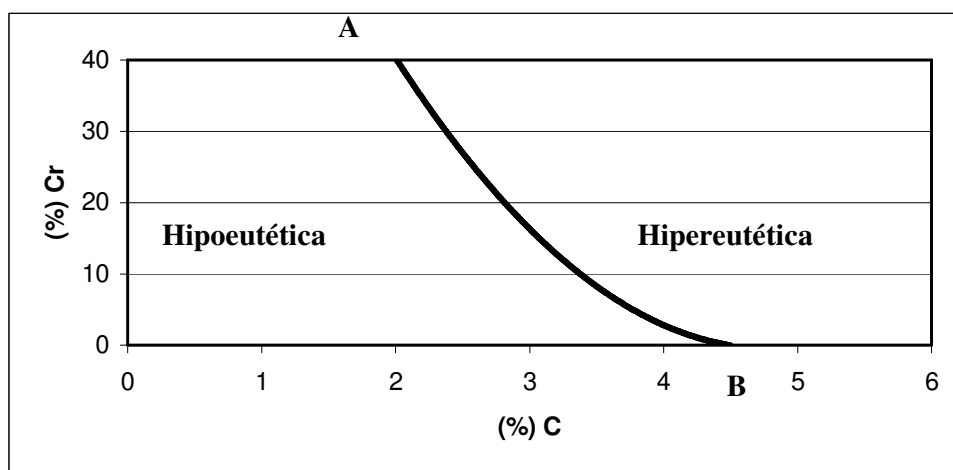
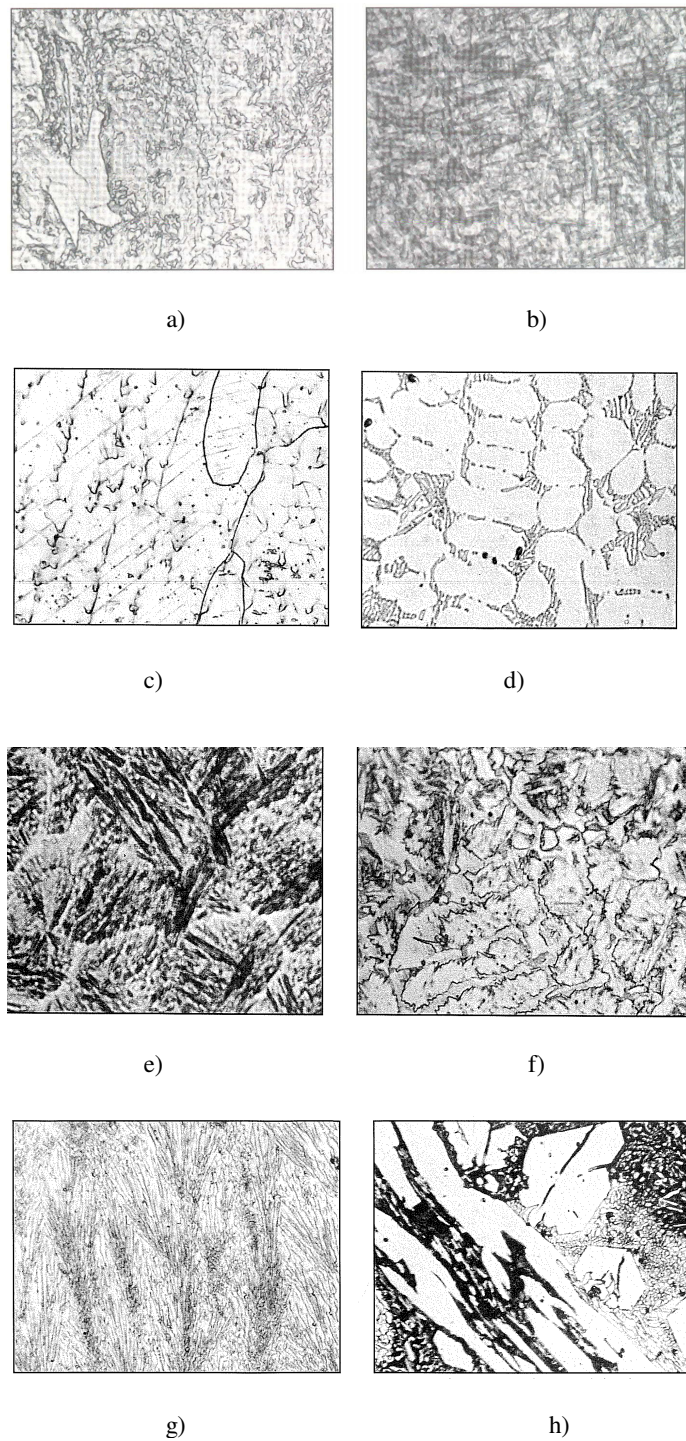


FIGURA 2.19 – Diagrama estrutural de ligas cromo-carbono (Rosas, 1998).

Em geral, segundo Kotecki e Ogborn (1995), as microestruturas encontradas nos revestimentos duros soldados com ligas do sistema Fe-Cr-C são similares às amostras da figura 2.20, que apresentam os seguintes constituintes:

1. Ferrita e Bainita, (FB);
2. Martensita, (MS);
3. Martensita e e Austenita, (MA);
4. Austenita (AM);
5. Austenita primária + eutético de austenita e carbonetos, (PA);
6. Quase eutético de carbonetos e austenita, (NE);
7. Carbonetos primários e matriz eutética de austenita e carbonetos, (PC).

Dentre estas microestruturas, a que apresenta melhor resistência ao desgaste abrasivo, sendo consenso entre vários autores, é aquela contendo carbonetos primários em uma matriz eutética de austenita mais carbonetos. Estes carbonetos são chamados de carbonetos eutéticos, do tipo  $M_7C_3$ . Trabalhos realizados por Atamert e Bhadeshia (1990) comprovaram que tanto os carbonetos primários, quanto os carbonetos eutéticos, possuem a mesma composição química. O mesmo resultado foi obtido também para a austenita primária e austenita eutética.



**FIGURA 2.20 – Microestruturas típicas encontradas em revestimentos duros soldados com ligas do sistema Fe-C-Cr. a) e b) Ferrita bainita; c) martensítica, d) martensita austenita, e) austenita; f) austenita primária com eutético de austenita-carboneto, g) quase eutético e h) carboneto primário com eutético de austenita carboneto (Kotecki ,1995).**

### 2.7.3 Influência dos elementos de liga na microestrutura das ligas do sistema Fe-C-Cr

A maioria das ligas existentes para aplicação em revestimento duro, como visto na tabela 2.3, é classificada como à base de Fe, Ni, Co ou Cu, sendo que as ligas à base de ferro são as mais utilizadas comercialmente (Prisco, 1998). É uma prática comum entre os fabricantes de consumíveis de soldagem, a utilização de uma série de elementos de ligas, tais como Si, Mo, Ni, Cr, V, W, Nb, B etc., com a finalidade de maximização da resistência ao desgaste das ligas trabalhadas. Entretanto, para o caso de revestimentos duros, o volume de trabalhos científicos que comprovem este benefício é bastante escasso para alguns elementos de ligas e inexistentes para outros.

Como visto anteriormente, um conceito básico, aceito por vários autores, é que a microestrutura é o fator determinante na resistência à abrasão, contrariando o antigo conceito de que seria a dureza a única propriedade relacionada com a resistência ao desgaste. A seguir é feita uma descrição dos efeitos dos elementos de ligas na microestrutura de aços e ferros fundidos resistentes ao desgaste abrasivo.

#### 1.Ferro

O ferro isoladamente tem pouco uso em aplicações industriais. Na temperatura ambiente, está na forma de ferrita e em temperaturas acima de  $910^{\circ}\text{C}$ , na forma de austenita. Em ligas do sistema Fe-Cr-C, apresenta-se na matriz, geralmente martensítica ou austenítica, e na composição dos carbonetos. Exemplo típico é o caso dos carbonetos de cromo do tipo  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , com estrutura cúbica complexa. No  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , a metade do cromo pode ser substituída por ferro; no caso do  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , a solubilidade do ferro é mais restrita (American Society of Metals, 1973).

#### 2.Carbono

Segundo Thorpe (1985), é o constituinte mais importante das ligas à base de ferro para revestimento duro, porque na presença de outros elementos de ligas, tais como cromo, molibdênio, tungstênio, manganês, silício, vanádio, nióbio, nitrogênio e titânio, irá formar a microestrutura final resistente ao desgaste. Basicamente, o teor de carbono irá influenciar o tipo de matriz, a formação da segunda fase, bem como a

dureza dos ferros e aços resistentes ao desgaste e os revestimentos duros.

Em aços e ferros fundidos resistentes ao desgaste, bem como em ligas para revestimento duro a base de ferro, a microestrutura básica é constituída de uma matriz que pode apresentar-se eutética, hipo ou hipereutética, mais carbonetos (American Society of Metals, 1973). Tais matrizes serão definidas pelo teor de carbono em presença de outros elementos de liga. Portanto, para os aços, é possível obter as seguintes matrizes:

**Matriz Ferrítica:** onde a ferrita é macia, com dureza variando de 70 a 200HV. Normalmente é evitada em revestimento duro, e para tanto, é introduzido carbono suficiente para a produção de outras matrizes, com estruturas mais duras e adequadas.

**Matriz Perlítica:** onde a perlita, moderadamente dura e tenaz, é encontrada nos aços baixa liga com o carbono na faixa de 0,4% a 0,9%, chamamos de aços perlíticos. Quando temperados ou submetidos à uma elevada taxa de resfriamento, formam martensita. Essa matriz apresenta uma dureza em torno de 250-320HV, e com pequenas adições de elementos de liga produz perlita fina que é mais dura, conferindo dureza em torno de 300-460HV. Caso seja requerido evitar a sua formação por completo, adiciona-se grande quantidade de elementos de liga, como por exemplo, cromo, níquel ou manganês.

**Matriz Martensítica:** A martensita é a estrutura mais resistente, e de dureza mais elevada, conferindo dureza em torno de 500-1010HV. Em depósitos de solda, ela ocorre devido ao rápido resfriamento e aos elementos de liga, caso estes existirem e estiverem devidamente balanceados. Para aplicações em revestimento duro, o teor de carbono deve variar de 0,25 a 1,5%.

**Matriz Austenítica:** A austenita é macia, com dureza que varia de 170-350 HV, apresentando notável capacidade de endurecer por trabalho mecânico quando deformada (Thorpe, Chico, 1985). A sua presença é dependente do teor de elementos de liga, isto é, aumentando-se o conteúdo de liga, aumenta-se a proporção de austenita até que o aço se transforme totalmente em austenítico (Bálsamo, 1995).

Ferros fundidos brancos, com alto teor de cromo, que são empregados para resistir ao desgaste por abrasão a baixa tensão, apresentam matriz contínua, que pode ser austenita ou martensita a temperatura ambiente. Essas ligas apresentam composições químicas geralmente compreendidas em uma faixa de teor de carbono de 1,2 a 4%, e de

cromo entre 6% e 28% (Gregolin, 1990). Além disso, o teor de carbono influencia na dureza, diminuindo a resistência à fratura e aumentando a fragilização. Também aumenta a tendência de formar grafita durante a solidificação, especialmente quando o teor de silício for alto.

Segundo Gregory (1980), os microconstituintes finais de ligas resistentes ao desgaste, tais como matriz, carbonetos primários e secundários, são produtos de transformação. As matrizes eutéticas, hipo e hipereutéticas, e os carbonetos primários são formados a partir das transformações do estado líquido e os carbonetos secundários, são oriundos de reações do estado sólido, podendo ambos os tipos de carbonetos apresentarem-se de forma dispersa ou na forma de precipitados. Estes carbonetos são chamados de carbonetos primários quando são oriundos de uma reação eutética, e secundários quando oriundos de transformações do estado sólido. A segunda fase de uma liga resistente ao desgaste é normalmente formada por carbonetos.

O aumento do teor de carbono aumenta tanto a dureza, como a formação de segunda fase na presença de outros elementos formadores de carbonetos. Maratray (1970), ao estudar uma série de ligas onde foi variado o teor de carbono de 1,95% a 4,30%, o teor de cromo de 11% a 82% e o teor de molibdênio até 3,80%, mostrou como esses valores afetaram a morfologia dos carbonetos bem como a matriz de suas ligas. Kotecki e Ogborn atribuíram, como elemento mais importante para a determinação da microestrutura, o carbono, e concluíram que a microestrutura das ligas à base de ferro para revestimento duro é o fator mais importante para a determinação da resistência à abrasão a baixas tensões. Bulloch et al. (1991) verificaram que o aumento do teor de carbono aumentou a resistência ao desgaste das ligas do grupo martensítico utilizadas para revestimento duro.

### 3.Cromo

O cromo é frequentemente encontrado ligado com outros elementos formadores de carbonetos tais como vanádio, nióbio, molibdênio e tungstênio (Menow, 1989). Nos ferros fundidos, o cromo impede a formação da grafita fazendo com que o carbono se apresente na forma de carbonetos,  $Fe_3C$  e  $Cr_7C_3$ .

As três maiores aplicações do cromo nas ligas à base de Fe-Cr-C com altos teores de carbono e cromo são:

- Formar carbonetos
- Melhorar a resistência à corrosão
- Estabilizar a estrutura para aplicações a altas temperaturas

Quando o teor de cromo no ferro fundido é maior do que 10%, os carbonetos eutéticos do tipo  $M_7C_3$  são formados antes dos carbonetos  $M_3C$ . Os carbonetos  $M_7C_3$  ficam enclausurados por uma matriz de austenita ou algum outro produto de sua transformação. Além disso, os altos teores de cromo causam mudança no modelo de solidificação de uma estrutura. A boa resistência à abrasão, tenacidade e à corrosão encontradas nestas ligas propiciaram o desenvolvimento de uma série de ligas para comercialização, contendo de 12 a 28% de cromo.

No limite inferior desta faixa, os ferros fundidos com 12% de cromo, associados com o molibdênio ou níquel, apresentam matriz austenítica, sendo muito usados em função de sua resistência à abrasão a baixas tensões.

No limite superior desta mesma faixa, encontram-se as ligas com aproximadamente 28% de cromo. Este teor de cromo, combinado com alto teor de carbono, propicia a formação de carbonetos duros do tipo  $Cr_7C_3$  na estrutura. Frequentemente, 4 a 8% de manganês ou 2 a 5% de Ni são adicionados para promover a austenitização da matriz. Além destes elementos, adiciona-se tungstênio, nióbio, molibdênio ou vanádio, com a função de melhorar a resistência à abrasão e elevar a dureza a quente.

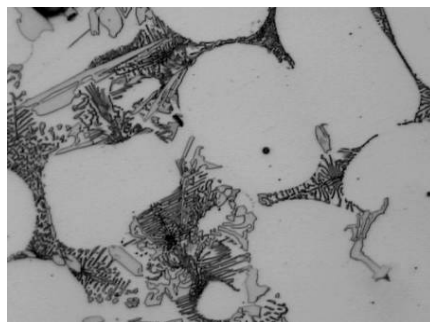
#### 4. Silício

Está presente no aço em teores acima de 0,35% e é comumente usado como agente desoxidante. Quando o teor de silício está na faixa de 1 à 2%, confere ao aço excelente temperabilidade e resistência à fadiga. Em ferro fundido branco, o silício apresenta um efeito negativo sobre a temperabilidade, pois ele tende a promover a formação de perlita nos ferros martensíticos. Entretanto, quando há quantidades suficientes de elementos inibidores de perlita, tais como o molibdênio e o cromo, a tenacidade dos ferros fundidos brancos martensíticos é aumentada.

#### 5. Nióbio

O Nióbio é um elemento formador de carbonetos e sua presença nos aços proporciona a formação de carbonetos do tipo MC. Os carbonetos de nióbio podem se

apresentar como carbonetos primários ou eutéticos (Gregory, 1980). Fischmeister et al. (1998) definem como carboneto primário qualquer carboneto formado diretamente do líquido, ou seja, aqueles que não se formam por reação no estado sólido durante tratamento térmico. Para estes autores, os carbonetos do tipo MC são carbonetos primários pré eutéticos e os carbonetos do tipo  $M_2C$  e  $M_6C$  são carbonetos primários eutéticos. Adnane e Kesri (1992) definem como primário somente o carboneto formado antes do ponto eutético da liga. Segundo estes últimos, o carboneto do tipo NbC com morfologia octaédrica é o carboneto primário de nióbio e o carboneto com morfologia de “escrita chinesa” é o carboneto eutético. A figura 2.21 mostra a título de exemplificação uma microestrutura típica com a morfologia “escrita chinesa”. Segundo Chatterjee e Pal (2003), o carboneto de nióbio NbC atua como nucleador e refinador do carboneto de cromo, caso este elemento exista na composição do material, aumentando a resistência à abrasão a baixas tensões, tanto pela presença de carboneto de nióbio, quanto pela maior nucleação de carbonetos de cromo refinados.



**FIGURA 2.21** Microscopia ótica. Matriz austenítica e uma precipitação eutética primária onde pode-se observar a morfologia “escrita chinesa” do NbC primário. Adnane e Kesri (1992).

## 5. Boro

O boro, quando adicionado em pequenas quantidades, melhora a temperabilidade do aço, diminui a tendência a trincas de têmpera, diminui as distorções durante o tratamento térmico e melhora as propriedades de conformação mecânica. O percentual de boro adicionado aos aços pode variar desde 0,0005%, quando se deseja obter efeitos de temperabilidade, passando por 0,0015%, quando se obtém a melhor combinação de resistência e tenacidade nos aços, até chegar a teores mais elevados, de 0,5 à 0,8%, quando se deseja a formação de carbonetos de boro, com a finalidade de aumentar a resistência ao desgaste abrasivo de uma liga metálica (Eutectic, 2000). O carboneto de



boro se apresenta geralmente na forma  $B_4C$ , e a literatura à respeito do uso deste elemento para aplicação de revestimento duro é escassa, ou quase inexistente.

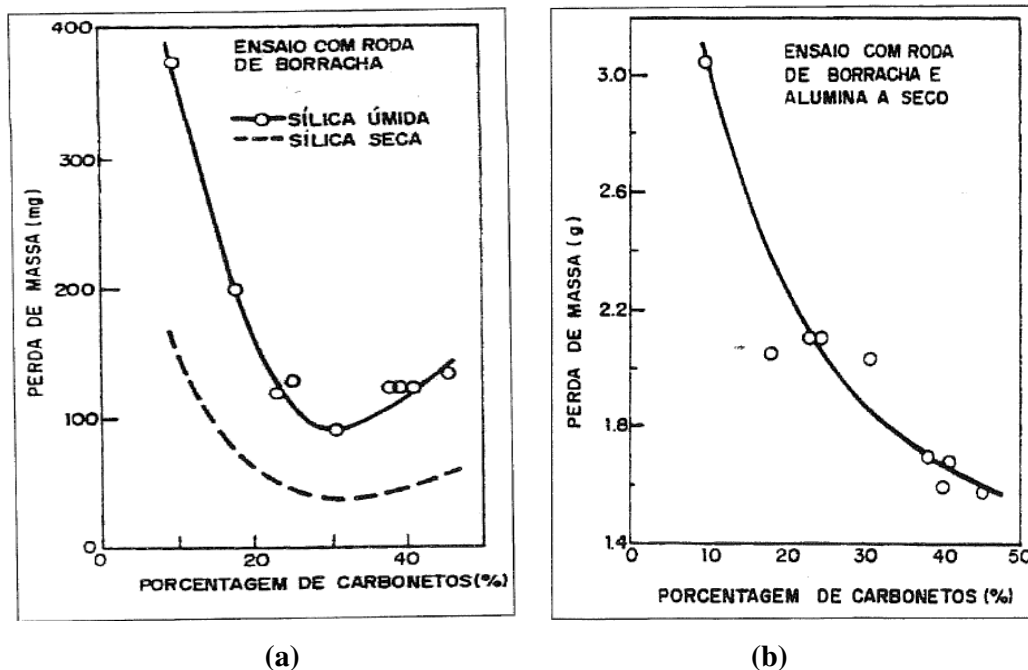
#### **2.7.4 Microestrutura dos materiais resistentes ao desgaste**

A maioria dos materiais empregados em aplicações tribológicas necessita de uma elevada resistência a algum tipo específico de desgaste, dependendo da aplicação a que se destina. Tais materiais, geralmente polifásicos, possuem altas porcentagens de precipitados ou fases dispersas, cuja dureza está na mesma ordem de grandeza ou superior à das partículas abrasivas. As fases destes materiais são os principais responsáveis pelo aumento substancial na resistência ao desgaste, enquanto que a matriz assegura a necessária tenacidade e ligação entre as fases (Shakelford, 1996).

Dependendo da composição química da liga e do tratamento térmico ao qual foi submetido, poderá ocorrer a formação de distintos tipos de carbonetos tais como MC,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_7$ , entre outros.

A influência de uma segunda fase na resistência ao desgaste por abrasão depende de vários fatores tais como, dureza da partícula abrasiva, dureza das fases presentes, distribuição do precipitado na matriz, fração volumétrica das fases, tipo de matriz, morfologia e estabilidade (Thorpe, Chicco, 1985).

Dentre os fatores mencionados, a fração volumétrica é uma das variáveis mais usadas para justificar o desempenho da liga ao desgaste por abrasão. Fiore e colaboradores (1983) estudaram uma série de ligas de ferro fundido de alto cromo, com percentuais variando de 10 % a 40% de fração volumétrica de carbonetos do tipo  $M_7C_3$ , que foram submetidas ao ensaio de desgaste por abrasão em roda de borracha, utilizando-se como partículas abrasivas areia e alumina com granulometria AFS 50-70. As figuras 2.22 (a) e 2.22 (b) apresentam as relações de perda de massa, em função da fração volumétrica dos carbonetos, obtidas nos ensaios de desgaste por abrasão com areia e alumina, respectivamente.



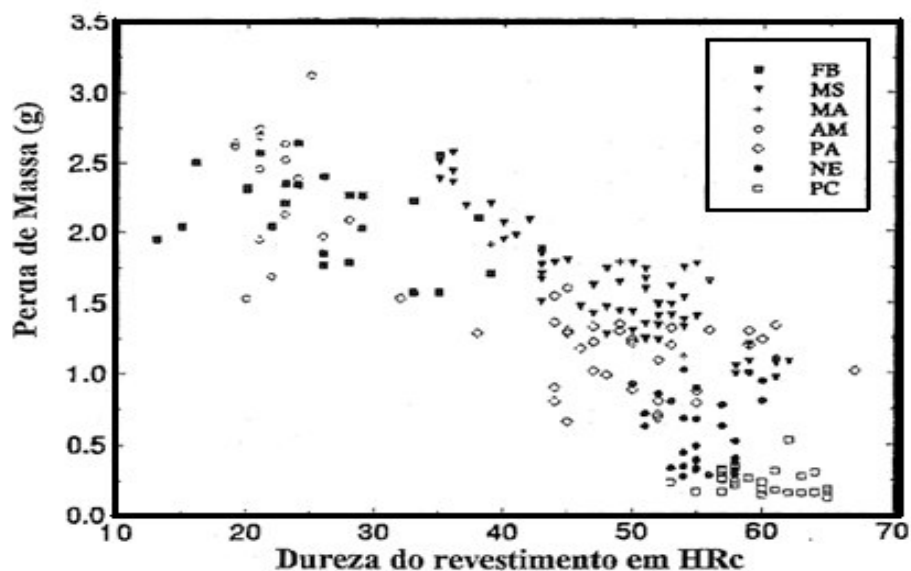
**FIGURA 2.22** – Perda de massa das ligas de ferro fundido de alto cromo em função da fração volumétrica de carbonetos, em testes de abrasão. (a) sílica seca e úmida, (b) alumina a seco. Fiore et al. (1983).

Foi observado que para ambos abrasivos (areia e alumina), a resistência ao desgaste aumenta com a fração volumétrica de carbonetos nas ligas hipoeutéticas. Para a areia como partícula abrasiva, a resistência ao desgaste diminui com o aumento da fração volumétrica de carbonetos no intervalo da composição hipereutética, devido ao trincamento dos carbonetos  $M_7C_3$ . Quanto às ligas hipoeutéticas, observou-se que aumentam a resistência ao desgaste quando os teores de C e Cr aumentam (Davies, 1980).

O aumento da resistência ao desgaste com o aumento da fração volumétrica de carbonetos nas ligas hipoeutéticas foi justificado pela proteção oferecida à matriz pelos carbonetos eutéticos. Nas ligas hipoeutéticas que foram desgastadas pela areia, verificou-se que a matriz de austenita é preferencialmente removida em relação aos carbonetos eutéticos duros. As ligas hipereutéticas atuam da mesma maneira que as ligas hipoeutéticas, mas muitos dos carbonetos primários trincaram e grande parte deles foi arrancada, deixando a matriz mais exposta e proporcionando aumento na taxa de desgaste devido ao seu tamanho. Portanto, carboneto muito grande não proporciona aumento da resistência ao desgaste das ligas devido à sua fragilidade, embora resistam

mais à abrasão que a matriz, e o modo pelo qual estão fixados na matriz pode desempenhar um importante papel na ocorrência ou não de trincas durante a abrasão (Gregory, 1980).

Kotecki e Ogborn (1995), analisando uma expressiva quantidade de dados referentes à resistência ao desgaste por abrasão a baixas tensões, bem como a quantidade de elementos de liga presentes nas ligas a base de ferro, concluíram que a microestrutura é o principal fator na determinação da resistência à abrasão destas ligas, como também que o carbono é o elemento mais importante para a determinação da microestrutura, sendo que os melhores resultados foram produzidos com teores de carbono em torno de 4% e o de cromo em torno de 16%. Com tais teores de elementos de liga, foram obtidas microestruturas com carbonetos primários. Os resultados estão apresentados nas figuras 2.23, 2.24. Na primeira figura, evidencia-se a dispersão dos resultados quando se analisa a perda de volume com relação à dureza dos revestimentos, o que não acontece na segunda figura, ficando clara a importância do teor de carbono na microestrutura final do depósito, e conseqüentemente, na resistência ao desgaste do depósito.



**FIGURA 2.23 - Perda de massa versus dureza do revestimento. FB ferrita bainita; MS martensita; MA martensita austenita; AM austenita; PA austenita primária com eutético de austenita e carboneto; NE quase eutético; PC carboneto primário com eutético de austenita e carboneto. Kotecki e Ogborn, (1995).**

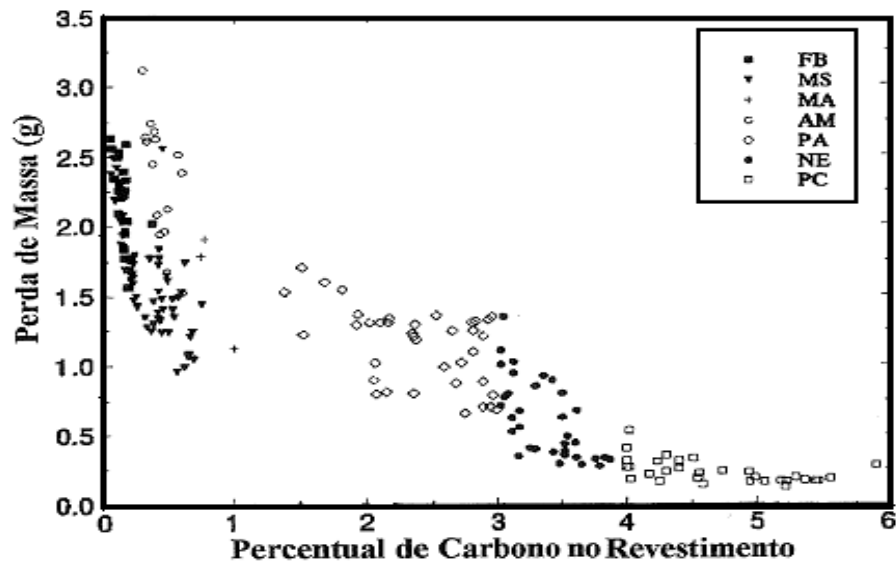


FIGURA 2.24 – Perda de massa versus porcentagem de carbono depositado. FB ferrita bainita; MS martensita; MA martensita austenita; AM austenita; PA austenita primária com eutético de austenita e carboneto; NE quase eutético; PC carboneto primário com eutético de austenita e carboneto. Kotecki e Ogborn, (1995).

Zum Gahr (1970) relata que a resistência ao desgaste torna-se crescente quando a microestrutura da matriz é progressivamente alterada a partir da ferrita para a perlita, bainita e finalmente martensita. A baixa resistência da estrutura ferrítica deve-se a sua baixa dureza. Matrizes martensíticas do tipo revenida apresentam alta resistência ao desgaste. Para um mesmo valor de dureza, contudo, as microestruturas bainíticas são superiores à martensita revenida

## 2.8 – Efeito dos parâmetros de soldagem

Poucos artigos fornecem informações a respeito dos parâmetros de soldagem na resistência ao desgaste de ligas para revestimento duro. Segundo Noble (1986), a grande maioria dos trabalhos concentra-se nas ligas austeníticas ferrosas de alto carbono e alto cromo e nenhuma atenção é dada às ligas martensíticas de baixa liga.

Como já visto anteriormente neste trabalho, as ligas para revestimento duro a base de ferro podem ser depositadas por uma grande variedade de processos de

soldagem, utilizando tanto de processos a gás, quanto a arco elétrico, sendo os mais populares os que envolvem soldagem a arco com eletrodo revestido – SMAW, soldagem a arco com arames tubulares – FCAW e processo de soldagem a arco submerso – SAW. A escolha do processo de soldagem a ser utilizado deverá levar em consideração a geometria do componente e a taxa de deposição requerida, e não exclusivamente uma composição particular ou microestrutura desejada, Noble (1985).

Estudos com comparações entre os vários processos utilizados são bastante escassos e, quando existentes, apresentam resultados contraditórios. Um exemplo típico são os resultados de Avery e Chapin (1952), que indicam que o processo SMAW é preferível em detrimento ao processo OFW, devido à formação de carbonetos finos, enquanto Moore (1980), descreve em seus resultados que prefere partículas de carbonetos largos.

É bem conhecido que as ligas para revestimento duro apresentam baixa ductilidade em uma larga faixa de temperatura e, como conseqüência, apresentam sensibilidade ao trincamento no resfriamento à temperatura ambiente. Estas trincas de alívio de tensão reduzem as tensões residuais no material subjacente e não comprometem a resistência à abrasão (Noble, 1986). O uso e o controle das trincas de alívio de tensão são tratados de forma totalmente empírica. Existem poucas informações compreensíveis a respeito dos benefícios ou malefícios deste tipo de trinca no comportamento da superfície em relação ao desgaste abrasivo.

É muito importante, entretanto, que as trincas de alívio de tensão ocorram somente no revestimento, e não se propaguem para o metal base.

Zum Gahr e Doane (1980) reportaram que a fração volumétrica de carbonetos em ferros fundidos brancos austeníticos afeta sua resistência à abrasão. Pode-se, portanto, ser esperado que as ligas austeníticas de alto cromo para revestimento duro, que possuem essencialmente a mesma microestrutura, sejam também sensíveis à variação da fração volumétrica de carbonetos. Isto foi mostrado por Rense e colaboradores. Pressupõe-se, portanto, que durante a deposição da liga para revestimento duro, a fração volumétrica dos carbonetos, bem como a orientação destes carbonetos, variam de acordo com as condições de soldagem utilizadas. Portanto, faz-se necessário quantificar o efeito das condições de soldagem para obter-se uma resistência ao desgaste otimizada, estabelecendo-se o efeito dos parâmetros de soldagem sobre a

orientação e fração volumétrica dos carbonetos.

Powell (1979) desenvolveu estudo para investigar o efeito do fluxo de calor e dos parâmetros de soldagem na morfologia dos carbonetos e na microestrutura para ferros austeníticos de alto cromo. Empregando o processo SMAW, com as técnicas de deposição reta e trançada, obteve uma primeira camada hipereutética, verificando que os carbonetos metálicos cresceram bruscamente e perpendiculares ao metal-base. Contudo, em alguns casos, grandes partículas não dissolvidas e ricas em cromo (provavelmente ferro-cromo) foram evidentes, indicando um metal de solda não homogêneo. Nestes casos, os carbonetos cresceram a partir de partículas ricas em cromo, dando uma distribuição de carbonetos não uniforme no metal de solda.

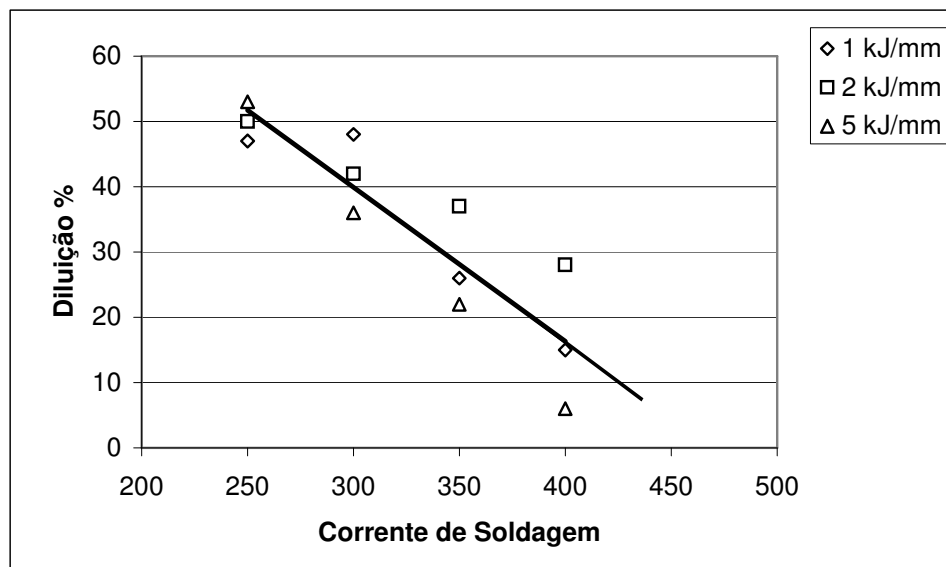
Powell sugeriu que a homogeneização da poça de soldagem é favorecida pelo alto aporte de calor, juntamente com a velocidade de soldagem adequada. A redução do conteúdo de cromo na poça de fusão pode levar a uma estrutura “menos” hipereutética ou quase eutética, ou mesmo hipoeutética, e desta forma, alterar a resistência ao desgaste do depósito. Thorpe (1980) também notou alguma não homogeneidade no metal de solda desses tipos de liga, porém numa menor extensão, possivelmente por ter usado o processo de soldagem a arco com arame tubular, FCAW, que possui uma técnica de deposição relativamente melhor do que a do processo SMAW. Diferenças nas condições de soldagem à parte, variações também poderiam ocorrer na diferença dos tamanhos das partículas das ligas adicionadas através do fluxo de ambos os processos.

Thorpe (1980) observou que um aumento de tensão conduz uma diminuição no conteúdo de carbonetos primários para uma liga hipoeutética. Em fotografias tiradas a altas velocidades, identificou-se uma diferença no modo de transferência metálica entre alta e baixa tensão. Neste último caso, observou-se a formação estável de transferência metálica, sendo considerada devido ao maior tempo para a dissolução do ferro – cromo no metal fundido. Em altas tensões, a transferência metálica foi mais irregular, com a formação de salpicos e perda de elementos de liga.

Observando ainda os efeitos da tensão e corrente de soldagem na fração volumétrica de carbonetos, no processo FCAW, Thorpe concluiu que, empregando altas correntes e baixas tensões, tem-se a tendência de aumentar a fração volumétrica dos carbonetos primários e, portanto, de resultar-se em uma microestrutura hipereutética.

Thorpe fez uma avaliação mais detalhada dos efeitos das variáveis de soldagem na microestrutura de ligas austeníticas de alto cromo depositadas pelo processo autoprotetido, FCAW. Suas conclusões se basearam apenas na microestrutura observada, visto que os testes de desgaste não foram realizados. Três camadas foram depositadas e a microestrutura de cada uma foi observada. Thorpe obteve na primeira camada, um depósito hipoeutético, causado pela diluição do metal base. Sucessivos testes com diferentes tensões, estabeleceram que a diluição está sistematicamente relacionada com a tensão mas nem tanto com a corrente.

Enquanto Thorpe (1980) estimou uma leve dependência da diluição com a corrente, Rense e colaboradores (1981) demonstraram uma firme relação, figura 2.25, para o processo autoprotetido, FCAW. Esta correlação de decréscimo da diluição com o aumento da corrente pareceu ser independente da energia de soldagem, que variou pela alteração de velocidade de soldagem. Quando analisadas quimicamente, duas amostras preparadas com 5kJ/mm de energia de soldagem, com diferentes valores de correntes, mostraram teores de cromo de 12,2% para baixas correntes e 20% para depósitos a altas correntes.



**FIGURA 2.25** Efeito da corrente de soldagem sobre a diluição para três níveis diferentes de aporte térmico, usando o processo FCAW e uma liga austenítica de alto cromo (Rense, 1981).

Rense e colaboradores (1981) realizaram, em suas amostras soldadas, testes em roda de borracha para avaliar a taxa de desgaste abrasivo a baixas tensões. Eles publicaram que, aumentando-se a fração volumétrica dos carbonetos reduz-se a perda de peso de depósito. Embora o volume percentual de  $M_7C_3$  tenha se mostrado independente da energia de soldagem, uma energia maior foi benéfica à resistência ao desgaste abrasivo estimada em perda de peso.

Fica evidente a divergência de resultados dos pesquisadores quanto aos efeitos da energia de soldagem, corrente e tensão na resistência ao desgaste abrasivo. A fonte destas discrepâncias pode surgir das diferenças entre procedimentos e métodos de testes empregados pelos autores.

Testes empíricos relacionando parâmetros de soldagem com a otimização da resistência ao desgaste abrasivo de ligas metálicas específicas são feitos e padronizados de acordo com o processo utilizado pelos fabricantes de ligas de revestimento duro.



### **3 METODOLOGIA**

#### **3.1 Materiais testados**

Neste estudo foram selecionadas três ligas metálicas projetadas para resistir ao desgaste abrasivo a baixas tensões, utilizadas comercialmente na aplicação por soldagem em placas protetoras, denominadas placas de desgaste. As ligas metálicas estudadas neste trabalho, bem como suas propriedades físico-químicas, referem-se ao metal depositado dos corpos de prova.

Para obtenção dos corpos de prova, foram produzidas três placas de desgaste, através do processo de soldagem com arames tubulares autoprotégidos (FCAW) de 2,8mm de diâmetro.

A primeira liga metálica, denominada de liga A, é constituída do sistema Fe-Cr-Nb-B-C, a segunda liga, denominada de liga B, constituída de Fe-Cr-C e a terceira liga, denominada de liga C, constituída de Fe-Cr-Nb-C.

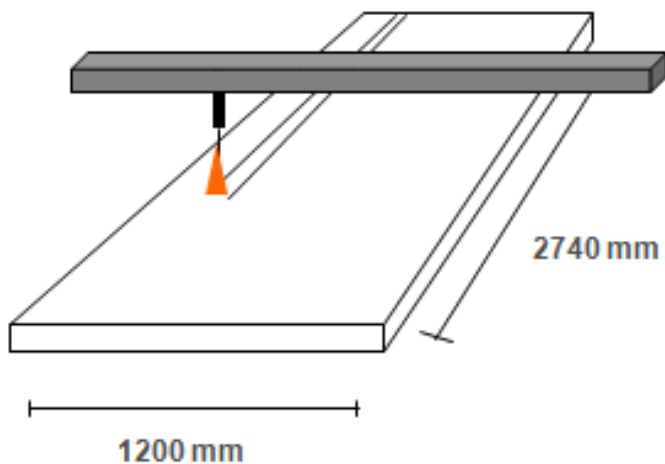
As três placas de desgaste foram fabricadas com a deposição de uma camada de 4 mm de solda em uma chapa de aço A36 de 6 mm de espessura, obtendo-se então para cada liga metálica (A, B e C) uma placa revestida de 10mm de espessura total, onde 6mm correspondem ao metal base, e 4mm correspondem ao revestimento aplicado.

#### **3.2 Soldagem – Equipamentos e procedimentos**

Para a soldagem das placas de desgaste utilizou-se uma fonte de energia do modelo LAF 1250, marca Esab, utilizada no processo FCAW. Esta fonte de soldagem é acoplada a um robô equipado com sistema de controle lógico programável (PLC) do modelo CAB 300 (Esab), contendo um cabeçote de soldagem. As chapas de aço A36 foram posicionadas em mesas com sistema de refrigeração, e receberam os depósitos das ligas A, B e C, formando três placas de desgaste distintas, cada uma com sua respectiva liga.

A soldagem de cada liga selecionada foi efetuada em camada única, com cordões de 2740 mm de comprimento por 30 mm de largura, com os mesmos parâmetros de soldagem, em chapas de aço A36 de 6,0 x 1500 x 2950 mm. Durante o processo de soldagem, as chapas são postas sobre uma mesa resfriadora, para controle

das propriedades do metal depositado, entre elas, a microestrutura. A figura 3.1 mostra, de forma esquemática, o processo de deposição de solda durante a fabricação de uma placa de desgaste, e a tabela 3.1 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados na produção das placas.



**FIGURA 3.1 – Representação esquemática do processo de soldagem durante a fabricação de uma placa de desgaste**

**TABELA 3.1 - Parâmetros de soldagem utilizados na fabricação das placas de desgaste.**

LIGA METÁLICA DEPOSITADA	Diâmetro arame (mm)	V alim. (cm/min)	V sold. (cm/min)	I (A)
LIGA A (FeCrNbBC)	2,8	470	20	300
LIGA B (FeCrC)				
LIGA C (FeCrNbC)				

### 3.3 Obtenção dos corpos de prova

Após a fabricação das placas de desgaste, realizou-se o procedimento de corte dos corpos de prova a partir da região central das placas, em um equipamento de corte a plasma CNC. Para usinagem dos corpos de prova, utilizou-se uma retífica plana de precisão, semi-automática, da marca Melo, modelo P36, com rebolo abrasivo.

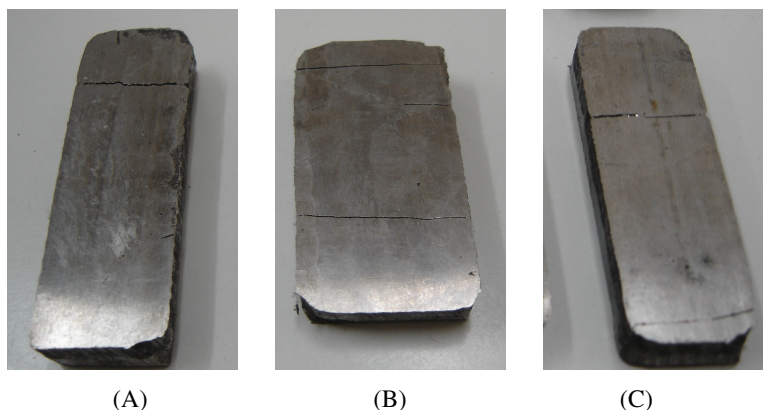
Para obtenção de uma confiabilidade do teste de 95%, estimou-se através da EQ. 3.1 o número mínimo de corpos de prova necessários para um coeficiente de variação ( $v$ ) de 5% e um erro permitido de amostras ( $e$ ) de 5%, conforme sugerido nos textos da ASTM G65 (1991).

$$n = (1,96.v/e)^2 \quad \text{EQ. 3.1}$$

Para os valores descritos acima, obteve-se:

$$(1,96.5/5)^2 = 4 \text{ corpos de prova.}$$

De cada placa fabricada, foram retiradas 5 amostras (corpos de prova) da região central, com as dimensões de 10 x 25 x 75 mm e usinadas para obter-se uma superfície uniforme, conforme norma ASTM G65 (1991). A figura 3.1 apresenta, a título de exemplificação, um corpo de prova de cada liga selecionada, obtido para os testes de abrasão, após corte e usinagem.



**FIGURA 3.2 -** Corpos de prova obtidos para ensaios de desgaste. (A) amostra A; (B) amostra B e (C) amostra C

### 3.4 Ensaio Realizados

Após obtenção dos corpos de prova, foram feitas análises de composição química, densidade e dureza do metal depositado. Para análise química e de densidade foi selecionado um corpo de prova de cada liga, e as medições de dureza foram feitas em todos os corpos de prova obtidos. Análises por microscopia óptica e eletrônica de

varredura foram feitas com objetivo de caracterização microestrutural das ligas estudadas, definindo pontos importantes da análise.

O ensaio de desgaste foi realizado segundo a norma ASTM G65 (1991), no qual aplica-se uma rotação a um disco metálico revestido por borracha e o mesmo entra em contato com os corpos de prova que permanecem estáticos, e um material abrasivo flui por entre ambos, gerando um desgaste abrasivo na camada de revestimento duro.

Enfim foi utilizada uma lupa eletrônica com o objetivo de definir qual foi o mecanismo de desgaste atuante durante os testes de abrasão. Este teste facilita a visualização das linhas de desgaste na superfície dos corpos de prova.

### **3.4.1 Equipamentos e Procedimentos Utilizados nos Ensaios.**

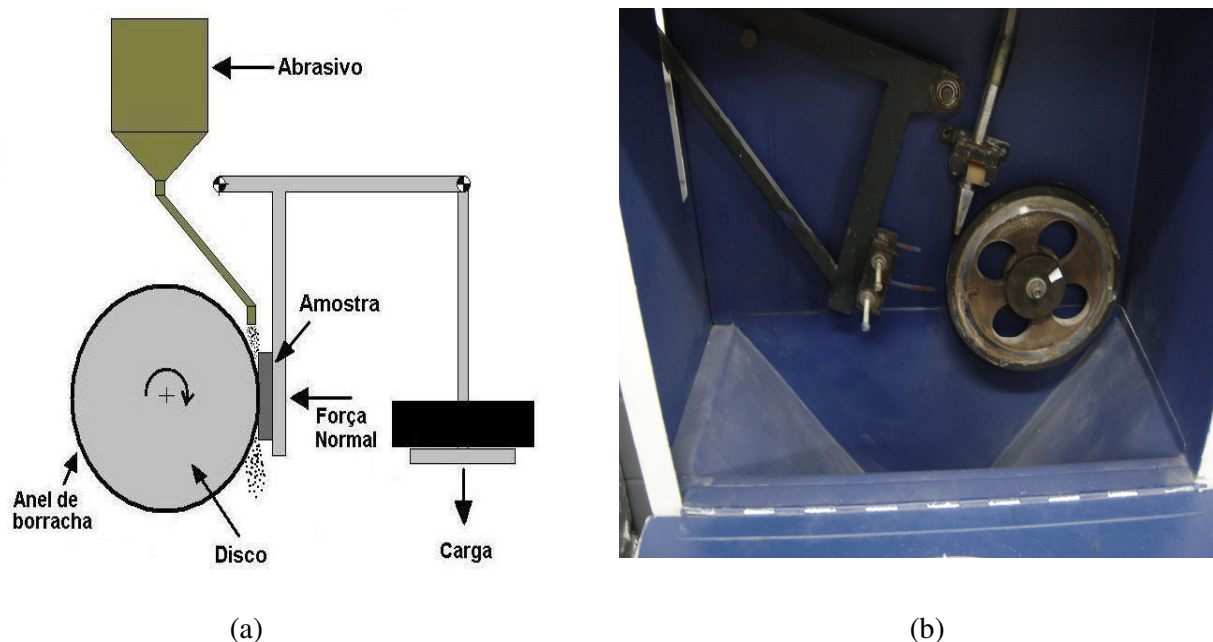
As análises químicas das superfícies das amostras foram realizadas utilizando-se da técnica de espectrofotômetro de emissão óptica, com o uso do aparelho de marca Baird Atomic, modelo DV-2. Foi analisada uma amostra de cada liga estudada. Para determinação da densidade do metal de solda utilizou-se o equipamento denominado Ultrapyc Nometer, que se fundamenta no princípio de Arquimedes e que utiliza o gás Hélio como fluido por apresentar pequena dimensão atômica, podendo penetrar em cavidades e poros da ordem de  $1\text{Å}$  de dimensão. O valor da densidade foi utilizado para converter a perda de massa em perda de volume após os ensaios de abrasão.

Para a determinação dos valores de dureza superficial Rockwell C nos corpos de prova, utilizou-se um durômetro da marca Reicherter, com carga de 150 kgf diretamente sobre a superfície dos corpos de prova. Foram realizadas 5 medições de dureza para cada corpo de prova das amostras A, B e C, ao longo do comprimento dos corpos de prova, em pontos equidistantes, totalizando 25 medições para cada liga. Antes das medições, realizou-se a aferição do aparelho, através da utilização de corpos de prova de durezas padronizadas.

A preparação de amostras para metalografia fez-se através de procedimentos usuais de análise microestrutural. O ataque químico foi realizado utilizando-se reagente Nital 3 % (97 % álcool etílico e 3 % ácido nítrico). As análises micrográficas foram realizadas por microscopia óptica, com ampliações de 500 e 1000 vezes, utilizando um microscópio de marca Leitz Metallux, acoplado a uma câmera digital Fujitso, e por meio de MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) da marca Jeol, modelo JSM 6360

LV. Foram feitas análises no EDS, com espectrômetro de energia dispersiva de raios-x, utilizando o equipamento de marca Thermo Noran, modelo Quest, para auxílio na análise em pontos específicos da microestrutura.

Os corpos de prova foram ensaiados segundo o procedimento A da norma ASTM G65 (1991), em um equipamento do tipo roda de borracha. Este equipamento é constituído por um conjunto motor-variador de velocidade, conectado a uma roda metálica sobre a qual é fixada um anel de borracha. Na parte superior do equipamento é colocado o reservatório de abrasivo (areia), que por meio de dutos, é escoado com uma taxa fixada de 300 g/min até a interface roda de borracha/amostra, por meio da ação da força da gravidade. Um braço de alavanca é posicionado à frente da roda de borracha com a finalidade de fixação do corpo de prova e da aplicação da carga de ensaio. A figura 3.2 mostra o equipamento de forma esquemática (a) e o equipamento utilizado nos ensaios de desgaste (b).



**FIGURA 3.3 - (a) Representação esquemática do equipamanto roda de Borracha  
(b) Equipamento utilizado nos ensaios**

A força exercida pelo corpo de prova sobre a roda foi de 130 N e a rotação da roda de borracha foi mantida fixa em 200 rpm quando em movimento e pressão de

ensaio. O número total de rotações para interromper o ensaio foi fixado em 6000 revoluções.

Para monitoramento tanto da rotação da roda de borracha quanto do número de revoluções até o final do ensaio foi utilizado um sistema de monitoração composto por tacômetros digitais com sensores.

A roda de borracha utilizada é de clorobutil com diâmetro externo inicial de 221,3 mm, e dureza de 60 Shore A. A dureza da borracha foi medida em vários pontos, antes e depois dos ensaios, não sofrendo variações significativas.

O sistema de peneiramento da areia para classificação e reutilização consiste de duas peneiras de aço inoxidável sobrepostas, com malhas número 50 e 70 segundo a norma AFS. Tais medidas de verificação e controle das variáveis do teste, como a dureza da borracha e a granulometria da areia são importantes para assegurar a repetibilidade dos resultados e que o coeficiente de variação dos resultados dos testes de abrasão seja menor ou igual a 7%, conforme ASTM G65.

Após os resultados dos testes de abrasão, foi feita uma análise estatística com os valores reais de coeficiente de variação ( $v$ ) para evidenciar a validade dos testes feitos, bem como a validade do número de corpos de prova escolhidos.

A tabela 3.2 apresenta os parâmetros de controle utilizados durante os ensaios de desgaste.

TABELA 3.2 - Parâmetros utilizados durante os ensaios de desgaste, conforme procedimento A, ASTM G65 (1991).

Duração de cada ensaio (min)	Carga aplicada (N)	Veloc. Roda Abrasiva (rpm)	Número de Revoluções por ensaio	Diâmetro Roda Abrasiva (mm)	Granulometria Areia (AFS)	Dureza borracha (shore A)
30	130	200	6000	221,3	50/70	60

A pesagem dos corpos de prova antes e depois dos ensaios de desgaste para obtenção da perda de massa, foi realizada em uma balança analítica da marca Denver Instrument, modelo APX-200, com sensibilidade de 0,1mg, e capacidade máxima de 200g.

Foi utilizada uma lupa eletrônica da marca Entex, modelo Opton, com a finalidade de visualização das linhas de desgaste, nas superfícies dos corpos de prova, na tentativa de definir qual foi o mecanismo de desgaste atuante durante os testes de abrasão a baixas tensões.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção serão apresentados os resultados dos ensaios realizados neste trabalho, bem como uma discussão baseada nos pontos importantes de cada análise.

### 4.1 – Análise química

As análises de composição química das ligas depositadas em chapas de aço A36 foram realizadas nas superfícies de um corpo de prova de cada liga selecionada. Os resultados obtidos são apresentados a seguir na tabela 4.1.

TABELA 4.1 - Resultados de análise química do metal depositado com as ligas selecionadas A, B e C.

Liga	Sistema	Composição química (%)						
		C	Cr	Si	Nb	B	Mn	Fe
A	Fe-Cr-Nb-B-C	3,10	19,00	0,50	5,00	0,60	0,10	Bal.
B	Fe-Cr-C	3,05	20,90	0,41	–	–	0,20	Bal.
C	Fe-Cr-Nb-C	1,50	7,30	0,40	4,90	–	0,90	Bal.

Os teores dos elementos químicos encontrados em cada liga selecionada correspondem à faixa especificada pelo fabricante para deposições de solda de 4 mm de espessura em chapas de aço A36. Os teores de carbono, cromo e silício são relativamente semelhantes entre as ligas A e B, sendo que a liga A possui o Nióbio e o boro como elementos adicionais.



Segundo Gregory (1980) estes elementos possuem características específicas na função de resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões, e Jackson (1970), relata que ligas contendo teores de carbono em torno de 4% e cromo acima de 16%, como ocorre com as ligas A e B, estão entre as melhores ligas comerciais disponíveis para depósitos resistentes ao desgaste abrasivo a baixas tensões.

A liga C apresenta uma composição química distinta das demais, semelhante apenas no teor de nióbio, comparando com a liga A.

#### 4.2 – Medições de dureza

As medições de dureza nas superfícies das amostras foram realizadas em todos os corpos de prova das amostras A, B e C. A figura 4.1 apresenta os valores de dureza obtidos para cada corpo de prova das três ligas, e a tabela 2.2 apresenta a média desses valores, bem como os respectivos desvios padrões.

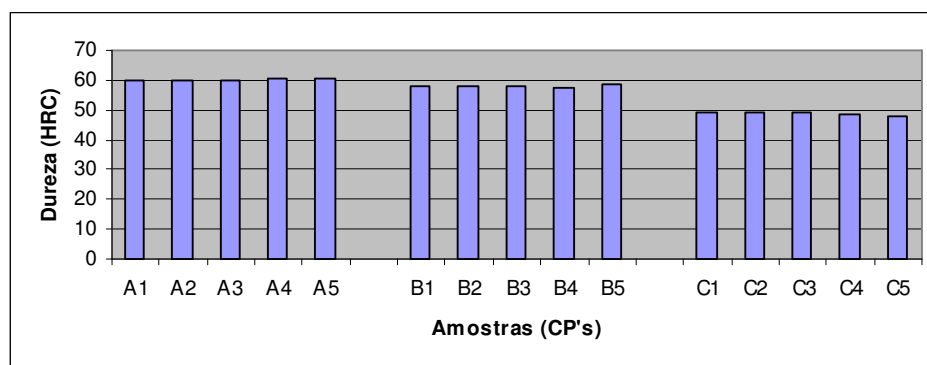


FIGURA 4.1 – Médias das durezas de cada corpo de prova das ligas A,B e C.

TABELA 4.2 – Valores médios de dureza da superfície dos corpos de prova

Liga	Sistema	Dureza média (HRC)	Desvio padrão
A	Fe-Cr-Nb-B-C	60	0,8
B	Fe-Cr-C	58	0,8
C	Fe-Cr-Nb-C	49	1,0

As durezas ao longo das superfícies dos corpos de prova das ligas A, B e C apresentaram uma boa homogeneidade, não variando significativamente entre os corpos de prova de cada liga selecionada.

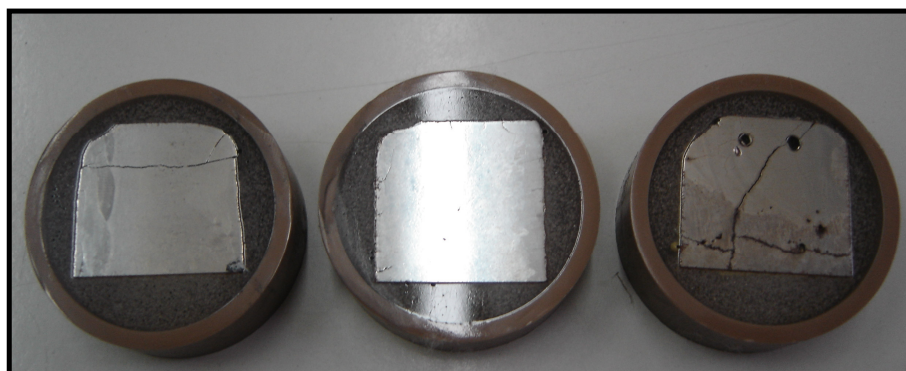
A dureza de uma liga projetada para resistir ao desgaste abrasivo a baixas tensões, segundo Kotecki e Ogborn (1995), embora seja importante, não é o fator principal na determinação de uma alta ou baixa resistência ao desgaste abrasivo.

Segundo estes autores, a microestrutura da liga é de longe o fator mais importante na avaliação de uma liga projetada para esses fins. Portanto, são necessárias outras análises, como as de microscopia óptica e eletrônica de varredura, que juntamente com a composição química e a dureza das ligas podem determinar uma melhor classificação das ligas, quanto à resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões.

### 4.3 – Caracterização Microestrutural

A figura 4.2 mostra as seções polidas das três amostras examinadas. Nas figuras 4.3 a 4.8 são exemplificadas as fotomicrografias ópticas, e as fotomicrografias obtidas através do MEV.

Para obtenção das amostras utilizadas nas análises microestruturais, foi retirada uma pequena região de um corpo de prova de cada liga selecionada.



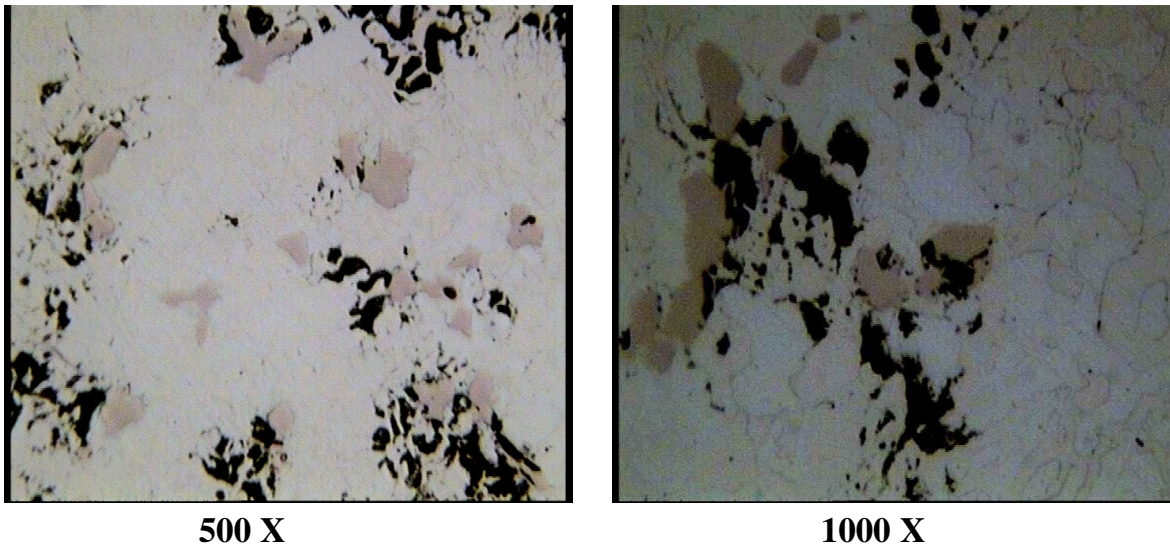
Amostra A

Amostra B

Amostra C

**FIGURA 4.2 – Aspecto geral das amostras A, B e C examinadas e analisadas.**

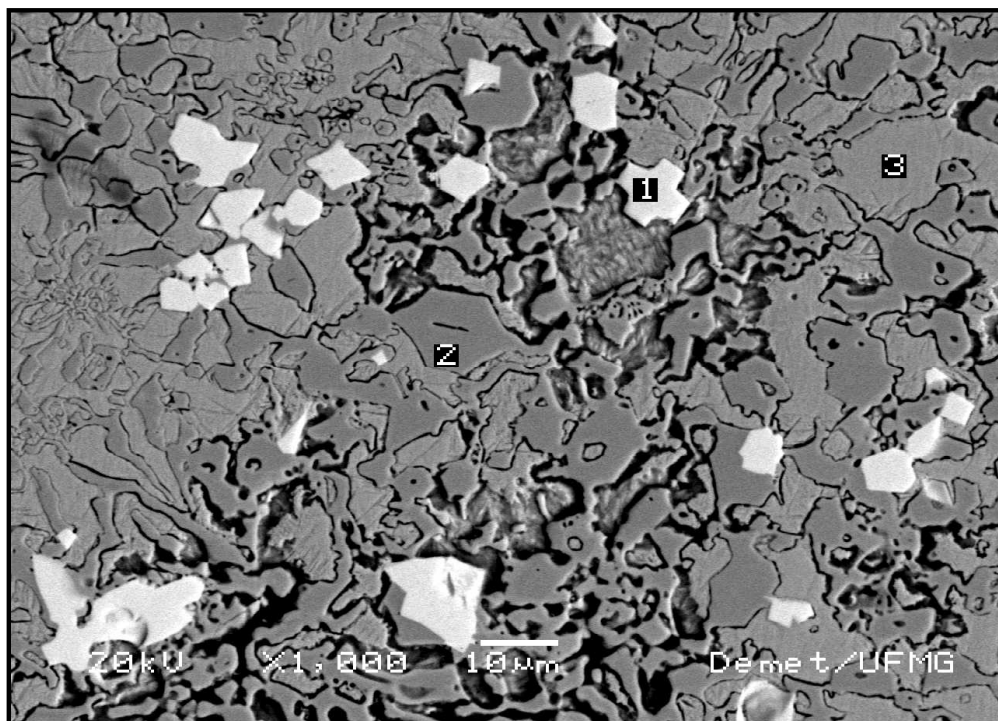
## AMOSTRA A – Microscopia Óptica



**FIGURA 4.3 – Microestrutura do revestimento da amostra A - Ataque Nital 3% - Microscopia Óptica.**

Na figura 4.3, observa-se que a microestrutura do revestimento aplicado com a liga A (Fe-Cr-Nb-B-C) é formada por dendritas de austenita e constituinte eutético, composto por carbonetos primários de ferro e de cromo (áreas claras) e martensita/ferrita (áreas escuras). Observa-se ainda carbonetos de nióbio na forma de polígonos de tonalidade rosa. Levando também em consideração a afirmação de Rosas (1998), de que uma liga hipereutética é composta de carbonetos primários e de uma fase eutética contínua formada de austenita e carbonetos, e a composição química dos principais elementos da liga A; 3,1% C, 19% Cr, 5% Nb, pode-se concluir que, na superfície analisada, a liga A representa uma liga Hipereutética. Segundo Koteck e Ogborn (1995) essas ligas hipereutéticas, contendo carbonetos primários em uma matriz eutética de austenita mais carbonetos, estão entre as que possuem uma microestrutura mais favorável em termos de resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões.

## AMOSTRA A – MEV

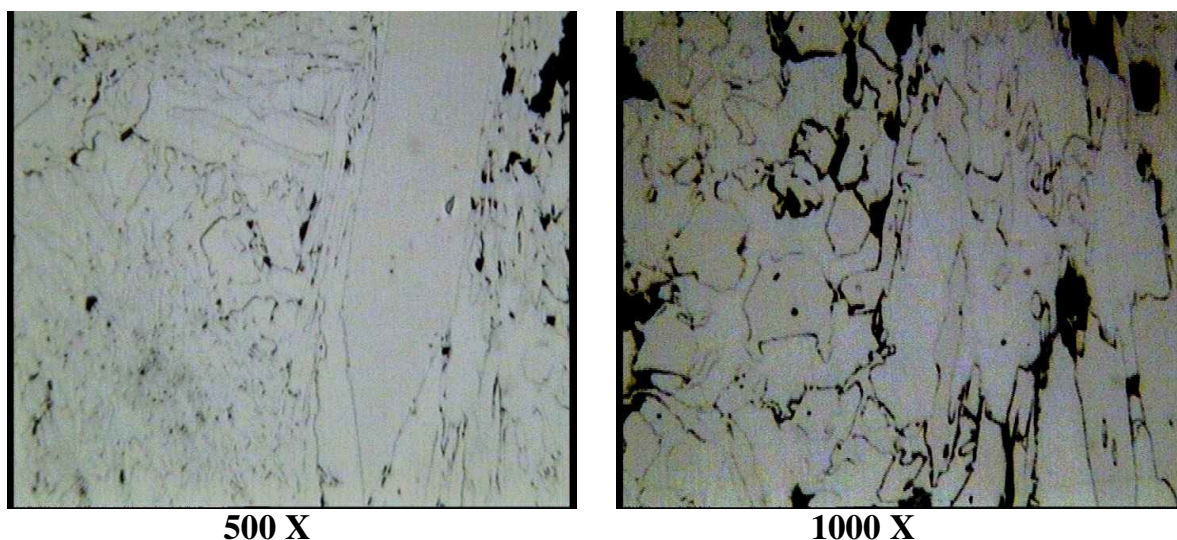


Resultados do EDS - % em peso			
Elemento	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3
Si	0,84	0,21	1,67
Ti	---	---	0,21
Cr	4,32	40,83	8,59
Mn	0,36	0,96	0,54
Fe	4,98	57,39	88,43
Nb	89,50	0,61	0,56

**FIGURA 4.4 – Fotomicrografia do revestimento. Liga A. Detalhamento da microestrutura do revestimento e análises químicas (EDS) dos pontos indicados na fotomicrografia – MEV (% em peso). Ataque nital 3%.**

As áreas brancas da figura 4.4 são carbonetos primários de nióbio, NbC, representados pelo ponto 1 da análise. Os carbonetos de cromo são representados pelo ponto 2, e o ponto 3 representa uma região de constituinte eutético. As dendritas de austenita envolvem a região eutética (áreas escuras).

### AMOSTRA B – Microscopia Óptica



**FIGURA 4.5 - Microestrutura do revestimento da amostra B - Ataque Nital 3% - Microscopia Óptica**

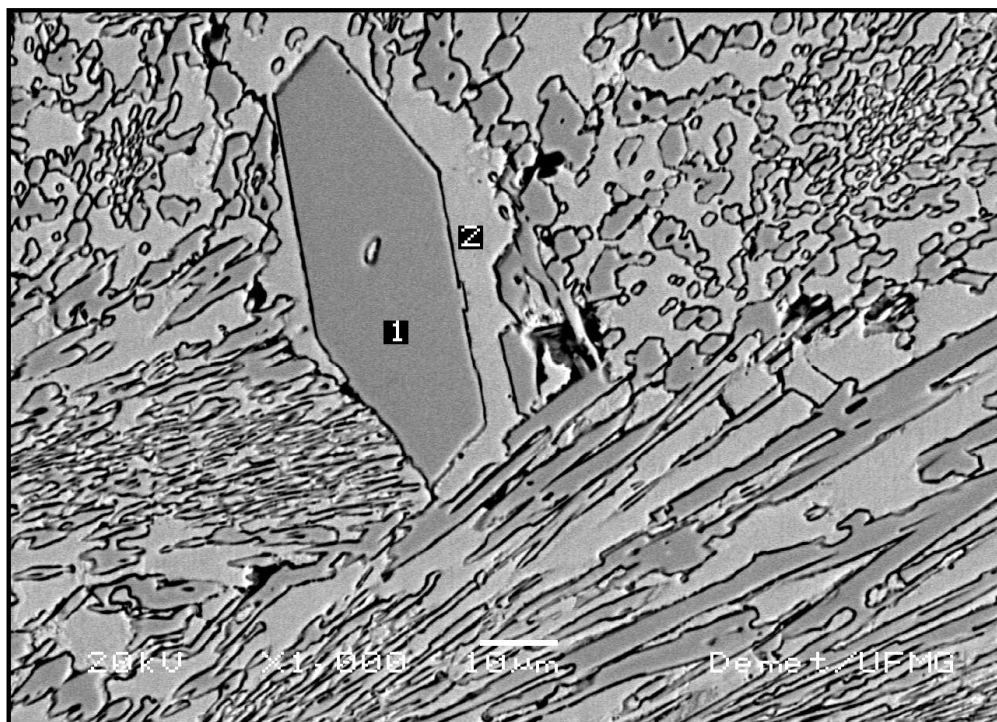
Através da figura 4.5 nota-se a presença de grandes carbonetos poligonais e prismáticos de ferro e cromo. Nota-se também a presença de constituinte eutético, formado por carbonetos de Ferro, cromo e austenita (áreas escuras).

De acordo com a figura 2.19, que apresenta um diagrama estrutural de ligas do sistema Fe-Cr-C (Rosas, 1998), e com a composição química da superfície do metal depositado; 3,05%C; 20,9%Cr, além de análise microestrutural, a liga B representa, na superfície analisada, uma liga hipereutética.

A microestrutura analisada, contendo carbonetos primários de cromo, em uma matriz austenítica mais carbonetos, está, segundo Koteck e Ogborn (1995), entre as que apresentam melhor resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões.



## AMOSTRA B – MEV



Resultados do EDS - % em peso

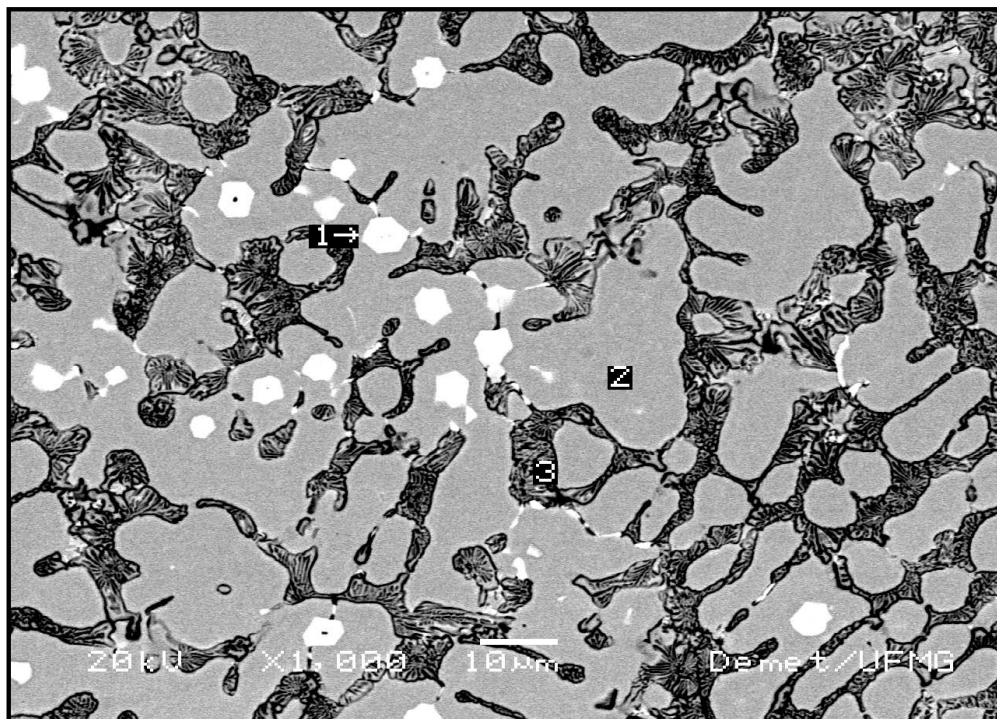
Elemento	Ponto 1	Ponto 2
Si	0,21	1,30
Ti	0,34	0,27
Cr	51,67	10,13
Mn	0,99	0,42
Fe	46,20	87,43
Nb	0,59	0,45

**FIGURA 4.6 - Fotomicrografia do revestimento. Liga B. Detalhamento da microestrutura do revestimento e análises químicas (EDS) dos pontos indicados na fotomicrografia – MEV (% em peso). Ataque nital 3%.**

O ponto 1 da figura 4.6 representa um carboneto primário de cromo, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, de geometria prismática. O ponto 02 representa uma região de constituinte eutético, formada por carbonetos de cromo, ferro e austenita.



## AMOSTRA C – MEV



Resultados do EDS - % em peso			
Elemento	Ponto 1	Ponto 2	Área 3
Si	0,45	1,62	1,03
Ti	---	0,32	0,60
Cr	2,75	9,59	25,36
Mn	0,46	1,37	2,05
Fe	7,47	86,47	68,93
Nb	88,87	0,63	2,03

**FIGURA 4.8 - Fotomicrografia do revestimento. Liga C. Detalhamento da microestrutura do revestimento e análises químicas (EDS) dos pontos indicados na fotomicrografia – MEV (% em peso). Ataque nital 3%.**

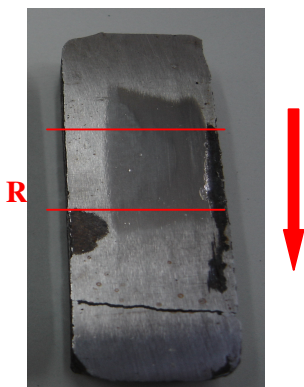
Através da figura 4.8, nota-se a presença de carbonetos de nióbio (pontos brancos), representados pelo ponto 1, e constituinte eutético (áreas escuras), representado pelo ponto 3, formado por carbonetos de ferro e de cromo. A



microestrutura possivelmente é formada por uma matriz de martensita, embora o ataque não tenha revelado características típicas deste constituinte. O alto valor de dureza e o comportamento magnético do material sugerem a presença de martensita.

#### 4.4 – Ensaio de desgaste

Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo permitiram uma classificação comparativa de resistência à abrasividade por areia seca dos revestimentos aplicados com as ligas A, B e C. A figura 4.9 apresenta os aspectos macroscópicos dos corpos de prova ensaiados em abrasômero do tipo roda de borracha. A seta representa a direção de deslizamento da roda de borracha sobre o corpo de prova, e a região “R” corresponde à região central do corpo de prova onde foram feitas análises em lupa eletrônica para determinação do mecanismo de desgaste.



**FIGURA 4.9 – Aspecto macroscópico do corpo de prova após ensaio em abrasômero do tipo roda de borracha: 130N – 200rpm – 30min, abrasivo: areia.**

Os resultados de perda de volume, bem como os valores de desvio padrão e coeficiente de variação obtidos no teste de desgaste, são mostrados na figura 4.10 e tabela 4.3.

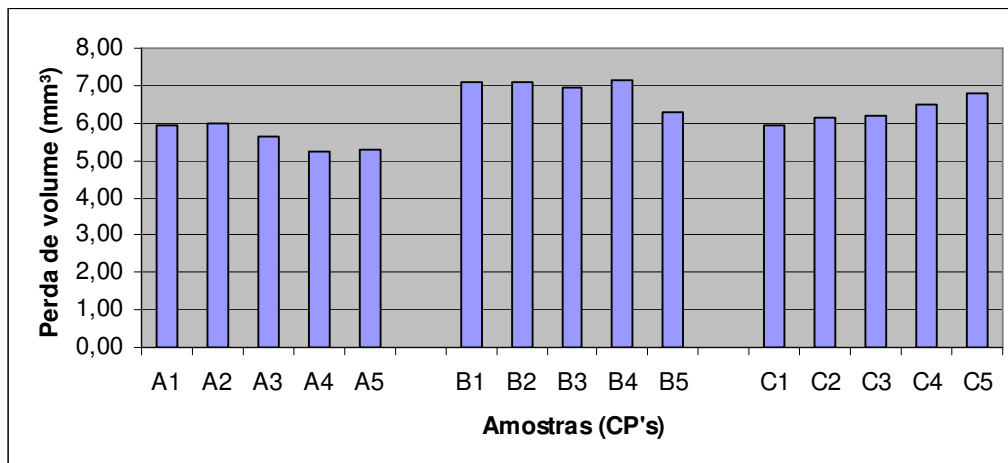


FIGURA 4.10 – Representação gráfica da perda de volume das ligas A, B e C após testes de desgaste abrasivo.

TABELA 4.3 – Resultados do ensaio de desgaste nos corpos de prova das ligas A, B e C.

Corpo de prova	Liga	Perda de volume (mm³)	Média da perda de volume (mm³)	Desvio Padrão	Coef. De Variação (%)
A1	Fe-Cr-Nb-B-C	5,94	5,62	0,32	5,64
A2		5,98			
A3		5,64			
A4		5,24			
A5		5,29			
B1	Fe-Cr-C	7,09	6,91	0,36	5,30
B2		7,07			
B3		6,93			
B4		7,15			
B5		6,30			
C1	Fe-Cr-Nb-C	5,94	6,31	0,35	5,63
C2		6,13			
C3		6,20			
C4		6,49			
C5		6,77			

Os coeficientes de variação dos resultados de perda de volume para cada liga, que indicam se os procedimentos utilizados, bem como as variáveis envolvidas nos testes estavam sob controle, foram obtidos através das EQ. 4.1 e 4.2, e mostram que os ensaios de desgaste realizados estavam sob controle satisfatório (ASTM G65, 1991).

$$S = \sqrt{\sum (x - \bar{x})^2 / n - 1} \quad \text{EQ 4.1}$$

$$v = (s / \bar{x}) \cdot 100 \quad \text{EQ 4.2}$$

Onde:

S = desvio padrão da média

v = Coeficiente de variação (%)

A validade do tamanho da amostra estimada, para uma confiança de 95% (erro n= 5%), foi verificada através da EQ. 3.1, utilizando os valores de coeficiente de variação obtidos, apresentando os seguintes resultados:

$$n_A = (1,96 \cdot v/e)^2 = (1,96 \cdot 5,64/5)^2 = 4,9$$

$$n_B = (1,96 \cdot v/e)^2 = (1,96 \cdot 5,30/5)^2 = 4,3$$

$$n_C = (1,96 \cdot v/e)^2 = (1,96 \cdot 5,63/5)^2 = 4,9$$

onde  $n_A$ ,  $n_B$  e  $n_C$  representam o número de ensaios, ou o tamanho de amostra das ligas A, B e C respectivamente.

Com estes resultados, pode-se afirmar que o tamanho de amostra escolhido (5 amostras para cada liga), em um nível de 95% de confiança, foi adequado para a representação e repetibilidade dos resultados.

Após breve análise estatística e aferição da validade dos resultados, pode-se concluir que após os trinta minutos de teste no abrasômero roda de borracha para cada corpo de prova, a liga A obteve uma menor perda média de volume, caracterizando uma maior resistência ao desgaste, quando comparada com as ligas B e C, nas condições deste experimento.

A maior resistência ao desgaste abrasivo da liga A deve estar associada, além

das presenças de carbono e cromo nas quantidades encontradas, à presença de elementos como Nióbio e Boro na estrutura, que segundo Gregory (1980) estão associados a uma microestrutura com características específicas na resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões. De acordo com os resultados dos testes de microscopia óptica e de varredura, pôde-se notar a presença de carbonetos primários de nióbio na liga A. Segundo Eyre (1978) o carboneto primário de nióbio, NbC, possui dureza de 2400 HV, superior, por exemplo, à dureza do carboneto primário de cromo, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, que possui dureza de 1800 HV. Chatterjee e Pal (2003) através de estudos comprovaram que o NbC atua também como nucleador e refinador do carboneto de cromo, quando este elemento existe na composição da liga, aumentando consideravelmente a proteção da matriz com carbonetos refinados.

Das três ligas analisadas, a liga B foi a que apresentou maiores valores de perda de volume e conseqüentemente menor resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões, nos testes realizados.

A liga C, embora sua microestrutura não esteja relacionada àquela descrita por Koteck e Ogborn (1995), que apresenta melhor resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões, contendo carbonetos primários em uma matriz austenítica mais carbonetos, apresentou resistência ao desgaste superior à da liga B, que se enquadra em tal descrição. A superioridade na resistência ao desgaste abrasivo da liga C, em relação à liga B pode estar associada à presença de carbonetos de nióbio na estrutura, que, segundo Chatterjee e Pal (2003), além de proteger a matriz, têm uma influência na nucleação de carbonetos de cromo refinados caso este elemento exista na composição do material, aumentando a resistência a abrasão a baixas tensões.

O fato de a liga B, que representa uma liga Hipereutética ter apresentado menor resistência ao desgaste abrasivo do que a liga C, que representa uma liga Hipoeutética, também pode estar associado, segundo Fiore (1983), ao fato do microtrincamento e fragmentação dos grandes carbonetos primários M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, que podem atuar como abrasivos, promovendo sulcamento e riscamento na superfície da liga depositada.

#### 4.5 – Análise da superfície de desgaste

O equipamento "roda de borracha" promove o desgaste abrasivo do tipo de três corpos, no sistema fechado, onde as partículas de areia são aprisionadas entre duas superfícies que deslizam entre si.

As figuras de 4.11 a 4.13 mostram a superfície da região de desgaste de um corpo de prova de cada liga selecionada, A, B e C, respectivamente.

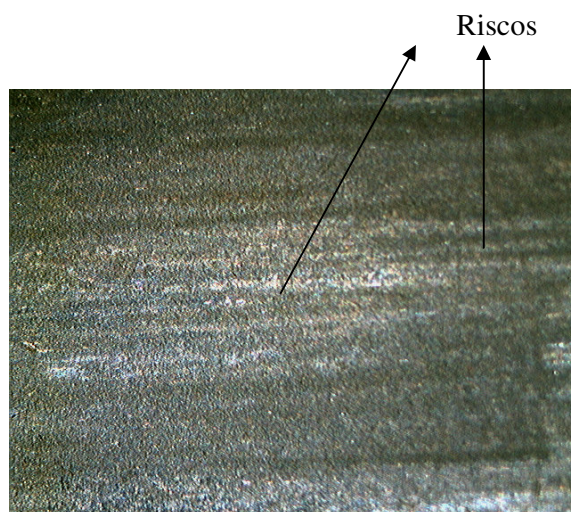


FIGURA 4.11 – Análise da superfície desgastada, amostra A – Aumento 15 X

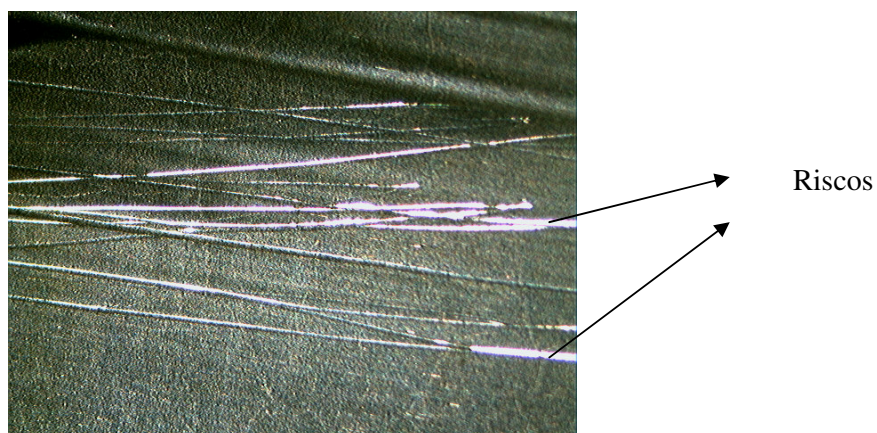
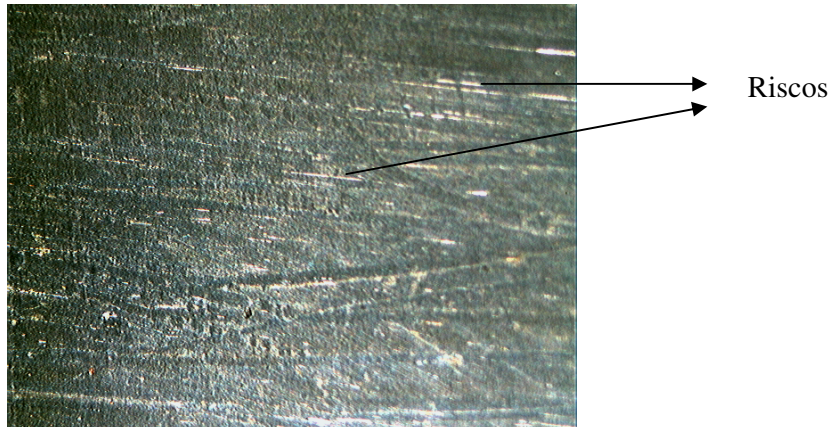


FIGURA 4.12 - Análise da superfície desgastada, amostra B – Aumento 15 X



**FIGURA 4.13 - Análise da superfície desgastada, amostra C – Aumento 15 X**

São observadas em todas as ligas, ranhuras características de desgaste abrasivo a baixas tensões por riscamento (DIN 50320, 1997).

A abrasão a baixas tensões por riscamento, segundo Misra (1970), é essencialmente o mecanismo primário da perda de volume da superfície, em comparação com outros mecanismos de desgaste abrasivo.

As superfícies desgastadas analisadas apresentam riscos, provavelmente provocados pelas pontas das partículas duras de areia seca e possíveis fragmentos das superfícies, que aram o material, fazendo sulcos nas superfícies dos mesmos.

Pode-se notar, que a superfície desgastada da liga B, representada pela figura 4.12, foi a que apresentou maior concentração de riscos; e a da liga A, representada pela figura 4.1, a que apresentou menor concentração de riscos. Esta análise condiz com os resultados de perda de volume obtidos para as ligas A, B e C, onde a liga com maior resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões foi a liga A, e a com menor resistência, a liga B.

Em resumo, o tipo de desgaste sofrido pelas três ligas analisadas pode ser classificado como Desgaste abrasivo a baixas tensões de 3 corpos, sistema fechado, por riscamento, e, provavelmente, o micromecanismo de desgaste atuante nas três ligas foi o microcorte, causado pelo riscamento das partículas duras de areia na superfície metálica, promovendo uma perda de material igual ao volume de desgaste, sem

promover amassamento da superfície à frente da partícula abrasiva.

A presença de possíveis poros e microporos na superfície metálica pode ser um agravante em relação à perda de volume, durante o mecanismo de desgaste abrasivo a baixas tensões por riscamento, pois o abrasivo, ao passar pelas bordas das cavidades, promove o arrancamento de material nesta região, devido ao maior ângulo de ataque do abrasivo nestas regiões. Algumas amostras inicialmente obtidas para testes, que apresentaram porosidades na superfície, provavelmente oriundas de alguma instabilidade durante o processo de deposição das ligas, foram eliminadas e substituídas por outras amostras isentas de porosidades, eliminando assim qualquer possibilidade de interferência nos resultados.

## 5 CONCLUSÕES

Baseado nos resultados dos ensaios e em pesquisas realizadas neste trabalho pode-se concluir que:

- A liga A (19%Cr, 5% Nb, 3,10%C) apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões, quando comparada com a liga B (20,9%Cr, 3,05%C) e a liga C (7,30%Cr, 4,9%Nb, 1,5%C). Dentre as três ligas analisadas, a liga A foi a que obteve maiores valores de dureza superficial.
- A liga C, apesar de apresentar uma dureza superficial média menor que a da liga B, apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões, nas condições dos testes realizados.
- Apesar da liga C não apresentar uma microestrutura considerada por vários autores como a mais eficaz contra o desgaste abrasivo a baixas tensões, obteve maior resistência ao desgaste abrasivo, quando comparada com a liga B, que possui uma microestrutura considerada pelos autores como uma das mais eficazes contra o desgaste abrasivo.
- Os valores de perda de volume obtidos através dos ensaios de abrasão a baixas tensões, proposto pela ASTM G 65 se mostraram adequados à avaliação comparativa da resistência aos danos abrasivos dos materiais ensaiados, uma vez que não indicaram tendência de desgaste diferenciado de um corpo de prova para outro, apresentando um coeficiente de variação que, segundo a norma, demonstra que os testes encontravam-se sob controle.
- Os resultados obtidos neste trabalho podem não refletir diretamente o comportamento dos materiais avaliados nas condições reais em serviço, porém podem ser utilizados como referência na seleção de materiais que proporcionem melhor resistência aos danos abrasivos, na condição de baixas tensões e em condições similares aos dos testes realizados.
- O mecanismo predominante de desgaste, observado nas superfícies dos corpos de prova, através dos testes realizados neste trabalho, é o desgaste abrasivo a baixas tensões por riscamento.



## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar o comportamento em campo de uma peça revestida com a liga A (3,1%C, 19%Cr, 5%Nb), em relação ao desgaste abrasivo a baixas tensões, e verificar se houve um possível aumento de vida útil em relação à mesma, comparativamente a peças que tenham sido revestidas com ligas simples do sistema Fe-Cr-C.
- Estudar e comparar as ligas estudadas neste trabalho com o uso de outros tipos de abrasivos, como, por exemplo, alumina seca, para determinação da resistência e dos mecanismos de desgaste abrasivo a baixas tensões, nestas condições.
- Fazer um estudo comparativo entre ligas do sistema Fe-Cr-Nb-B, com variações nos teores de Nióbio e Boro, com a finalidade de otimizar a resistência ao desgaste abrasivo a baixas tensões, utilizando o procedimento descrito pela norma ASTM G65.
- Estudar o comportamento e a variação da resistência ao desgaste abrasivo em diferentes camadas de revestimento composto por liga do sistema Fe-Cr-Nb-B, aplicado pelo processo de soldagem FCAW.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADNANE, L.; KESRI, R. - **Vanadium Carbides Formed From the Melt by Solidification in Fe-V-X-C Alloys (X= Cr, Mo, Nb)**. Journal of alloys and compounds, Switzerland, v.178, p. 71-84, 1992.

AMERICAN SOCIETY AND METALS - **Metals Handbook**. Vol.18 Friction, Lubrification and Wear Technology. 8ª edição. Metals Park. Ohio, ASM, p.352-356 1973.

AMERICAN SOCIETY OF METALS - **Metals Handbook**. Vol.3, Constitution of ternary alloys. 8ª edição. Metals Park. Ohio, ASM, p. 402-404 1973.

ATAMERT, S. BHADSHIA, H. K. D. H. - Microstructure and Stability of Fe-C-Cr Hardfacing Alloy. **Materials Science and Engineering**. A130, p.101-111 1990.

AVERY, H. S. CHAPIN, H. S. – Hardfacing Alloys of Chromium Carbide Type, **Welding Journal**,. 31(10), p. 971-278. august 1952.

BÁLSAMO, P. S. SCOTT, A. - Interpretación de la Microestructura de Recargues Duros Depositados por Soldadura Utilizando la Superficie de Líquidos de Diagramas Fe-Cr-C. **Revista de Soldadura**, 25(4) p.199-207, 1995.

BOWDEN, F.P. and TABOR, D. - **The Friction and Lubrication of Solids**, Part 2. Clarendon Press, Oxford 1964.

BULLOCH, J. H and HENDERSON, J. L. - Some Considerations of Wear and Hardfacing Materials. **Int. J. Pres. Ves. & Piping**, V46, 1991.

CHATTERJEE, S. and PAL, T.K – Wear Behaviour of Hardfacing Deposits on Cast Iron. **Wear**. 255 p. 417-425, 2003.

CZICHOS, H. MOLGAARD, J.: Towards a General Theory of Tribology Systems. **Wear**, 44, p.247-264, 1977.

DAVIES, V. H. BOLTON, L. A. – The Mecanism of Wear. **Welding Surfacing and Hardfacing**, p. 4-10, 1980.

EUTECTIC – CASTOLIN - **Desgaste por Abrasão**. São Paulo, SP, 49p (apostila) 2000.

EYRE T. S. – **Wear Characteristic of Metals**, Source Book on Wear Control Tecnology, ASM, Metals Park, Ohio, 1978.

FELLER, H.G. Matschat, E. - Verschleißuntersuchungen mit der Mikrosonde. Prakt. Metallogr., 8. p. 335-344, 1971.

FIORI, N. F. et all. - The Effect of Carbide Volume Fraction on Low Stress Abrasion Resistence of High Cr-Mo White Cast Irons. **Wear**. 84, p. 313-325, 1983.

FISCHMEISTER, H.; KARAGOZ, S.; LARSSON, S.; LIEM, I.; SOTKOVSKI, P. Nucleation of primary MC carbides in a high speed steel: a study by ion microprobe and STEM-EDS p. 467 – 478. 1998.

FORTES, Cleber. **Arames Tubulares OK**. Revisão 07/05/2004, ESAB S/A Indústria e Comércio, Contagem, p. 2-75.

FORTES, Cleber. **Arco Submerso OK**. Revisão 07/05/2004, ESAB S/A Indústria e Comércio, Contagem, p. 3-60.

FORTES, Cleber. **Eletrodos Revestidos OK**. Revisão 07/05/2004, ESAB S/A Indústria e Comércio, Contagem, p. 5-42.

GAHR, Karl-Heinz Zum. - **Microestruttre and wear of materials Tribology series**,

v10. Amsterdam: Elsevier, 1987. p.560.

GREGOLIN, J.A.R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste.** Campinas : Universidade Estadual de Campinas, 1990, p.228 Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia de Campinas/UNICAMP, 1990.

GREGORY, E. N. - **Selection of Materials for Hardfacing.** Welding Surfacing and Hardfacing. The Welding Institute. 88p, December 1980.

GREGORY, E. N. and BARTLE, M. - Materials for Hardfacing in: **Weld Surfacing and Hardfacing**, The Institute of Welding, Cambridge, p.22-27, 1980.

HENDERSON, J. L. and BULLOCH J. H. - **Alloy Classification of hardfacing Materials.** Int. J. Pres. Ves. & Piping, V-47.p.127-158 (1991).

JACKSON, R. S - **Metallurgical and production Aspects of High Chromium Cast Irons for Abrasion Resisting Applications**, British Foundrymen. (2):p. 34-41, 1970.

JACKSON, R. S. - The Austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system. **Journal of the iron and Steel Institute**, p.163-167, 1970.

KOTECKI D. J. e OGBORN, J. S. - Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloy. **Welding Journal**. p. 269s – 278s. (8) August 1995.

MARATRAY, F. USSEGLOI-NANOT, R. - **Atlas Transformation Characteristics of Chromium and Chromium Molybdenum White irons.** Climax Molybdenum, Paris, 189p 1970.

MARQUES, Paulo Villani - **Tecnologia da Soldagem.** Belo Horizonte – Brasil, 352p 2002.

MELLO, R.S.T. - **Desenvolvimento de fluxos para depósitos duros soldados por**

**arco submerso de ligas Fe-C-Cr Resistentes ao desgaste a baixas tensões.**  
Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1997.

MENON, R. - New Developments in Hardfacing Alloys. *Welding Journal*, February, p.43-49 1996.

MENOWN, D. - Hardfacing made easy. **Welding & Metal Fabrication**. June, p.196-200, 1989.

MEYER, C.A - How to select Hardfacing Materials. **Welding design and Fabrication**. Oct, p.61-65, 1982.

MISRA, A. FINNIE, I - A Classification of Three-Body Abrasive Wear and Design of New Tester. *Wear*, 1970.

MOORE, A. M - A Review of Two body abrasive Wear. **Wear Control Technology**, Metals Park, Ohio, p. 77-93, 1980.

MULHEARN, T.O. and SAMUELS, L.E. - The Abrasion of Metals: A Model of the Process. **Wear**, p. 478-498, 1962.

NOBLE, D. N. – **The Effect of flux-cored Arc Welding Conditions on Microstructure and abrasive Wear Resistance of Two Iron-Based hardfacing Alloys**. The Welding Institute – Research Report, p.1-18. November 1986.

NOBLE, D.N. - Abrasive Wear Resistance of Hardfacing Weld deposits, **Metal Construction**, September, p.605-611, 1985.

NORMA DIN 50 320 – Análise Sistemática dos Processos de desgaste. Classificação dos Fenômenos de Desgaste. **Metalurgia & Materiais**, p.619-622, 1997.

OLIN, O. et al, - What to Know Before Selecting Hardfacing Electrodes, **Welding Journal**, v.77, n.2, February, p. 39-43 1998.

PINTAÚDE, G.;ALBERTINI, E.; SINATORA, A. **A Review on Abrasive Wear Mechanisms of Metallic Materials**. Anais do Abrasion, São Paulo-Brasil, 2005.

POWELL, G.L.F. – **The Microstructure of Hypereutectic Cr-C Hard Surfacing Deposit and its Dependence on Welding Variables**. Australian Welding Research, Vol.6, January, p. 16-24, 1979.

PRISCO, M. – **Revestimentos Protetores contra desgaste**. Soldagem de Manutenção. ABS/ABRAMAN, p. 59-69p 1998.

RABINOWICZ, E. - **Friction and wear of materials**. 2a.Ed. New York: John Wiley & sons, p.315, 1995.

RENSE, C. E. C. et all – **The Effect of Open Arc Variables on the Microstructure and Wear Resistance of a Typical Chromium Carbide Type Hardfacing Deposit**, Dept. of Metallurgical Engineering. Colorado School of Mines, Golden, Colorado 1981.

RIGNEY, D. – View Point Set on Materials Aspects of Wear – Introduction. **Scripta Metallurgica et Materialia**,. V24, 1990.

ROSAS, E. – **Materiales de Soldadura para Recubrimientos Duros**. Esab, Argentina, 1998.

SHAKELFORD, J F. – **Introduction to Materials Science for Engereers**, 4 Edition, Printice Hall. New Jersey. 550p. 1996.

STROUD, M.F. and WILMAN, H.: **The proportion of the groove volume removed as wear in abrasion of metals**. Brit. J.Appl. Phys., 13. p.173-178, 1962.

THORPE, W. R. – The Effect of Welding Variables in Automatic Open Arc Hardfacing Whith an Austenitic Chromium Carbide Alloy. **Metals Forum**, V3, p. 63-73, 1980.

THORPE, W. R. CHICO, B. The Fe-Rich Corner of the Metastable C-Cr-Fe Liquidus Surface, **Metallurgical Transactions**, 14A, p.1541-1549, September 1985.

WATSON, J. D. MUTTON, P. J. Evolution of the Wear Resistance of Hardfacing Alloys. **Australian Welding Research**. V10, p.1-15. november 1981.

WEYMUELLER, C. R. – Wear Resistance – How to get What need. **Welding Fabrication**, 569(2), 1987.

WILLIAMS, J. A. - **Engineering Tribology**. Oxford: oxford publications, p.488 1994.

ZUM GAHR, K. H. – How Microstructure affects Abrasive Wear Resistance. **Metal Progress**, p. 46-52, September 1970.

ZUM GAHR, K.H. and DOANE, D.V. – Optimising fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons. **Metallurgical Trans.** V. 11<sup>a</sup>, N.4 April, p. 613-620, 1980.

## 8 ANEXOS

TABELA 8.1 – Valores de dureza obtidos em cinco pontos para cada corpo de prova das amostras A, B e C

AMOSTRA	DUREZA (HRC)	AMOSTRA	DUREZA (HRC)	AMOSTRA	DUREZA (HRC)
A1.1	60	B1.1	57	C1.1	50
A1.2	59	B1.2	59	C1.2	49
A1.3	59	B1.3	58	C1.3	49
A1.4	59	B1.4	57	C1.4	48
A1.5	61	B1.5	59	C1.5	50
A2.1	59	B2.1	59	C2.1	49
A2.2	60	B2.2	58	C2.2	49
A2.3	60	B2.3	57	C2.3	48
A2.4	59	B2.4	57	C2.4	50
A2.5	61	B2.5	59	C2.5	50
A3.1	59	B3.1	59	C3.1	50
A3.2	60	B3.2	58	C3.2	50
A3.3	61	B3.3	57	C3.3	49
A3.4	59	B3.4	58	C3.4	48
A3.5	60	B3.5	59	C3.5	48
A4.1	61	B4.1	57	C4.1	49
A4.2	60	B4.2	58	C4.2	49
A4.3	60	B4.3	58	C4.3	48
A4.4	61	B4.4	58	C4.4	50
A4.5	61	B4.5	57	C4.5	47
A5.1	60	B5.1	58	C5.1	48
A5.2	61	B5.2	58	C5.2	47
A5.3	61	B5.3	59	C5.3	47
A5.4	60	B5.4	59	C5.4	49
A5.5	60	B5.5	59	C5.5	50



TABELA 8.2 – Dados relativos ao ensaio abrasivo no equipamento roda de borracha, para todos os CP's das ligas A, B e C.

<b>Amostra</b>	<b>Massa Inicial (g)</b>	<b>Massa Final (g)</b>	<b>Perda de massa (g)</b>	<b>Volume Perdido (mm<sup>3</sup>)</b>
A1	167,074	167,027	<b>0,047</b>	5,94
A2	167,749	167,702	<b>0,047</b>	5,98
A3	166,839	166,794	<b>0,044</b>	5,64
A4	167,749	167,708	<b>0,041</b>	5,24
A5	162,447	162,406	<b>0,042</b>	5,29
B1	156,620	156,565	<b>0,056</b>	7,09
B2	155,978	155,923	<b>0,056</b>	7,07
B3	158,020	157,966	<b>0,055</b>	6,93
B4	168,236	168,180	<b>0,056</b>	7,15
B5	162,521	162,472	<b>0,050</b>	6,30
C1	168,935	168,888	<b>0,047</b>	5,94
C2	169,735	169,687	<b>0,048</b>	6,13
C3	173,195	173,146	<b>0,049</b>	6,20
C4	165,981	165,930	<b>0,051</b>	6,49
C5	164,462	164,409	<b>0,053</b>	6,77



