

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Este exemplar corresponde à
redação final da tese defendida
por Paulo Roberto Zampieri e aprovada
pela comissão julgadora em 19/12/83

Aluísio

MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA AO
DESGASTE ABRASIVO DE UMA LIGA PARA
REVESTIMENTO DURO CONTENDO NIÓBIO

Autor: Paulo Roberto Zampieri

Orientador: Ana Maria Martinez Nazar

084/83

Tese submetida à Comissão de
Pós-Graduação da Faculdade de
Engenharia de Campinas - UNI
CAMP - como parte dos requisi
tos necessários para obtenção
do Grau de MESTRE EM ENGENHA
RIA MECÂNICA.

Campinas, SP - Brasil

Dezembro de 1983

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

Aos meus pais

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, à minha orientadora Ana Maria Martinez Nazar, pela dedicação e essencial colaboração no transcorrer de todo o trabalho.

Ao meu co-orientador, Ettore Bresciani Filho, pela iniciativa e apoio a esta pesquisa.

À Rita H. B. Jacon, a quem se deve o êxito nos trabalhos de metalografia.

À Lucila Chebel Labaki, do Laboratório de Cristalografia do Instituto de Física da UNICAMP, pela realização das indispensáveis análises por difração de raios X.

À Elaine Tereza Makray, com quem tive a satisfação de discutir inumeráveis aspectos deste trabalho.

Ao Carlos Alfredo Batista de Campos, do Centro de Tecnologia da UNICAMP, pelo apoio nas medidas de microdureza.

Ao Edson Aparecido Gil Neto, pelos trabalhos de oficina.

À Maria Júlia Dini Fray, pelo admirável trabalho de datilografia.

À Ilma das Graças Ramos Coimbra, pelo sincero apoio manifestado na execução final da tese.

À CBMM - Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, e ao CNPq - Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, pelo financiamento deste trabalho.

À UTP - Brasileira de Soldas Ltda., pelo fornecimento dos corpos de prova.

ÍNDICE

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO	1
1. CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES	2
2. OBJETIVO	5
3. JUSTIFICATIVAS	5
CAPÍTULO II - DESGASTE EM METAIS	7
1. INTRODUÇÃO	8
2. MECANISMOS DE DESGASTE	9
2.1 - Desgaste por adesão	10
2.2 - Desgaste por erosão	13
2.3 - Desgaste por fadiga superficial	15
3. DESGASTE POR ABRASÃO	16
3.1 - Mecanismos de desgaste abrasivo	16
3.2 - Sistemas de desgaste abrasivo: abordagem analítica e suas variáveis	19
3.2.1 - Geometria das partículas abrasivas	23
3.2.2 - Tamanho das partículas abrasivas	25
3.2.3 - Dureza do abrasivo e sua relação com a dureza do material desgastado	27
3.2.4 - Velocidade de deslizamento	28
3.2.5 - Força de compressão entre o abrasivo e a superfície	28
3.2.6 - Umidade ambiente	29
CAPÍTULO III - LIGAS PARA REVESTIMENTOS DUROS	30
1. INTRODUÇÃO	31
2. CLASSIFICAÇÃO E PROPRIEDADES DE LIGAS PARA REVESTIMENTOS DUROS	33
	.../.

3. CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS PARA REVESTIMENTOS DUROS...	37
3.1 - Dureza e Microestrutura	37
3.2 - Efeito de diluição pelo metal de base	41
4. PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO	43
4.1 - Processos por Soldagem a Arco Elétrico	43
4.2 - Processo por soldagem oxiacetilênica	45
 CAPÍTULO IV - DESCRIÇÃO DAS EXPERIÊNCIAS	 47
1. CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS ENSAIADOS	48
1.1 - Forma de apresentação das ligas analisadas	48
1.2 - Análise química	49
1.3 - Análises microestruturais	49
1.4 - Análises por difração de raios-X	50
1.5 - Ensaio de dureza	51
2. ENSAIOS DE DESGASTE	51
2.1 - Introdução	51
2.2 - Máquina de ensaios de desgaste	52
2.3 - Elaboração dos corpos de prova	57
2.4 - Metodologia dos ensaios de desgaste	57
2.4.1 - Variáveis consideradas	57
2.4.2 - Avaliação do desgaste ocorrido	59
2.4.3 - Procedimento experimental	60
3. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DESGASTADAS E DAS PARTÍCULAS DE DESGASTE	61
3.1 - Introdução	61
3.2 - Procedimento experimental	61
 CAPÍTULO V - APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	 64
1. CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS ENSAIADOS	65
1.1 - Análises químicas	65

1.2 - Análises microestruturais	67
1.2.1 - Microestrutura da liga A	67
1.2.2 - Microestrutura da liga B	73
1.2.3 - Comparação entre as microestruturas das ligas A e B	86
1.3 - Análises por difração de raios X	87
1.4 - Ensaio de dureza	94
1.4.1 - Medidas de macrodureza	94
1.4.2 - Medidas de microdureza	95
2. ENSAIOS DE DESGASTE	98
2.1 - Apresentação dos resultados	98
2.2 - Discussão dos resultados	100
3. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DESGASTADAS E DAS PARTÍCULAS DE DESGASTE	103
3.1 - Análise das superfícies desgastadas	103
3.2 - Análise das partículas de desgaste	111
3.3 - Análise das lixas	115
 CAPÍTULO VI	 117
CONCLUSÕES	118
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	119
 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	 120

RESUMO

O trabalho apresenta um estudo de correlacionamento entre microestrutura e resistência ao desgaste abrasivo de duas ligas para revestimento duro à base de ferro. Uma delas, contendo alto teor de cromo, é usada como referência em relação a uma segunda que, além de cromo, contém nióbio, molibdênio, tungstênio e vanádio como elementos adicionais.

Para a determinação da resistência ao desgaste abrasivo, desenvolveu-se um equipamento que permite reprodutibilidade de ensaios de desgaste.

O efeito de diluição do revestimento pelo metal de base foi investigado através da comparação entre revestimentos com uma, duas e três camadas depositadas.

A análise da resistência ao desgaste foi efetuada através de medidas de perda de massa e também através do estudo das superfícies desgastadas e das partículas delas desagregadas. A liga complexa contendo nióbio mostrou-se mais resistente ao desgaste do que a liga de referência. As análises microestruturais revelaram que este resultado é devido essencialmente à presença de carbonetos primários de nióbio.

ABSTRACT

This work presents a correlation study between microstructure and abrasive wear resistance of two iron-base hard-facing alloys. A reference high chromium alloy is compared to another alloy containing niobium, molybdenum, tungsten and vanadium. The wear resistance behaviour was investigated in an apparatus developed for this purpose, the results being checked for reproducibility.

The effect of the dilution on the deposited alloys by the base metal was examined by comparing one, two and three deposited layers.

The wear resistance evaluation was accomplished by weight loss measurements and by the analysis of the worn surfaces and wear debris.

The niobium containing complex alloy resulted to be more wear resistant than the reference alloy. Microstructural analysis showed that this behaviour is mainly due to the presence of primary niobium carbides.

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO

1. Considerações Preliminares
2. Objetivo
3. Justificativas

1. CONSIDERAÇÕES PRELIMINARES

O desgaste é, de uma maneira ampla, o deslocamento indesejável de material de determinada superfície. Ele é uma das principais razões pelas quais os materiais deixam de se tornar úteis em dada aplicação, ao lado da fadiga e da corrosão⁽¹⁾. Aceita-se como algo inevitável que ele acarrete grandes despesas de manutenção e reposição de componentes mecânicos, de modo que sua importância não pode ser negada⁽²⁾. Ele se manifesta em todos os domínios de atividade da sociedade técnica moderna, cobrindo os ramos primário e secundário da economia, da agricultura à siderurgia.

As perdas devidas ao desgaste podem ser classificadas em duas categorias⁽³⁾: primeiramente as perdas diretas, representadas pelo custo da peça desgastada e daquela a ser usada na reposição, e o custo envolvido na mão-de-obra para efetuar sua montagem e desmontagem. Essa categoria normalmente é encarada como custos operacionais para uma empresa.

A segunda categoria, a das perdas indiretas, tem diversas origens, e frequentemente envolve custos muito superiores aos da primeira. Pode-se citar, como fontes de perdas nessa categoria, o superdimensionamento dos componentes para resistirem por mais tempo ao desgaste, o menor rendimento de uma máquina operando com peças desgastadas e o conseqüente aumento no consumo de lubrificante. Em equipamentos de processo em particular, apesar do desgaste envolvido ser geralmente elevado, a vida reduzida dos componentes e a perda de eficiência de todo o sistema não é o mais importante. O mais crítico são as perdas devidas à interrupção da produção para se fazer a manutenção, e por essa razão as conseqüências econômicas devidas ao desgaste são geralmente subestimadas.

Os aspectos humanos também devem ser lembrados em se tra

tando de desgaste. Como exemplo, podemos citar o setor de mineração, que muitas vezes processa materiais reconhecidamente prejudiciais à saúde, como o chumbo. Nesse caso, uma maior vida dos componentes envolve menos manutenção, e os operadores estão menos sujeitos ao risco representado pelo contato com as máquinas e o material processado ao efetuá-lo⁽⁴⁾.

O desgaste pode ser mantido dentro de limites aceitáveis, seja pelo projeto adequado de um sistema mecânico, com o controle dos esforços envolvidos no processo de desgaste em questão, seja pela absorção desses esforços, com a seleção de materiais apropriados⁽⁵⁾. Mesmo dentro desses limites, ele pode ser mais severo que o esperado. Os casos práticos em geral são tais que a escolha de um material mais apropriado tornaria o desgaste mais brando. Dentre os materiais possíveis de serem empregados em aplicações onde a resistência ao desgaste é necessária, o ferro e suas ligas são os mais usados, face à sua abundância (90% de todo o metal processado no mundo), fatores econômicos favoráveis e propriedades diversas⁽²⁾.

Um aspecto relativo aos componentes sujeitos ao desgaste é que freqüentemente apenas uma determinada superfície do componente se desgasta. Esse fato tem uma importante consequência de natureza prática: a de permitir que se use um material específico apenas nessa superfície. Como muitas vezes tais materiais são caros, esse recurso é muito usado, pois torna possível o emprego de materiais menos dispendiosos para se fazer a maior parte da peça⁽¹⁾. Uma técnica empregada para esse fim, e que tem assumido importância cada vez maior, é o processo de aplicação de revestimentos duros por soldagem, extensamente usado para a fabricação e recondicionamento de elementos de máquinas^(6,7).

Deve-se ainda salientar, como consideração de ordem prática, que dentre os mecanismos de desgaste possíveis, o do tipo abra

sivo é, por larga margem, o que mais inconvenientes causa, respondendo por 50% dos casos identificados, e sendo a forma mais comum de dano mecânico que ocorre nas peças mecânicas^(8,9).

Ultimamente, devido às conseqüências relatadas anteriormente, o desgaste tem recebido maiores atenções em termos de pesquisa. Entretanto, por raramente ocasionar conseqüências catastróficas, o esforço de pesquisa nesse campo ainda é relativamente pequeno, se comparado com o despendido com os fenômenos de fadiga e corrosão⁽¹⁾. Atualmente sabe-se o suficiente sobre os mecanismos de desgaste e os meios para contorná-los, a ponto de encorajar uma maior aplicação desse conhecimento.

Essas pesquisas têm demonstrado, cada vez com mais clareza, que a resistência ao desgaste dos materiais está intimamente associada a fatores microestruturais⁽¹⁰⁾. Já não é mais suficiente especificar um material para resistir ao desgaste em termos de tipo, composição e propriedades mecânicas, é necessário acrescentar também qual a microestrutura presente.

Atualmente, aceita-se que o desgaste é primordialmente um processo mecânico. Assim, a resistência ao desgaste pode ser considerada em primeira aproximação como uma propriedade mecânica. No caso dos metais, em muitos tipos de ligas a influência de fatores metalúrgicos nas propriedades mecânicas está bem estabelecida. Esse fato vem, portanto, reforçar os indícios de que existe uma relação entre resistência ao desgaste e estrutura metalúrgica⁽²⁾.

Em ligas metálicas destinadas a resistir à abrasão, uma característica microestrutural já reconhecida como essencial, é a presença de partículas de carbonetos metálicos dispersos nas mesmas. Devido à sua dureza elevada, são eles os responsáveis pela resistência à penetração de grânulos abrasivos no material, o que vem a ser a origem dessa forma de desgaste. Os elementos metálicos usados para for

mar carbonetos nessas ligas são principalmente: cromo, tungstênio, molibdênio, vanádio e nióbio. (4,11-13)

2. OBJETIVO

O presente trabalho visa correlacionar a microestrutura observada com a resistência ao desgaste abrasivo de uma liga para revestimento duro à base de ferro, contendo nióbio dentre outros elementos. Para essa finalidade, e como objetivo secundário, incluiu-se o desenvolvimento de uma máquina destinada a simular, em laboratório, condições reprodutíveis de desgaste abrasivo.

3. JUSTIFICATIVAS

Os estudos de natureza a relacionar microestruturas com resistência ao desgaste dos metais não permitem postular um fator de resistência que seja válido para várias condições diferentes de trabalho. Pode-se, porém, com base nos resultados obtidos, estimar a resistência ao desgaste de uma liga para determinadas condições de serviço, baseando-se na sua microestrutura. Isso tem servido como um guia na seleção de materiais, o que dá validade a esse tipo de pesquisa. De qualquer forma, pouco tem sido publicado a respeito da relação microestrutura-resistência ao desgaste, se comparado ao que se divulga a respeito de outras propriedades mecânicas dos metais.

Se por um lado encontra-se vários trabalhos já realizados a respeito do uso de cromo, tungstênio, molibdênio e vanádio como elementos de liga em materiais resistentes ao desgaste, praticamen

te nada existe com referência ao uso do nióbio. Entretanto, ligas contendo nióbio são usualmente empregadas, algumas delas estando disponíveis inclusive no mercado brasileiro. Além disso, pelo menos uma referência cita as propriedades desejáveis dos carbonetos de nióbio para o uso em ligas sujeitas à abrasão⁽¹⁴⁾.

Para o Brasil, as pesquisas envolvendo materiais contendo nióbio se revestem de interesse particular, uma vez que este país é grande produtor e exportador de derivados desse elemento⁽¹⁵⁾. O estudo e desenvolvimento de ligas com nióbio pode levar ao emprego de materiais mais econômicos, face à abundância local desse metal, e à promoção de um produto de exportação.

CAPÍTULO II - DESGASTE EM METAIS

1. Introdução
2. Mecanismos de desgaste
3. Desgaste por abrasão

1. INTRODUÇÃO

O desgaste é um fenômeno de superfície que ocorre pela de formação plástica e remoção de material dessa superfície ou de uma região próxima a ela^(16,17). Nos metais, esse processo pode ocorrer pelo contato com outros metais, sólidos não metálicos, líquidos em movimento, ou ainda partículas sólidas ou gotículas de líquidos transportadas em um fluxo gasoso. O desgaste implica em um dano que ocor re na superfície de um sólido devido ao movimento relativo entre es sa superfície e uma ou mais substâncias em contato com ela, e pode ser definida como a perda progressiva de material da superfície con siderada⁽¹⁸⁾. Nessa definição ampla, pode-se incluir diversos fenômeno s, como oxidação, corrosão, fluência, fadiga, efeitos devidos ao atrito e ao impacto, e a ação de deformação e corte por microusi na gem promovida por partículas abrasivas.

Como se percebe, é um campo vasto de distintos fenômenos, o que dificulta a aplicação dessa definição. Conseqüentemente, as in vestigações relativas ao desgaste de metais se limitam a um aspecto particular: a deformação e remoção de material metálico resultante da aplicação direta ou indireta de esforços a uma superfície⁽¹⁶⁾.

O desgaste causado dessa maneira ocorre devido à falha me cânica localizada, em zonas altamente tensionadas da região interfa cial de superfícies em contato. A deterioração das superfícies pode gerar partículas desagregadas por uma série de fenômenos, como a ade são entre superfícies e posterior transferência de partículas (desgas te adesivo), ou a remoção de partículas por efeito de corte (abrasão). Nesses casos, a transferência de esforços ocorre através de uma interface sólido-sólido, mas ela também pode ocorrer devido ao impacto de fluidos em alta velocidade com uma superfície sólida (desg aste por erosão e cavitação).

Os processos de natureza unicamente química, como a corrosão, não são portanto considerados como formas de desgaste dentro desse enfoque. Para o serem, é preciso que alguma das ações mecânicas acima descritas também esteja atuando ao mesmo tempo que o processo químico. A geração de partículas destacadas do material se faz então por um processo mecânico, coadjuvado por um processo químico. A remoção das partículas ocorre por meio da ação mecânica. Essas considerações são necessárias devido ao fato de que muitas vezes os processos mecânicos de desgaste são influenciados por fatores ambientais, que incluem reações químicas, e que nesse caso agem da maneira descrita acima (18).

2. MECANISMOS DE DESGASTE

Das diversas possibilidades existentes para se classificar as diferentes formas de desgaste, a classificação através de seus mecanismos é a mais usada (3,4,16-21). Esse tipo de classificação ênfatisa um ou mais dos seguintes fatores:

- Deformação plástica
- Fratura frágil ou dútil
- Corte
- Fadiga
- Adesão

Um problema inerente existe, entretanto, nesse tipo de classificação: o uso abusivo dos conceitos envolvidos em cada tipo de mecanismo pode levar a uma falsa identificação dos fenômenos que ocorrem em cada situação. Assim, um determinado mecanismo sô pode ser referido como tal se existirem evidências experimentais de que os fenômenos que o caracterizam estão realmente ocorrendo. Além disso, é co

mum a ocorrência de dois ou mais mecanismos agindo simultaneamente. Mesmo quando um s̄o mecanismo pode ser identificado, com o decorrer do processo pode haver surgimento de um novo mecanismo secundário, ou até mesmo uma mudança quanto ao mecanismo principal atuante (16,17).

Abrasão, adesão, erosão e fadiga superficial são considerados os principais mecanismos de desgaste. A ocorrência de cada um dos mecanismos em situações práticas, em termos de porcentagem dos casos identificados, é a seguinte (1):

Abrasão: 50%

Adesão : 15%

Erosão : 8%

Demais mecanismos

(incluindo corrosão): 27%

A seguir, serão descritos os principais aspectos de cada mecanismo. O desgaste abrasivo, tendo em vista os objetivos deste trabalho, será considerado mais detalhadamente.

2.1 - Desgaste por adesão

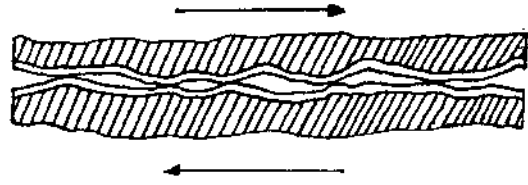
O termo adesão se refere à propriedade das estruturas atômicas de formar ligações superficiais com outros átomos ou superfícies com os quais elas tenham um contato íntimo. Duas superfícies de estruturas cristalinas similares, e que estejam livres de contaminantes, irão aderir fortemente, simplesmente colocando-as em contato. Teoricamente, não é necessário haver uma tensão imposta para que isso aconteça. Na prática, a contaminação das superfícies impede que isso ocorra, e uma adesão mensurável s̄o acontece quando as superfícies são comprimidas uma contra a outra, o que rompe a camada superficial de contaminantes (18).

A adesão é o ponto de partida do mecanismo de desgaste adesivo^(2,19). Considere-se duas superfícies metálicas postas em contato e comprimidas entre si, ao mesmo tempo em que há deslizamento entre ambas. Inicialmente, o deslizamento ocorrerá, na realidade, entre os filmes de contaminantes de cada superfície, que são em geral óxidos metálicos (figura 2.1(a)). Nas projeções mais elevadas dos microrrelevos dessas superfícies, a tensão existente pode atingir um valor suficientemente elevado a ponto de romper a camada de óxido (figura 2.1(b)). Nesses pontos estabelece-se então a adesão, conhecida também como soldagem fria. Ainda nesses pontos, ocorre uma deformação, que pode ser de natureza plástica ou elástica, e cujo efeito é o de aumentar a área das superfícies que estão efetivamente em contato.

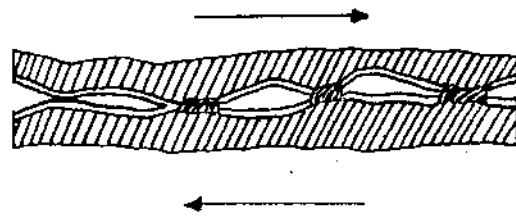
Com o deslizamento, esses pontos de contato adesivo são desfeitos, enquanto outros são criados. Quando um desses pontos de adesão é destruído, a tensão de cisalhamento atuante pode romper a protuberância de material de uma das superfícies, e ficar aderida na outra superfície. Portanto, há uma transferência de material entre superfícies. Uma delas vai apresentar diminutas cavidades correspondentes ao material removido, e a outra terá o material aderido na forma de pequenas projeções. Esse processo não acarreta perda de material do sistema, mas caracteriza um forma de dano superficial.

O processo descrito acima pode também originar partículas que não aderem às superfícies, ficando soltas entre ambas. A geração dessas partículas ocorre após ter havido transferência de material entre as superfícies. Nesse caso, o material aderido a uma superfície pode colidir com uma protuberância de sua superfície de origem. O impacto causa a ruptura do material aderido, que não mais se fixa, e torna-se uma partícula de desgaste (figura 2.2).

As partículas formadas no desgaste adesivo podem se oxidar



a) Deslizamento entre filmes superficiais



b) Rompimento dos filmes superficiais

Figura 2.1 - Esquema simplificado do desgaste por adesão (18)

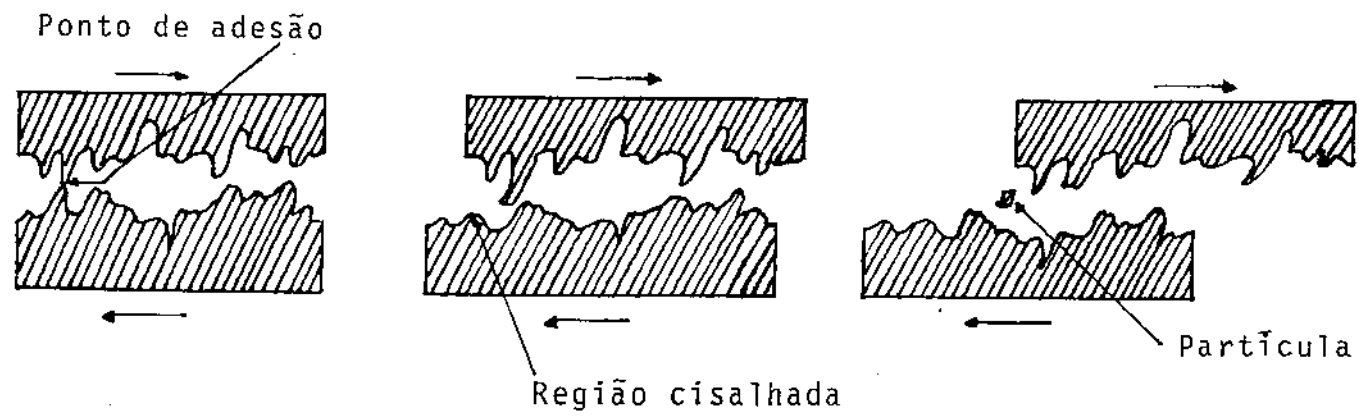


Figura 2.2 - Formação de partículas no desgaste por adesão (17)

após sua formação, ou então já surgirem na forma oxidada. Em geral, os óxidos metálicos são mais duros do que seu metal de origem, e a partícula então torna-se abrasiva. Quando isso ocorre, o desgaste abrasivo passa então a atuar conjuntamente com o adesivo^(17,18).

É importante caracterizar um sistema em que ocorre desgaste adesivo como estando em equilíbrio com o meio ambiente. O mecanismo descrito até aqui não se desenrola indefinidamente: as superfícies metálicas, expostas quando do rompimento do filme de óxidos, reagem com o oxigênio atmosférico, ou então com outras substâncias do fluido circundante. Isso restabelece o filme superficial, que protege o metal de base. Se o equilíbrio é tal que a superfície permanece a maior parte do tempo protegida pelo filme, o contato metal com metal é raro, e as partículas de desgaste são principalmente originadas da camada superficial de óxido. Essa forma de desgaste é conhecida como oxidativa, e normalmente está associada a baixas tensões de compressão entre as superfícies.

De outro lado, se as superfícies metálicas ficarem constantemente expostas, as partículas originadas o serão do próprio metal. Esse desgaste, conhecido como metálico, é ocasionado por tensões relativamente altas, sendo que o dano ocorrido nos componentes, nesse caso, é mais elevado^(18,19,21).

A ocorrência da oxidação durante o desgaste adesivo não deve ser confundida com corrosão. Quando esta efetivamente ocorre, a sua ação combinada com o mecanismo de desgaste tem caráter sinérgico⁽²²⁾.

O desgaste adesivo é encontrado normalmente em sistemas não lubrificados. Porém, mesmo com lubrificação presente, ele pode ocorrer, em menor escala, quando do rompimento do filme de lubrificante.

2.2 - Desgaste por erosão

O desgaste que ocorre pela perda de material devido à ação constante de partículas sólidas transportadas em uma corrente de fluido é chamado de erosivo⁽²¹⁾. Nesse caso, o impacto das partículas com essa superfície é que promove o desgaste.

Quando as partículas incidem em direções aproximadamente paralelas à superfície, a erosão é chamada de abrasiva⁽¹⁷⁾. Essa forma de desgaste é bastante similar ao desgaste por abrasão⁽²⁰⁾, mas é tratada de forma particular devido à maneira com que os esforços são transmitidos à superfície. Nesse mecanismo, as tensões surgem devido à energia cinética das partículas, que é transmitida à superfície através de choque^(1,17).

Quando o ângulo de incidência é próximo da perpendicular, tem-se o caso de erosão por colisão. O aspecto da superfície desgastada é diferente daquele observado na abrasão, e depende do tipo de material. Assim, metais dúteis apresentam crateras nas quais a remoção de material se faz por fratura dútil. Em metais frágeis, ainda estão presentes crateras, mas agora aparecem circundadas por uma rede de trincas originadas por clivagem. A remoção de material se faz por fratura frágil⁽⁸⁾.

O termo erosão também se refere a outras formas de desgaste envolvendo fluidos em movimento, mas sem transportarem partículas sólidas. Um desses mecanismos é chamado de erosão por colisão de líquido e é causado por partículas de líquido em movimento no fluido a alta velocidade. Essas gotículas chocam-se com a superfície desgastada, sendo a duração do impacto extremamente pequena. Dessa forma, pulsos de compressão muito intensos são transmitidos ao material, que como consequência apresentará fissuras (no caso de material frágil) ou pontos de deformação plástica (quando o material for dútil). Quando o líquido se afasta da região deformada, ele pode também causar de formação por cisalhamento na região periférica. A repetição desses

fenômenos dá seqüência a uma danificação por fadiga do material que, devido à desagregação de partículas, apresenta uma superfície rugosa e com diminutas crateras.

Outro mecanismo de desgaste ocasionado por fluidos em alta velocidade é a erosão por cavitação. Nesse caso, são formadas bolhas em um líquido em fluxo de regime turbulento. Essas bolhas podem conter vapor do líquido ou então gases que estavam em dissolução nesse líquido, e são formadas quando do contato do fluido com uma superfície em rápido movimento ou vibração. As bolhas são instáveis, e seu colapso dá origem a ondas de choque que vão de encontro à superfície. A sucessão de choques determina uma forma de desgaste similar à causada pela erosão por colisão de líquido, originando-se da fadiga do material superficial⁽¹⁸⁾.

2.3 - Desgaste por fadiga superficial

A fadiga superficial é um mecanismo de desgaste em que partículas de material se destacam de uma superfície sujeita a altas tensões cíclicas de contato, originando crateras e lascamento do material. Essa situação é típica de sistemas em que há movimento relativo de rolamento entre superfícies, com alta tensão imposta e pequeno deslizamento.

Esse mecanismo pode ser compreendido em termos da máxima tensão cíclica de cisalhamento atuante nas superfícies de contato do material, que é a causadora da fadiga. Se essa tensão, para um determinado número de ciclos, exceder a resistência ao cisalhamento do material, serão nucleadas trincas por fadiga. Com a aplicação sucessiva de esforços, elas podem se propagar, com a eventual formação de fragmentos de material. Esse processo forma as crateras da superfície, que aumentam em extensão na medida que o mecanismo se desenvolve^(17,18).

3. DESGASTE POR ABRASÃO

3.1 - Mecanismos de desgaste abrasivo

O desgaste por abrasão é aquele que ocorre quando partículas ou protuberâncias duras são forçadas contra uma superfície em relação à qual estão em movimento, provocando deslocamento e/ou remoção de material⁽²³⁾. Uma condição essencial para que haja abrasão é que o material abrasivo seja mais duro do que o material desgastado. Na maioria das vezes, o abrasivo é de origem mineral⁽²⁴⁾.

Os sistemas com desgaste abrasivo podem ser generalizados em dois grupos. O primeiro engloba as situações em que há apenas dois corpos sólidos envolvidos, o que corresponde ao deslizamento relativo entre a superfície desgastada contra outra portadora de protuberâncias duras, ou então ao deslizamento de partículas abrasivas sobre a superfície desgastada (figura 2.3(a)). O segundo grupo corresponde às situações com três corpos, e neste caso as partículas abrasivas estão encerradas entre duas superfícies em movimento relativo (figura 2.3(b)).

O desgaste abrasivo é comumente dividido em três tipos, descritos a seguir^(16,17,21):

1 - Abrasão por goivagem. Esta ocorre pela remoção de fragmentos relativamente grandes de uma superfície, com a formação de sulcos profundos nessa superfície. As partículas abrasivas possuem, nesse caso, dimensões elevadas em comparação com a superfície, e em geral são ponteadas. O desgaste ocorre com altas tensões entre abrasivo e superfície, seja por resultado de impacto, seja pelo próprio peso do material abrasivo.

2 - Abrasão por moagem, também chamada de abrasão sob alta

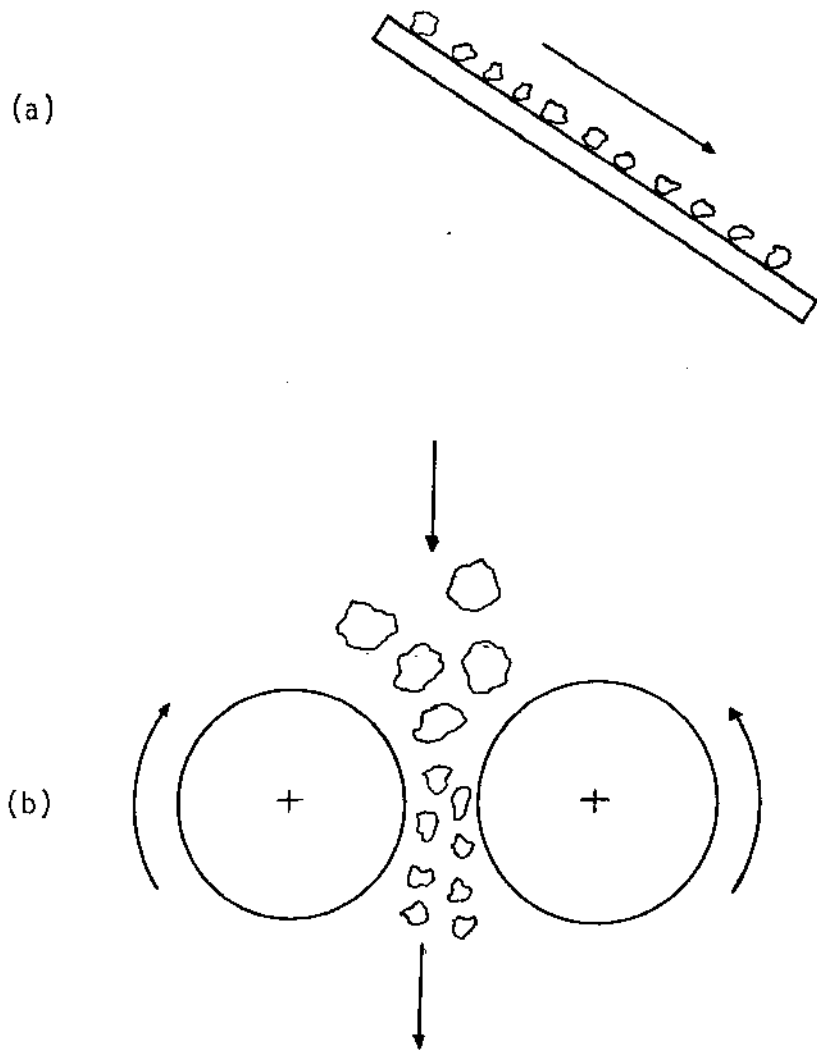


Figura 2.3 - Desgaste abrasivo⁽¹⁾:

a) Situação com dois corpos

b) Situação com três corpos

tensão. O aspecto fundamental desse mecanismo é que nele as partículas abrasivas são fragmentadas entre duas superfícies que sofrem desgaste. O termo "alta tensão" se relaciona justamente a esse fracionamento do abrasivo, descrevendo um sistema em que a resistência ao esmagamento dessas partículas é excedida.

Acredita-se que o desgaste nessa situação é causado por tensões de compressão concentradas nos pontos de contato do abrasivo com as superfícies. Em metais dúteis, esse esforço resulta em deformação plástica, seguida de microfissuração. A remoção efetiva de partículas se realiza por fadiga superficial. Quando o metal é frágil, ocorre um processo similar à goivagem, mas em escala microscópica. Nesse caso a remoção de partículas se faz diretamente por fratura do metal sob a ação mecânica do abrasivo. Deve-se salientar que, seja qual for o mecanismo de remoção das partículas, elas em geral são de dimensões microscópicas.

3 - Riscamento ou abrasão sob baixa tensão. Aqui ocorre um deslizamento entre partículas ou protuberâncias abrasivas e uma superfície, sem que ocorra fracionamento do abrasivo em escala apreciável. A ação das partículas duras sobre o metal é de natureza cortante, e as partículas originadas da superfície são em geral diminutas. Uma superfície desgastada por esse processo apresenta sulcos característicos na direção de deslizamento.

Em uma análise dos processos de abrasão, verifica-se que existe uma força oblíqua a uma superfície que comprime um material duro contra ela. A componente normal dessa força causa penetração, e a componente paralela à superfície causa deslizamento. A tensão de cisalhamento imposta ao material da superfície, dessa maneira, causa deformação plástica, acompanhada ou não de rompimento do material. Em qualquer caso, cada partícula abrasiva, em seu movimento relativo à

superfície, origina um sulco sobre ela.

Em metais idealmente dúteis, os sulcos resultam do empilhamento de material nos seus bordos e à frente da partícula abrasiva (figura 2.4(a)). Se houver rompimento, cada sulco dá origem a um único cavaco contínuo. Deve-se salientar, porém, que a formação ou não de cavaco depende da geometria da partícula abrasiva. Em metais frágeis, cada sulco dá origem a vários cavacos (8,17).

3.2 - Sistemas de desgaste abrasivo: abordagem analítica e suas variáveis

Rabinowicz⁽²⁵⁾ descreveu uma análise teórica para o desgaste abrasivo baseado em um modelo bastante simplificado. Segundo este modelo, partículas infinitamente duras, de formato cônico de angularidade α , e não degradáveis, abrem sulcos em uma superfície caracterizada por sua dureza (resistência à penetração) H (figura 2.5).

A razão de desgaste é dV/dL , onde dV é a perda diferencial de volume da superfície, e dL é o deslocamento diferencial entre uma partícula e a superfície, e:

$$\frac{dV}{dL} = \frac{k}{3} \cdot \frac{P}{H} \quad [2.1]$$

O valor k é chamado de coeficiente de desgaste, e está relacionado com a angularidade média das partículas abrasivas. P é a força de compressão que força as partículas sobre a superfície. R , conhecido como resistência ao desgaste, é o recíproco de dV/dL :

$$R = \frac{1}{dV/dL} \quad [2.2]$$

Desde que a razão de remoção de material é normalmente cons

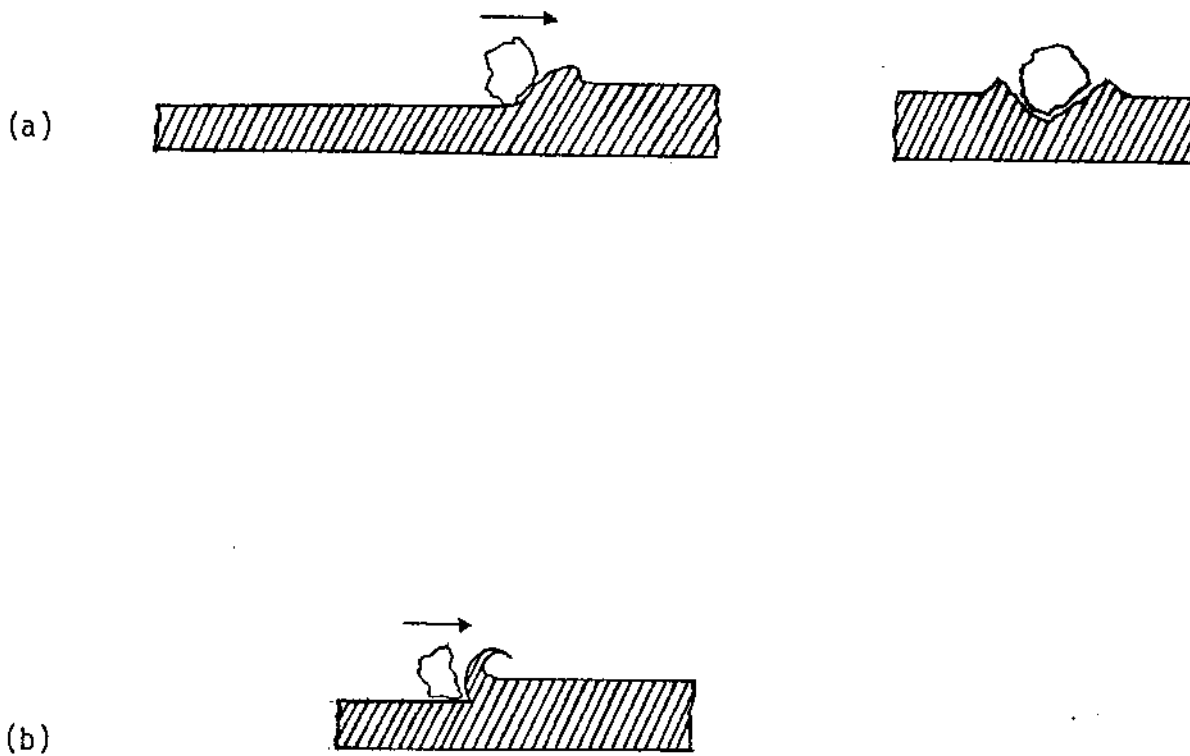


Figura 2.4 - Partícula abrasiva atuando sobre um metal dútil⁽⁸⁾:

- a) Empilhamento de material
- b) Formação de cavaco contínuo

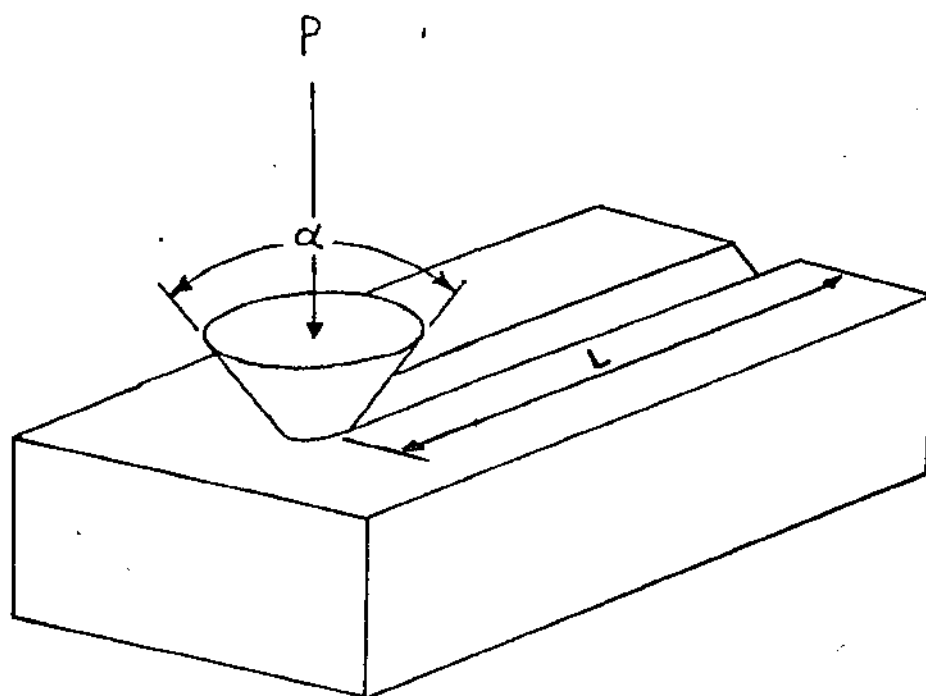


Figura 2.5 - Modelo teórico simplificado de desgaste abrasivo⁽²⁵⁾

tante após um período transitório inicial, V/L é frequentemente usado no lugar de dV/dL .

O modelo apresentado por Rabinowicz é de uma simplificação excessiva, já que fora a dureza H , ele não considera as propriedades do material da superfície e do abrasivo. Além disso, o modelo se baseia na hipótese irreal de que todas as partículas abrasivas removem a mesma quantidade de material, e que essa quantidade é o volume contido pelo sulco em forma de "V", de ângulo α .

Kosel e Fiore⁽²⁶⁾ apresentam uma expressão melhorada, resultante da suposição de que apenas uma fração K das partículas em contato removem material, e de que somente uma fração C do volume médio dos sulcos é retirado. Este último coeficiente considera que parte do material dos sulcos pode ser apenas empilhado nos seus bordos, não sendo removido. A expressão resultante é:

$$\frac{V}{L} \sim K C \frac{\sigma}{H} \quad [2.3]$$

onde σ é a tensão média imposta na superfície.

Segue dessa expressão que o volume removido cresce com a distância de deslizamento e com a tensão imposta, e deve decrescer com a dureza do material desgastado. Há várias evidências de que as duas primeiras implicações são obedecidas⁽²⁶⁾, mas a imposição de que apenas a dureza caracteriza o material é uma simplificação abusiva. Além disso, estão excluídas as influências de outros fatores, como a dimensão média característica das partículas abrasivas e influências ambientais.

As teorias aqui descritas conduzem a expressões de pouca utilidade prática. No entanto, o seu desenvolvimento é útil para evidenciar a característica de sistema do processo abrasivo, em que

muitas variáveis estão envolvidas. Ao considerar qualquer sistema de desgaste abrasivo, essas variáveis devem ser todas consideradas⁽⁹⁾. Esse desenvolvimento ainda denuncia a dificuldade de se caracterizar os mecanismos de desgaste abrasivo através de equações quantitativas. Por essa razão é que se procura caracterizar tais mecanismos através de uma classificação qualitativa, como a vista no item anterior deste capítulo⁽²⁶⁾.

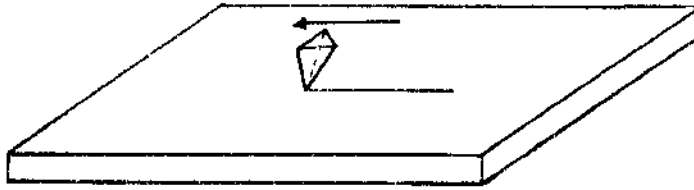
Na sequência a seguir, serão examinadas as principais variáveis que afetam os sistemas de desgaste abrasivo, a menos de propriedades exclusivas do material desgastado, que serão abordadas especificamente para os revestimentos duros no capítulo três.

3.2.1 - Geometria das partículas abrasivas

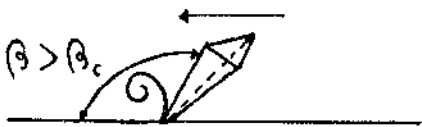
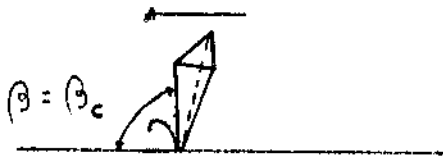
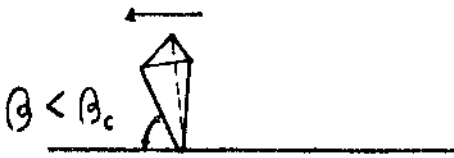
Sabe-se que partículas mais pontiagudas (pequenos valores do ângulo α) causam desgaste mais acentuado que as partículas arredondadas. Isso se deve à diferença entre os ângulos de ataque (β) desses dois tipos de partículas, sendo esse ângulo o compreendido entre a superfície e a face de ataque da partícula⁽²⁶⁾.

Considere-se a figura 2.6, onde uma partícula abre um sulco em uma superfície, com um ângulo de ataque β . À medida que este ângulo aumenta, verifica-se que a área da seção transversal do sulco também cresce, mas sem ocorrer formação de cavaco. A partir de um valor crítico β_c , passa a haver a formação de cavaco, que se destaca posteriormente⁽²⁷⁾.

A existência desse ângulo crítico explica o fato de que somente uma parte dos grãos abrasivos, quando deslizando contra uma superfície, dão origem a partículas de desgaste. Mulhearn e Samuels⁽²⁷⁾ determinaram que a fração de partículas que realmente remove material da superfície pode chegar a valores baixos, da ordem de



Partículas de mesmo formato



Partículas de formatos diferentes

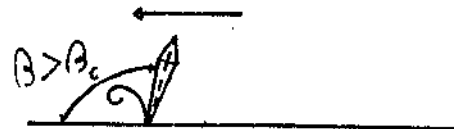
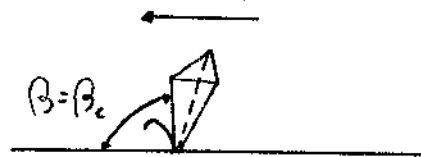
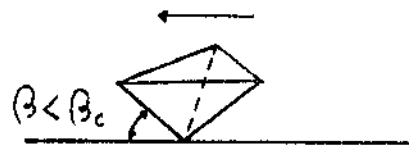


Figura 2.6 - Influência da geometria da partícula abrasiva

até 12%. As restantes sã causam deformação plástica do material.

O ângulo β não depende apenas da forma da partícula abrasiva. No caso particular de grãos abrasivos morfologicamente homogêneos, a orientação de seu gume cortante relativamente à superfície é que determina o valor de β . Ao deslizarem sobre uma superfície, a situação é análoga à já descrita, onde apenas certa fração do número total de partículas efetivamente remove material⁽⁹⁾.

3.2.2 - Tamanho das partículas abrasivas

Não existem nem mesmo regras empíricas que descrevam o efeito do tamanho das partículas abrasivas⁽²⁶⁾. O que se observa em geral é que o volume de material removido cresce com o tamanho do grão abrasivo.

Nathan e Jones⁽²⁸⁾ mostraram que para uma série de materiais metálicos, o volume removido no desgaste aumenta linearmente com o tamanho da partícula abrasiva; essa variação é bastante acentuada até um tamanho crítico do abrasivo, e a partir dele a variação é menos sensível (figura 2.7). Portanto, a eficiência em remover material por abrasão é proporcional ao tamanho das partículas. Os materiais ensaiados também mostraram que, quanto menor sua resistência ao desgaste, maior é o gradiente de ambas as porções lineares das curvas obtidas, o que implica em maior tamanho crítico da partícula abrasiva.

Verificou-se que partículas abrasivas que impregnam a superfície desgastada provocam um aumento da resistência ao desgaste do material. O fenômeno ocorre devido ao fato de que essas partículas penetram na superfície através de deformação plástica e se acomodam à sua rugosidade superficial. Isso é tanto mais fácil quanto menor o tamanho da partícula, o que pode explicar a menor eficiência abrasiva

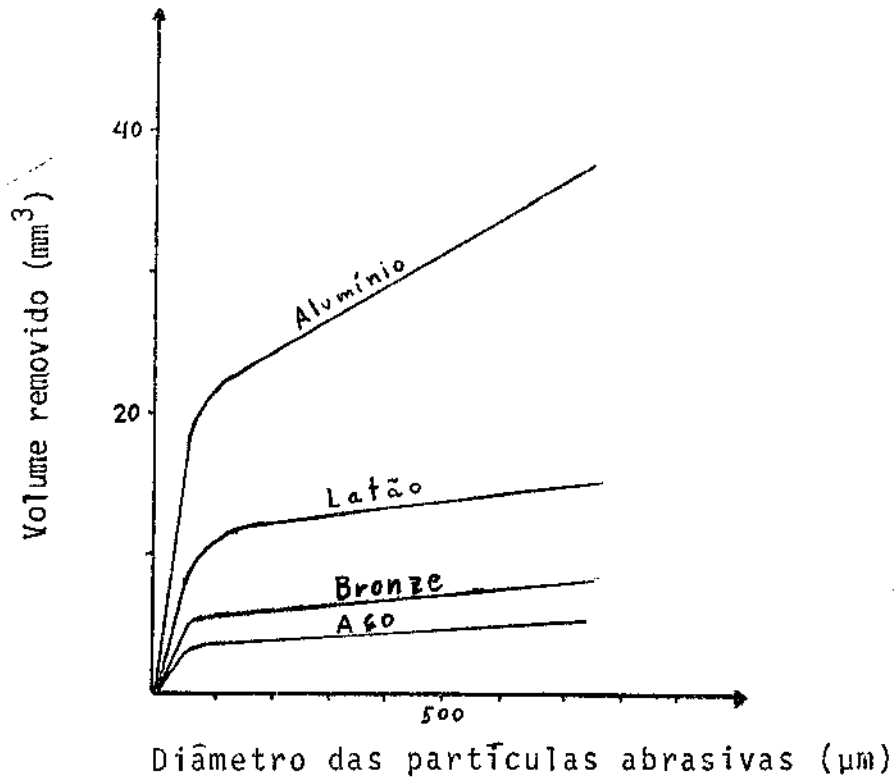


Figura 2.7 - Efeito do tamanho da partícula abrasiva no desgaste de vários materiais metálicos (28)

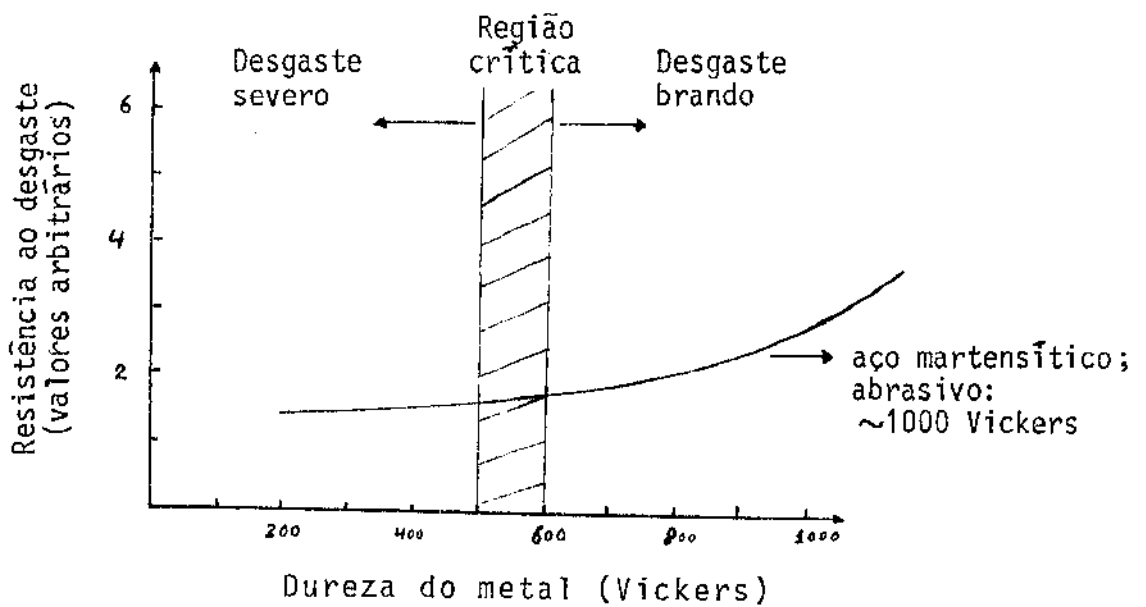


Figura 2.8 - Efeito da dureza do metal, para um dado abrasivo, na resistência à abrasão de aços martensíticos (2)

va das partículas menores⁽⁹⁾.

Sugeriu-se também que há uma relação entre angularidade e tamanho das partículas^(9,26), sendo que a angularidade varia mais acentuadamente numa faixa de tamanhos menores das partículas. Como a angularidade é por sua vez relacionada com o volume removido de material, esse efeito pode explicar a forma das curvas da figura 2.7.

3.2.3 - Dureza do abrasivo e sua relação com a dureza do material desgastado

O desgaste em um sistema depende do coeficiente de dureza K_H , definido como a razão entre a dureza do material desgastado (H) e a dureza do abrasivo (H_a)^(2,26). Se o abrasivo é muito mais duro que o metal, a abrasão é classificada como severa. Quando as durezas são aproximadamente iguais, ela é denominada branda⁽²⁾.

Na prática, verificou-se que a resistência ao desgaste de um metal aumenta significativamente com a sua dureza a partir de valores de K_H da ordem de 0,5 a 0,6⁽²⁴⁾. A figura 2.8, adaptada da revisão de Hurricks⁽²⁾, mostra claramente esse efeito no caso de aços martensíticos, e abrasivo de dureza 1000 na escala Vickers. Verifica-se que a resistência ao desgaste aumenta muito pouco com a dureza do metal até atingir um valor compreendido entre 500 e 600 na mesma escala. Essa é a região onde o desgaste é acentuado, devido à maior capacidade do abrasivo penetrar no metal. Além da faixa de transição, entretanto, a resistência ao desgaste cresce pronunciadamente com a dureza do aço. Nessa região, o desgaste é brando, devido à pouca eficiência das partículas abrasivas em penetrar um material mais duro.

O dano causado na superfície do material diminui com o aumento da sua dureza, mas o desgaste efetivamente deixa de ocorrer quando o valor de K_H excede por larga margem a unidade. Portanto, o

critério para se considerar como cessado o processo de desgaste não é a igualdade dos valores de dureza entre o metal e o abrasivo. Tem-se sugerido que o critério mais próximo da realidade seria o da igualdade entre os valores das tensões de escoamento do abrasivo e do metal⁽⁹⁾.

3.2.4 - Velocidade de deslizamento

Nathan e Jones⁽²⁸⁾ verificaram que o volume de material removido por abrasão aumenta ligeiramente com a velocidade de deslizamento, na faixa de 0 a 2,5 m/s. Esse fato foi atribuído ao aquecimento da superfície provocado pelo seu atrito contra as partículas abrasivas, que provocaria uma diminuição nas propriedades mecânicas do material.

Em reforço a essa hipótese, Moore⁽⁹⁾ determinou temperaturas de até 900⁰C na região de contato entre o grão abrasivo e o cavaco de metal removido da superfície. Baseado nisso, ele sugeriu que as propriedades físicas e químicas do material poderiam ser alteradas, com possíveis reflexos no processo de remoção de cavacos por abrasão.

3.2.5 - Força de compressão entre o abrasivo e a superfície

Há evidências^(24,28) de que a perda de material por abrasão é diretamente proporcional ao esforço de compressão entre abrasivo e superfície. Isso é válido até um determinado valor crítico da força, que é determinado pela deformação excessiva do material, ou então pela instabilidade das partículas abrasivas, que passam a fraturar.

No caso de grande deformação plástica do material, o abrasi

vo penetra na superfície o suficiente para ficar preso a ela. A partir daí, estas partículas aderidas à superfície metálica passam a degradar a superfície abrasiva, o que leva a um desvio da linearidade da perda de material em função da compressão.

3.2.6 - Umidade ambiente

Existem controvérsias quanto ao grau de influência da umidade ambiente. Rabinowicz⁽²⁵⁾ estipulou que ela causa um aumento na perda de material por abrasão de até 15%. Esse efeito é tido como similar ao causado por um lubrificante entre as superfícies metálica e abrasiva, e que se manifesta pela remoção das partículas de desgaste. Isso aumenta a eficiência do processo abrasivo, pois as partículas de desgaste reduzem o efeito de corte das partículas abrasivas ao se intercalarem entre elas. Outras pesquisas⁽⁹⁾, entretanto, revelaram que o efeito da umidade é pequeno, e só se torna relevante quando o volume de material removido é muito pequeno.

CAPÍTULO III - LIGAS PARA REVESTIMENTOS DUROS

1. Introdução
2. Classificação e Propriedades de Ligas para Revestimentos Duros
3. Características das Ligas para Revestimentos Duros
4. Processos de Deposição

1. INTRODUÇÃO

O termo revestimento, no contexto deste trabalho, define o processo de deposição de um metal sobre uma outra superfície metálica para a obtenção de propriedades ou dimensões determinadas⁽²⁹⁾. Usa-se-o comumente para aumentar a vida de um componente mecânico (caso em que é aplicado antes que tal componente entre em operação), ou então para repor material perdido por desgaste ou corrosão. A camada depositada pode contribuir para uma maior resistência ao desgaste e à corrosão, pode formar uma camada de material tenaz, ou ainda pode acrescentar propriedades anti-fricção, no local exato onde estas características são mais necessárias.

Quando a camada depositada contribui especificamente para a resistência à abrasão, geralmente se usa a denominação de revestimento duro⁽²⁹⁾. A palavra "duro", quando aqui empregada, denota mais a idéia de durabilidade do que o conceito físico de dureza. Além disso, revestimentos ditos duros também podem paralelamente apresentar alta tenacidade e propriedades anti-fricção como características desejáveis.

Na indústria moderna, a deposição de ligas para revestimentos duros é feita na maioria das vezes pelos processos usuais de soldagem⁽⁶⁾. Nestes processos, uma camada muito fina (da ordem de décimos de milímetro) do metal de base é fundida. A liga do revestimento, por sua vez, funde-se completamente. Durante o revestimento, forma-se uma ligação de natureza metalúrgica entre o material de base e o revestimento, sendo normalmente esta ligação no mínimo tão resistente quanto o mais fraco dos materiais envolvidos^(7,29).

A técnica de revestimento duro por soldagem é extensivamente usada em sistemas envolvendo abrasão nos quais é impossível o emprego de lubrificação. Como exemplo, temos os equipamentos de mine

ração, agrícolas, de perfuração de solos, de terraplanagem e os de processos químicos. Os revestimentos duros também aumentam a vida de componentes lubrificados, como no caso de matrizes para conformação de metais e elementos de máquinas sujeitas à abrasão⁽³²⁾.

Um processo mais especializado é a metalização por chama, também chamado de aspersão térmica, no qual a liga é aplicada na forma de pó ou fio metálico. Este método consiste na projeção de partículas aquecidas do metal depositado contra uma superfície, na qual aderem mecanicamente, não havendo, portanto, ligação por fusão entre os materiais. A fonte de aquecimento pode ser uma chama oxí-acetilênica, um arco elétrico ou ainda um arco de plasma^(29,30).

Uma variação do processo descrito acima emprega um aquecimento da peça revestida logo após a operação de aspersão da liga. Com isso, efetiva-se uma fusão do revestimento, que se liga ao metal de base por um processo de difusão. Como resultado final, obtém-se uma ligação de natureza também metalúrgica^(3,31).

As vantagens do emprego de revestimentos duros são as seguintes⁽²⁹⁾:

1. Incremento da resistência ao desgaste nos locais mais necessários.
2. Possibilidade de se usar materiais resistentes ao desgaste que sejam muito duros e impossíveis de serem empregados de outras formas.
3. Uso mais racional de elementos de liga.
4. Combinação de uma camada do material resistente ao desgaste com um material de base tenaz, que absorva choques sem fraturar.
5. Por ser essencialmente uma técnica de soldagem, permite a manutenção de grandes equipamentos no próprio local de serviço, sem necessidade de enviá-los a uma oficina

ou de desmontá-los.

6. Aspectos econômicos ligados à maior vida útil de componentes, menos intervenções de manutenção, e redução no consumo de energia no caso de equipamentos de corte e perfuração, que permanecem afiados por mais tempo.

Os revestimentos duros são normalmente mais resistentes ao desgaste do que superfícies endurecidas por processos de tratamentos térmicos ou termo-químicos. Apesar disso, eles não são necessariamente competitivos com tais tratamentos, devido ao uso freqüente de elementos de liga caros⁽³²⁾. O sucesso do ponto de vista econômico, quando de sua aplicação, vai depender da seleção adequada de um material relativamente dispendioso e da sua combinação com um metal de base comparativamente barato⁽²¹⁾.

2. CLASSIFICAÇÃO E PROPRIEDADES DE LIGAS PARA REVESTIMENTOS DUROS

São conhecidas algumas centenas de ligas para revestimentos duros^(3,32), destinadas a aplicações envolvendo desgaste nas mais diversas condições. Nenhuma delas é adequada para enfrentar todos os tipos de solicitações possíveis. Portanto, uma grande variedade de ligas tem sido desenvolvida, visando preencher tipos de aplicações específicas. Cada liga existente representa um compromisso entre dureza, resistência a choques, à corrosão e ao calor. Em particular, o aumento da dureza se faz quase sempre em detrimento da resistência ao choque^(32,33), chegando a ser esse um compromisso crítico na seleção do material mais conveniente.

A classificação destas ligas é geralmente feita baseando -se na sua composição química e estrutura, freqüentemente relaciona

das entre si⁽³²⁻³⁵⁾. Seguindo-se este critério de caracterização do material, as ligas para revestimentos duros podem ser classificadas em quatro grupos básicos, descritos a seguir.

1º Grupo: Ligas à base de ferro contendo até 20% de elementos de liga

Este grupo inclui aços e ferros fundidos contendo em média de 5 a 14% de elementos de liga, que são principalmente: cromo, manganês, silício e molibdênio, em adição a teores de carbono que também podem ser relativamente elevados. Pequenas adições de tungstênio, molibdênio, vanádio e níquel estão também eventualmente presentes.

Estas ligas de revestimentos caracterizam-se por serem econômicas, e possuírem maior resistência ao choque. Apresentam maior resistência ao desgaste que os aços de construção mecânica de baixo e médio carbono, sobre os quais são freqüentemente aplicadas. Também podem ser usadas como uma camada intermediária entre o material de base e uma liga mais resistente ao desgaste, que compõe o revestimentos final^(32,35).

Dentro deste grupo, encontram-se várias ligas que correspondem a materiais comumente usados na construção mecânica, mas que não o são na forma de revestimentos. Resumidamente, pode-se citar como ligas mais comuns nesse grupo^(32,33):

Aços perlíticos e martensíticos de baixa liga

Aços austeníticos ao manganês

Aços inoxidáveis

Aços ferramenta

Ferros fundidos brancos e cinzentos de baixa liga

2º Grupo: Ligas à base de ferro contendo mais de 20% de elementos de liga

Aqui incluem-se aços e ferros fundidos com os mesmos elementos de liga do grupo 1, mas em teores mais elevados. Outros elementos que também podem estar presentes são: cobalto, boro, titânio, zircônio, tântalo e nióbio^(13,35,36). O teor de liga pode chegar a valores da ordem de 50%, sendo estas ligas portanto bem mais caras que as do grupo 1. De uma maneira geral, quanto maior o teor de liga, maior a resistência ao desgaste e menor a resistência ao choque⁽³³⁾.

Estas ligas caracterizam-se por uma variação de propriedades mais ampla que as do primeiro grupo. Assim, a resistência ao desgaste pode variar desde média até muito alta. Algumas ligas destacam-se em particular pela resistência ao desgaste a altas temperaturas, enquanto que outras são destinadas a enfrentar o desgaste em ambientes corrosivos⁽³⁵⁾. Assim como no grupo 1, há uma equivalência entre estas ligas e aquelas usadas na construção mecânica. Dentre os materiais mais representativos, temos⁽³²⁻³⁵⁾;

Ferros fundidos brancos ao alto cromo, podendo ou não ter outros elementos de liga

Aço ferramenta de alta liga, incluindo aços rápidos

Aços resistentes a altas temperaturas e à corrosão

3º Grupo: Ligas à base de níquel e de cobalto

As ligas deste grupo passam a conter o ferro como elemento de liga, e às vezes como elemento residual. Seus principais elementos de adição são: cromo, tungstênio, molibdênio e carbono⁽³²⁾. Caracterizam-se como os mais versáteis materiais para revestimentos duros, resistindo simultaneamente ao desgaste, calor, corrosão e impac

to em um grau não alcançado por nenhum outro tipo de liga.

A resistência ao desgaste varia em função do teor de elementos de liga, podendo chegar a ser bastante alta. Porém, a sua máxima resistência ao desgaste ainda é inferior à dos ferros fundidos de mais alta liga do grupo 2⁽³⁷⁾. A principal característica é, na realidade, a de oferecer uma resistência ao desgaste (combinado ou não com corrosão) em temperaturas de até 1000°C⁽¹⁹⁾, propriedade essa que não é apresentada em nenhum outro tipo de liga. Quando o fator temperatura é o mais importante, as ligas à base de cobalto são as mais recomendadas. As ligas à base de níquel, por sua vez, resistem bem à corrosão, mas são inferiores às de cobalto na resistência às temperaturas mais elevadas⁽³²⁾.

Pelo fato dessas ligas serem à base de cobalto e de níquel, e de usarem teores elevados de elementos de liga, elas são das mais caras entre os revestimentos duros. Recentemente, em virtude do alto preço e da relativa escassez de cobalto, tem-se substituído parcialmente este elemento por níquel e ferro nestas ligas⁽³⁸⁾.

4º Grupo: Carboneto de tungstênio

Este grupo consiste de um material composto de partículas de carboneto de tungstênio em teores de até 60% em volume, dispersos em uma matriz metálica. Esses carbonetos, disponíveis em diversas granulometrias, são produzidos pela fusão de tungstênio na presença de carbono, sendo a seguir pulverizados. Essas partículas assim processadas são contidas dentro de uma vareta oca de aço, misturadas com um pó metálico da liga da matriz. Essa vareta constitui-se em um consumível para processos de soldagem, nos quais há a fusão da vareta e do pó metálico, que passam a compor a matriz do revestimento. Na maioria dos métodos de soldagem empregados para esse tipo de material,

as partículas de carboneto não se fundem. Como matriz são usadas várias ligas, compreendendo as baseadas em ferro, níquel, cobalto ou uma mistura delas.

Uma característica particular desse tipo de material é que as partículas de carboneto não fundidas sedimentam-se na matriz líquida, quando da deposição. Isso confere alta heterogeneidade ao depósito, e em virtude desse fato, bem como do método específico de preparo do consumível, esse grupo de materiais é considerado como um caso à parte em relação ao demais revestimentos.

Os carbonetos de tungstênio são os revestimentos duros mais resistentes à abrasão que se conhece. Em compensação, porém, resistem apenas moderadamente aos impactos, e sofrem oxidação acentuada em temperaturas acima de 650^oC. Paralelamente, caracterizam-se também por serem comparativamente muito caros^(32,35,39).

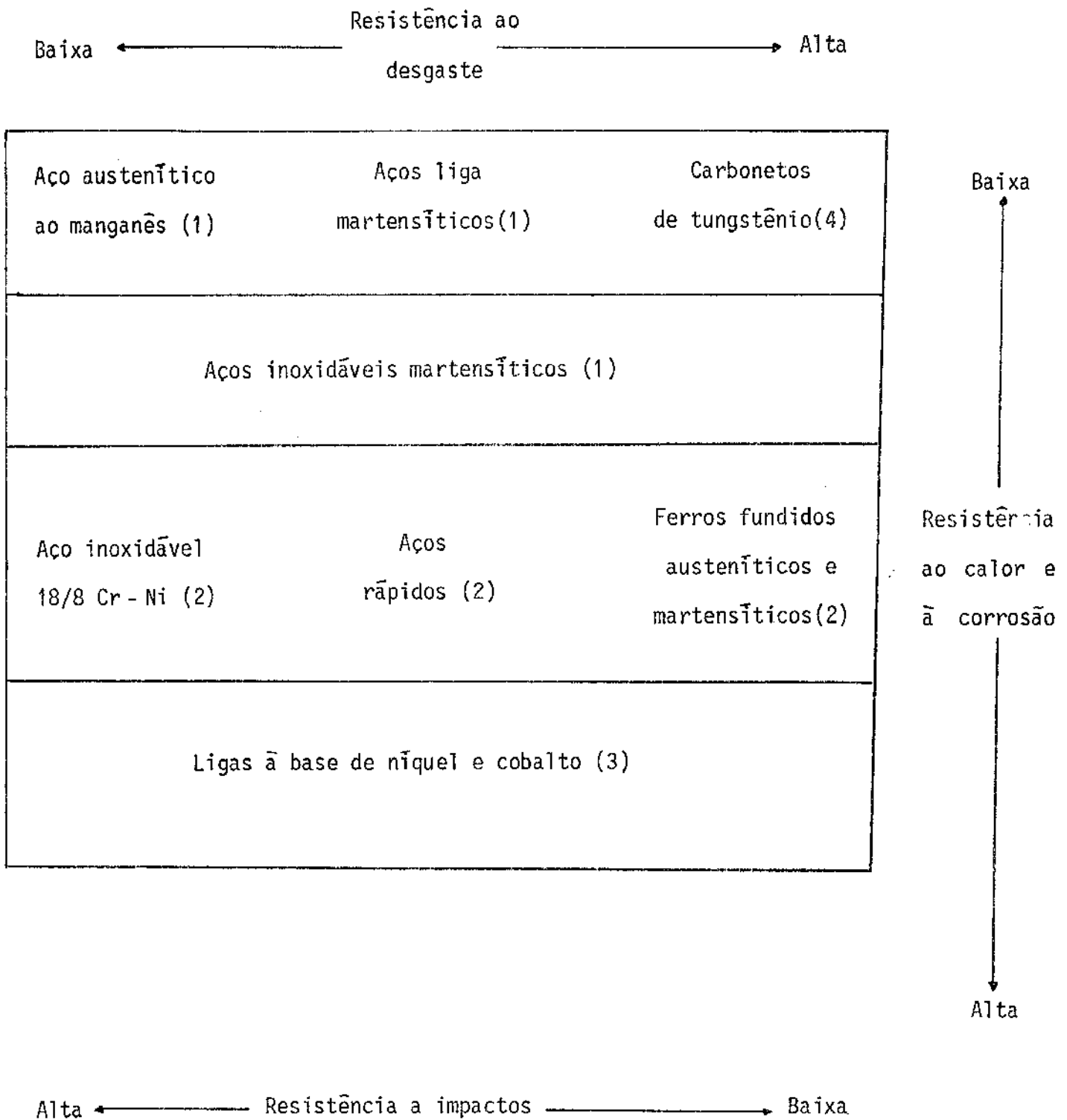
A Tabela 3.1 sumariza a classificação aqui apresentada, identificando as principais propriedades de alguns materiais típicos para revestimentos duros.

3. CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS PARA REVESTIMENTOS DUROS

3.1 - Dureza e Microestrutura

Verifica-se que muitas das ligas para revestimentos duros, independentemente do grupo a que pertencem, apresentam durezas similares entre si, e próximas daquelas obtidas em aços-carbono tratados termicamente⁽³⁵⁾. Entretanto, qualquer uma dessas ligas tem uma resistência ao desgaste de duas a vinte vezes superior aos aços-carbono endurecidos. Isso indica que a medida da macro-dureza não é um índice adequado para expressar a resistência ao desgaste do material.

Tabela 3.1 - Classificação e propriedades de materiais para revestimentos duros. Entre parênteses está o número do grupo a que pertence o revestimento⁽³³⁾.



O estudo da microestrutura das ligas para revestimentos duros permite, porém, explicar a sua superior resistência ao desgaste e o porque do seu não correlacionamento com a dureza⁽⁴⁰⁾.

Tanto a teoria quanto a experiência têm mostrado^(11,12) que a relativa resistência à abrasão dos revestimentos duros é devida à presença de carbonetos metálicos, e em geral é proporcional à sua fração volumétrica. Estes carbonetos são compostos químicos formados pela ligação do carbono com determinados elementos metálicos, conhecidos como formadores de carbonetos. Os carbonetos apresentam-se como cristais de formato característico dispersos em uma matriz metálica. A dureza destes carbonetos (obtida através de medidas de microdureza) é bastante elevada, sendo superior à de muitos minerais encontrados na natureza, o que explica a resistência à abrasão desses materiais. A quantidade de carbonetos presentes no depósito é proporcional ao teor de carbono da liga, enquanto que a dureza do carboneto formado depende do elemento metálico que se liga ao carbono. Tais elementos são normalmente: cromo, molibdênio, tungstênio, vanádio, nióbio, titânio e tântalo. A afinidade de cada um desses metais com o carbono difere entre eles; por exemplo, o cromo se combina mais facilmente que o ferro e, em uma liga com teor relativamente elevado de cromo e carbono, carbonetos de cromo são formados preferencialmente em relação aos de ferro^(11,39,40).

Todos os carbonetos são duros e frágeis. Por esta razão, é necessário que eles se apresentem na forma de partículas discretas, suportadas por um material cuja principal característica seja a de absorver choques mecânicos. Na realidade, este material é uma matriz metálica, que também deve apresentar, em vários casos, uma alta resistência à corrosão, e a altas temperaturas. Ao se variar a fração volumétrica de carbonetos na matriz, obtêm-se diferentes combinações de resistência ao desgaste e ao choque nos revestimentos duros⁽¹¹⁾.

Apesar da dureza da matriz ser bem inferior à dos carbonetos, ela é também um fator considerável na resistência ao desgaste dos revestimentos. Pelo que foi visto até aqui, fica claro que os revestimentos duros mais resistentes à abrasão são materiais de natureza heterogênea, e o desgaste de seus microconstituintes ocorre de maneira diferenciada devido à diferença entre suas durezas. Se o desgaste da matriz for muito elevado em relação ao dos carbonetos, estes podem não mais serem retidos pela matriz. A partir dessa situação, pode ocorrer a remoção de partículas inteiras de carbonetos, o que causa um desgaste muito mais acentuado do que o causado pela remoção de somente fragmentos dos carbonetos⁽²⁶⁾.

No caso específico de ligas à base de ferro, pode-se ter vários tipos de matrizes. A mais resistente delas é a martensítica, que apresenta a mais alta dureza e também a propriedade de dificultar a propagação de trincas⁽⁴¹⁾. Entretanto, ela é relativamente pouco resistente ao choque. Por esta razão, ela pode ser combinada com uma matriz austenítica, que é um microconstituente de baixa dureza e alta resistência ao choque. Várias ligas de revestimentos duros apresentam uma dispersão de carbonetos em matriz totalmente austenítica, em uma combinação adequada de resistência ao choque e ao desgaste. Por fim, encontram-se as matrizes totalmente ferríticas, que são ainda menos duras que as austeníticas^(39,41).

Os elementos formadores de carbonetos também podem contribuir para a dureza e resistência mecânica das matrizes. Molibdênio, tungstênio, cromo e vanádio, quando dissolvidos na austenita ou na ferrita, apresentam esta propriedade, proporcionando também um aumento da resistência às altas temperaturas. O cromo em particular, quando dissolvido em quantidade suficiente, confere uma relativa inoxidabilidade à liga^(26,39).

Uma visualização esquemática do que foi dito até aqui é da

da na Tabela 3.2, onde são dadas as durezas de vários minerais e de alguns microconstituintes de ligas para revestimentos. Percebe-se que a dureza dos carbonetos é superior à de muitos minerais, e o inverso ocorre com a dureza das matrizes.

Uma vez descritas as características microestruturais das ligas de revestimentos duros, é conveniente retornar ao aspecto da macrodureza. Considere-se uma medida de dureza em que o penetrador tem um diâmetro da ordem de dezenas de vezes superior à média das máximas dimensões dos carbonetos. Nesse caso, as partículas de carbonetos, sob a ação da carga do penetrador, tendem a se afastar dele, e a resistência é proporcionada mais pela matriz do que pelos próprios carbonetos. Como resultado, tem-se uma medida que reflete praticamente apenas a dureza da matriz. Este fato vem explicar o porque da dureza não ser um critério conveniente para a caracterização de ligas resistentes ao desgaste⁽¹¹⁾.

3.2 - Efeito de diluição pelo metal de base

A soldagem de metais diferentes, quando pela fusão de ambos os materiais, implica em que eles se misturem na poça líquida de soldagem⁽³⁹⁾. No caso específico de revestimentos duros, esse fato faz com que o depósito solidificado seja também uma mistura do material de revestimento com o metal de base⁽¹¹⁾. Esse efeito é chamado de diluição, e se traduz por uma alteração na composição química e na estrutura previstas inicialmente para o revestimento⁽²¹⁾.

A diluição reduz a dureza, a resistência ao desgaste e ainda outras propriedades da liga. Ela é usualmente expressa através da porcentagem de material de base que está presente no revestimento. Por exemplo, uma diluição de 10% significa que o revestimento duro é

Tabela 3.2 - Dureza de alguns abrasivos e microconstituintes de ligas
à base de ferro

Mineral	Dureza Vickers	Microconstituente	Dureza Vickers
Gesso	36 - 70	Ferrita	70 - 200
Calcita	115 - 140	Austenita, 12% Mn	170 - 230
Fluorita	180 - 190	Austenita, aço baixa liga	250 - 350
Apatita	300 - 540	Austenita, ferro fundido	
Vidro	500	ao alto cromo	300 - 600
Magnetita e Hematita	370 - 600	Martensita	500 - 1010
Ortoclássio	470	Cementita	840 - 1100
Feldspato	600 - 750	Carboneto de ferro e cromo	
Sílex	950	$(Fe,Cr)_7C_3$	1200 - 1600
Quartzo	750 - 1280	Carboneto de molibdênio	
Topázio	1200 - 1430	Mo_2C	1500
Corundum, alumina		Carboneto de tungstênio	
(Al_2O_3)	1800 - 1900	WC	2400
Carboneto de silício	2600 - 3000	Carboneto de vanádio	
Diamante	10.000	VC	2800
		Carboneto de titânio	
		TiC	3200

constituído em 90% pela liga do revestimento original, e os restantes 10% são metal de base⁽²¹⁾.

O grau de diluição é essencialmente função do método de soldagem utilizado para se aplicar o revestimento. No caso de soldagem a arco, a diluição pode chegar a valores da ordem de 50%, o que caracteriza totalmente a liga. Em vista disso, é uma prática comum se aplicar diversas camadas sucessivas de revestimento. A segunda camada pode reduzir a diluição a até 10% e em uma terceira ela pode cair para 3%⁽³⁹⁾. Usualmente, considera-se que apenas na terceira camada não haja mais influência do metal de base nas propriedades do revestimento⁽⁴³⁾.

4. PROCESSOS DE DEPOSIÇÃO

4.1 - Processos por Soldagem a Arco Elétrico

Os processos de soldagem por arco elétrico utilizados para a aplicação de revestimentos duros são os seguintes^(39,44):

Arco aberto

Arco recoberto

Arco submerso

Arame consumível e gás inerte (MIG)

Eletrodo de tungstênio e gás inerte (TIG)

Arco de plasma

O uso destes processos para a deposição de revestimentos duros não implica em modificações importantes nos métodos e equipamentos usados apenas para a soldagem. As características técnicas e de ordem econômica são essencialmente as mesmas, e muitos deles podem ser utilizados tanto manual quanto automaticamente⁽³⁹⁾.

A maioria destes processos oferece como vantagem básica a possibilidade de se obter grandes velocidades de deposição, o que os torna os mais extensamente usados, tanto na reparação como na fabricação de elementos mecânicos^(39,45). Peças de grandes dimensões podem ser recobertas de forma eficiente por estes processos, com um mínimo de aquecimento e distorção do material de base. Uma característica básica de todos eles, entretanto, é que o efeito de diluição é bastante acentuado, o que obriga a um controle adequado dos parâmetros de soldagem e à aplicação de mais de uma camada^(39,45,46).

As propriedades físicas e metalúrgicas da liga do revestimento determinam a forma de apresentação do eletrodo para soldagem correspondente⁽²¹⁾. As ligas dúteis podem ser trefiladas na forma de varetas, e que são posteriormente revestidas por um material pulverizado e compactado, que se constitui no fluxo de soldagem⁽³¹⁾. Um outro tipo de eletrodo é formado por um tubo oco contendo o fluxo em seu interior.

No caso de ligas que não podem ser trefiladas, uma alternativa é a de se fundir as varetas dos eletrodos. Entretanto, o método de fabricação mais utilizado consiste em se fazer a vareta, ou então o tubo oco, de um metal dútil que entre na composição do revestimento. Os elementos de liga são então adicionados, na forma de pó, juntamente com o fluxo. Dessa forma, a liga só é realmente formada na própria deposição^(21,31,47) e quando a liga é à base de ferro, os elementos de liga normalmente estão na forma de ferro-liga pulverizado. Os carbonetos presentes nestas ligas também podem ser preparados previamente e então adicionados na forma de pó misturado ao fluxo⁽⁴⁸⁾. Uma vez, porém, que os carbonetos assim preparados são relativamente caros, prefere-se adicionar os elementos formadores de carbonetos também como ferro-liga, sendo que o metal se combina com o carbono durante a soldagem.

Os processos de soldagem a arco, quando automatizados, destinam-se a uma alta produção, e portanto necessitam de alimentação contínua do eletrodo. Esta exigência é satisfeita empregando-se eletrodos em forma de arames trefilados, no caso de ligas dúteis, e de arames tubulares para as demais^(21,39,45). Uma última forma de apresentação da liga é na forma de pó metálico, utilizado no método de arco submerso, e que também é um processo de alta produção. Este pó compõe-se do metal de base e dos elementos de liga, sendo misturado juntamente com o fluxo^(39,44).

Pelo que foi visto aqui, conclui-se que em muitos casos, o eletrodo compõe-se apenas dos elementos necessários à formação da liga, não sendo na realidade a liga em forma de eletrodo. Por esta razão, a composição nominal das ligas sempre se refere ao revestimento já depositado. Além disso, esta composição diz respeito a uma camada de revestimento onde os efeitos da diluição não se façam sentir⁽³⁹⁾.

4.2 - Processo por soldagem oxiacetilênica

Este processo emprega uma chama oxiacetilênica como fonte de aquecimento, e o equipamento utilizado é o mesmo do processo de soldagem correspondente. Em comparação com a deposição por arco elétrico, este método emprega um equipamento mais simples e menos dispendioso. Em compensação, a velocidade de deposição é mais baixa que a obtida com os processos a arco, o que o torna inadequado para o revestimento de grandes áreas em peças de dimensões elevadas⁽⁴⁴⁾.

A deposição por chama exige uma grande habilidade do operador para que se obtenha um depósito de qualidade, pois a vareta de soldagem e o maçarico são manipulados separadamente. Por esta mesma

razão, porém, o controle do processo de deposição é maior que na soldagem a arco, e vários defeitos do depósito, comuns nos métodos a arco elétrico, podem ser eliminados. Esta técnica é também superior às demais para a aplicação de camadas de revestimento pouco espessas⁽³⁾.

A soldagem oxiacetilênica ainda apresenta a importante característica de ocasionar uma mínima diluição do depósito, que é da ordem de 3% em revestimentos bem executados^(3,39). O seu maior campo de aplicação está no revestimento de pequenas áreas, e também quando as peças possuem reentrâncias que sejam difíceis de serem alcançadas usando-se outros processos⁽⁴⁴⁾.

As varetas utilizadas são fabricadas por trefilação, no caso de ligas dúteis, ou então são fundidas quando o material não é trefilável. Muitas das ligas não necessitam de fluxo de soldagem. Varetas revestidas ou tubulares também podem ser empregadas, com os elementos de liga na forma pulverizada. A automatização do processo é possível, dependendo da simetria das peças a serem revestidas, e nesse caso as ligas são utilizadas na forma de arames para soldagem.

CAPÍTULO IV - DESCRIÇÃO DAS EXPERIÊNCIAS

1. Caracterização dos materiais ensaiados
2. Ensaios de desgaste
3. Análise das superfícies desgastadas e das partículas de desgaste

1. CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS ENSAIADOS

1.1 - Forma de apresentação das ligas analisadas

Neste trabalho foram analisadas duas diferentes ligas para revestimento duro, a saber:

Liga A: contendo apenas cromo como principal elemento de liga

Liga B: contendo cromo e nióbio como principais elementos de liga

A finalidade de se estudar também a liga A é a de se poder dispor de um material para revestimento duro sobre o qual existam in formações na literatura, a nível de microestrutura. Desta forma, ela serve como uma liga de comparação, e pelo fato de possuir uma compo sição menos complexa do que a liga B, ela também proporciona os fun damentos para análise da liga com nióbio.

Ambas as ligas são disponíveis comercialmente na forma de eletrodos revestidos para soldagem a arco convencional. Os eletrodos consistem de um arame de aço classificação AISI-1020, o qual é reves tido por um material pulverizado e comprimido por extrusão ao seu re dor. O revestimento contém os elementos de liga na forma de ferrc - liga, e também outros compostos que formam o fluxo para a soldagem. No processo de deposição, o calor gerado pelo arco elétrico funde o arame e o seu revestimento, e a composição do depósito resultante após a solidificação é determinada pela mistura entre o revestimento, o arame e o material de base, que no presente caso também foi o aço AISI-1020.

Convém salientar que os revestimentos duros normalmente são utilizados na forma resultante do processo de deposição, ou seja, co mo uma camada metálica de superfície de relevo irregular, e também

oxidada, devido ao processo de deposição por soldagem. No caso de um estudo como o aqui levado a efeito, torna-se impossível efetuar ensaios e análises em superfícies dessa natureza. Por essa razão, os revestimentos foram retificados a fim de se eliminar a camada oxidada e de padronizar as dimensões dos corpos de prova utilizados.

1.2 - Análise química

Apesar de se dispor das composições químicas fornecidas pelo fabricante, optou-se por efetuar análises químicas no material ensaiado, para que houvesse uma caracterização própria dos materiais . As amostras para análise química foram retiradas de uma terceira camada de revestimento de cada liga, para se minimizar uma possível influência devida à diluição. As superfícies analisadas foram as que haviam sido previamente retificadas. O método empregado foi o de análise quantitativa por dispersão de energia de raios-X, tendo sido efetuado por "Q.C. Metallurgical, Inc.", Hollywood, Flórida, Estados Unidos.

1.3 - Análises microestruturais

Para as análises de microestruturas, foram retiradas amostras de revestimentos com uma, duas e três camadas depositadas. Uma vez polidas segundo métodos metalográficos usuais, as amostras foram atacadas por reagente de Vilella por períodos variáveis entre 1 e 2 minutos. As amostras da liga B, após este ataque, foram mergulhadas em uma solução saturada de $KMnO_4$ em solução de NaOH 4% durante 5 segundos. As microestruturas foram observadas em um banco metalográfico

Olympus PME.

As amostras também foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura Cambridge Stereoscan S4-10, acoplado a uma microssonda. Nele foram observadas as microestruturas com grandes aumentos, através de imagens de elétrons secundários, e também realizadas análises químicas pontuais por dispersão de energia de raios-X em cada fase identificada. Pelo mesmo processo, foram obtidas imagens da distribuição de alguns elementos químicos em uma determinada região observada. Finalmente, foi utilizado um microscópio eletrônico Jeol 5XA-5A para se obter a distribuição dos elementos ao longo de uma linha da região observada, também através de dispersão de energia de raios-X.

1.4 - Análises por difração de raios-X

Para o reconhecimento das diversas fases, realizou-se uma análise por difração de raios-X em um difratômetro Philips PW 11.40, onde um feixe de raios-X de comprimento de onda λ conhecido incide em uma amostra, varrendo-a totalmente. As diferentes fases presentes difratam o feixe incidente, e os ângulos de difração (2θ) são uma função da distância interplanar (d) entre os vários planos cristalográficos de cada fase, segundo a equação de Bragg:

$$n\lambda = 2 d \text{ sen}\theta \quad [4.1]$$

No presente caso, $\lambda = 1,542 \text{ \AA}$, correspondente à radiação incidente $\text{Cu K}\alpha$, e $n = 1$. Cada estrutura cristalina particular difrata o feixe incidente em várias direções diferentes, segundo ângulos de difração característicos, e cada feixe difratado tem uma intensi

dade determinada (I). Neste tipo de análise, obtêm-se um gráfico das intensidades em função de 2θ , e pela equação de Bragg, determina-se o valor d correspondente. Cada substância cristalina apresenta uma sucessão única de valores de d e dos I correspondentes. Assim, pela comparação dos dados obtidos do gráfico com os padrões determinados para várias substâncias, pôde-se identificar quais as que estão presentes na amostra⁽⁴⁹⁾.

1.5 - Ensaaios de dureza

Ainda como uma etapa da caracterização das ligas, foram efetuadas medidas de macrodureza em um aparelho Gnehm 159 UR, e de microdurezas das várias fases identificadas em um microdurômetro Leitz-Wetzlar Durimet.

2. ENSAIOS DE DESGASTE

2.1 - Introdução

A escolha de um ensaio de desgaste depende não apenas do tipo de desgaste a ser investigado, mas também dos objetivos do ensaio⁽⁵⁰⁾. Neste trabalho, pretendeu-se verificar a resistência ao desgaste abrasivo por riscamento de determinados materiais destinados a enfrentar este e também outros tipos de solicitação, quando em serviço. É importante ressaltar que não houve a intenção de se reproduzir, a nível de laboratório, o comportamento dos materiais quando enfrentam as condições reais de trabalho. Simplesmente procurou-se expor as ligas ensaiadas a um mecanismo de desgaste abrasivo bem de

finido, controlando-se um máximo possível de variáveis. Os resultados daí obtidos são usados para determinar qual a sua relação com os aspectos microestruturais, e não servem para prever o comportamento dos materiais quando em serviço. Apesar do caráter aparentemente limitado deste tipo de ensaio, ele é importante do ponto de vista científico, pois permite, na medida do possível, isolar o mecanismo básico de desgaste, analisar seus aspectos e interações com os materiais ensaiados e⁽⁵⁰⁾ comparar diferentes materiais entre si.

Os ensaios de desgaste ainda não foram adequadamente padronizados⁽¹⁶⁾, e centenas de dispositivos de ensaios têm sido descritos. Em face disso, é difícil se comparar os dados obtidos em diferentes investigações, seja pela descrição insuficiente das condições experimentais, seja pela grande diversidade de métodos empregados. Sob vários aspectos, esta situação constitui-se em uma dificuldade, e o desenvolvimento de um ensaio padronizado é considerado como a mais importante contribuição a ser feita na área das pesquisas sobre desgaste⁽⁵⁰⁾. De outro lado, porém, há a possibilidade de se utilizar ou desenvolver equipamentos de ensaio que sejam os mais convenientes, em função dos objetivos pretendidos e dos recursos disponíveis. No presente trabalho, optou-se pela construção de um dispositivo próprio de ensaios de desgaste que permita reprodutibilidade dos resultados obtidos.

2.2 - Máquina de ensaios de desgaste

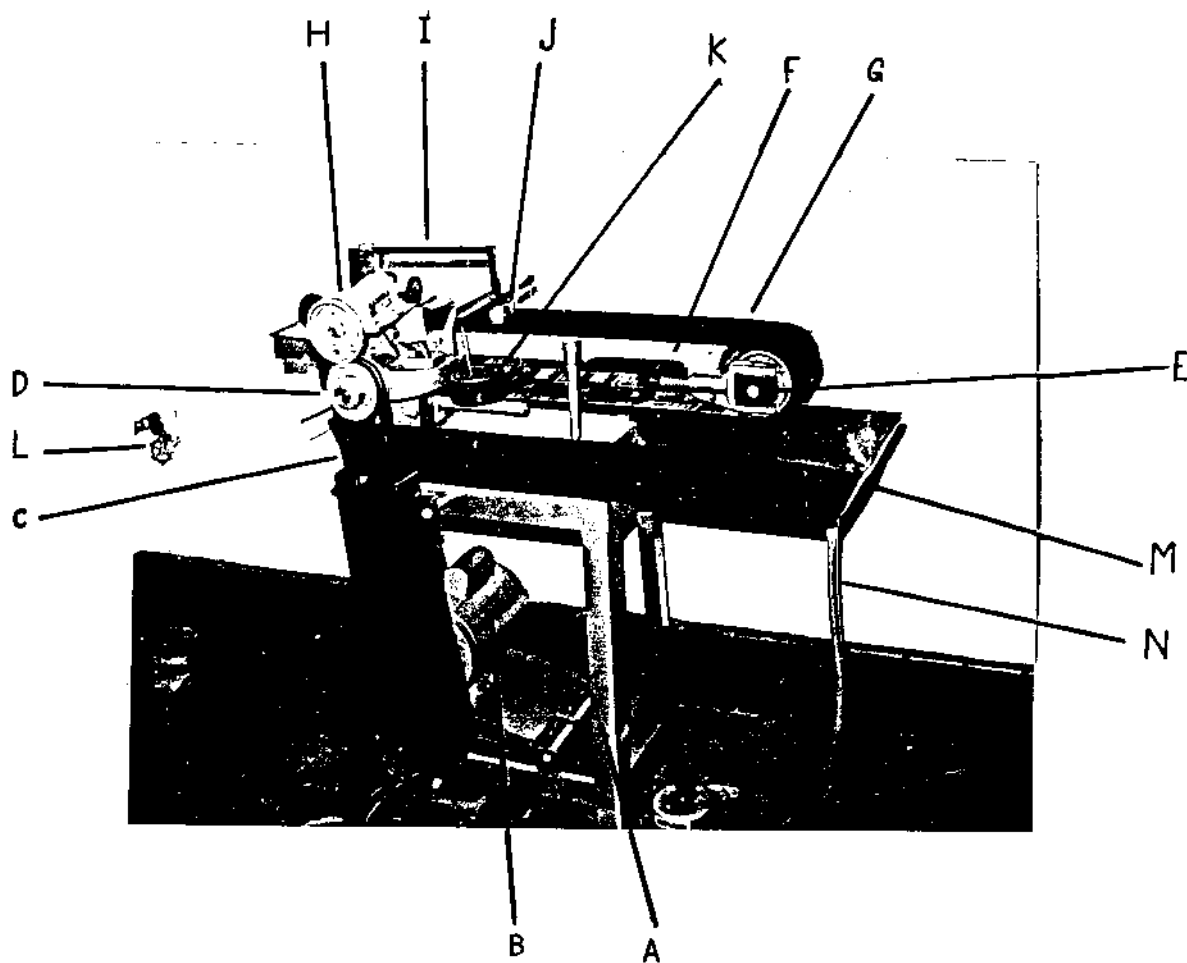
Existem numerosas técnicas para ensaios de desgaste abrasivo de materiais metálicos⁽²⁴⁾. Em muitos deles, um corpo de prova é comprimido contra grãos abrasivos fixos em uma superfície, havendo deslizamento entre ambos os materiais em contato. A maior vantagem

deste tipo de ensaio é que a distância de deslizamento é um parâmetro conhecido, o que não acontece quando os grãos abrasivos estão soltos.

Para o estudo aqui efetuado, construiu-se uma máquina de ensaios de desgaste a partir de uma lixadeira de correia. Neste tipo de dispositivo, usa-se uma lixa em forma de correia, que consiste em uma faixa de tecido impermeável, com uma de suas faces revestidas por um material abrasivo granulado e fixo por meio de resina.

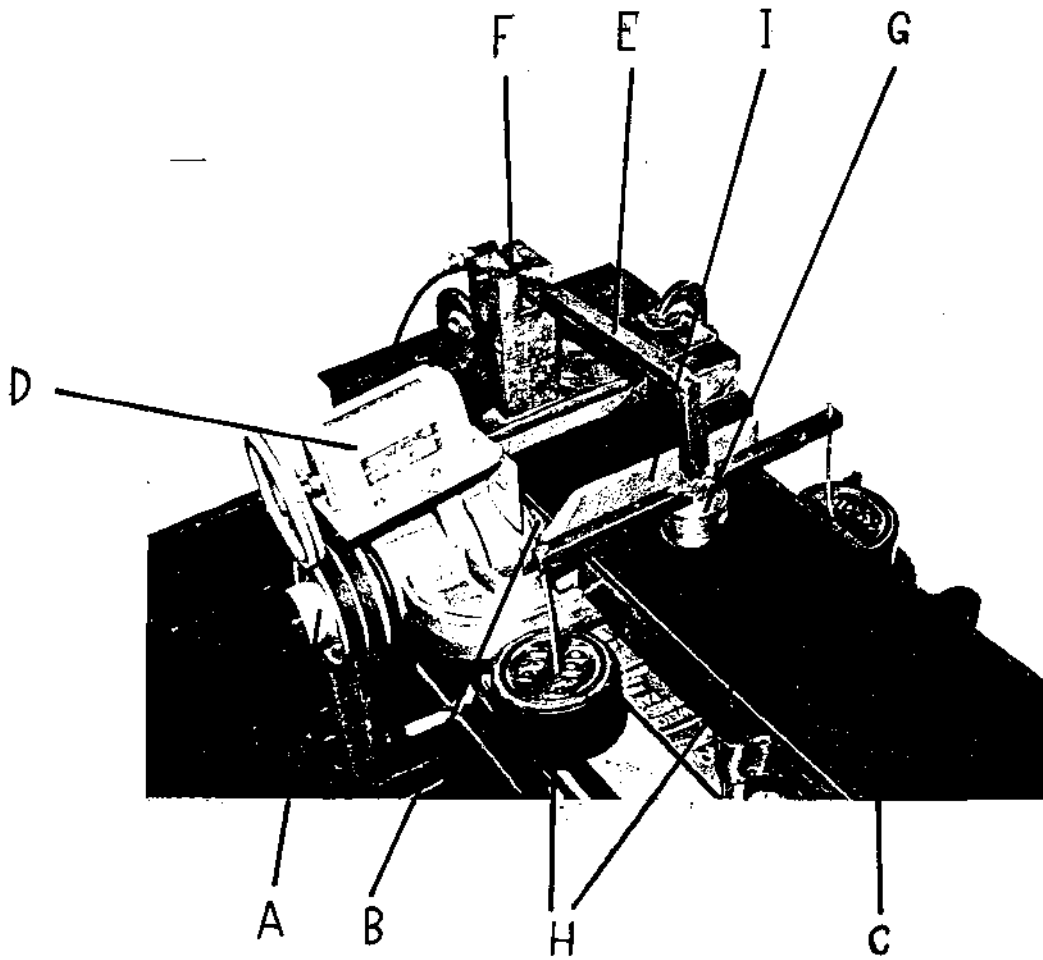
A máquina para ensaios de desgaste é descrita em seus elementos constituintes através das figuras 4.1 e 4.2. A lixa de correia é colocada entre um cilindro acionador e um cilindro tensor, deslizando sobre a mesa. O suporte dos corpos de prova fixa-os em relação à máquina, e ao mesmo tempo pode ser carregado com massas de valor conhecido. A força agindo sobre o corpo de prova corresponde ao peso das massas somado ao peso do suporte e ao do próprio corpo. Duas massas iguais e equidistantes do corpo de prova são usadas para que haja um carregamento uniforme.

A distância de deslizamento entre o corpo de prova e o abrasivo é determinada, em metros, por um hodômetro movido pela polia de transmissão de movimento à lixa. Para o caso de se efetuar os ensaios em condições de meio úmido, adaptou-se um sistema de irrigação de água à máquina. Este consiste de um tubo de cobre com perfurações, localizado próximo ao corpo de prova e ligado a uma mangueira de alimentação. A irrigação ocorre sobre a lixa no seu sentido transversal, de cima para baixo e ao lado do corpo de prova. Uma bandeja presa à máquina recolhe e evacua a água da máquina. Para se evitar que a água e as partículas de desgaste se espalhem pelo ambiente, todo o sistema é coberto por uma proteção de acrílico (figura 4.3).



- | | |
|----------------------------------|--------------------------------|
| A - Suporte | *H - Hodômetro |
| B - Motor | *I - Suporte do corpo de prova |
| C - Correia de transmissão | *J - Corpo de prova |
| D - Polia de acionamento da lixa | *K - Massa |
| E - Cilindro tensor | *L - Tomada de água |
| F - Mesa | *M - Bandeja |
| G - Lixa de correia | *N - Escoadouro |

Figura 4.1 - Máquina de ensaios de desgaste. As letras assinaladas por um asterisco indicam os componentes adaptados à lixadeira de origem.



- A - Polia de acionamento
- B - Cilindro de acionamento da lixa
- C - Lixa
- *D - Hodômetro
- *E - Suporte do corpo de prova
- *F - Articulação do suporte
- *G - Corpo de prova
- *H - Massas
- *I - Suporte do irrigador

Figura 4.2 - Sistema de fixação dos corpos de prova na máquina de ensaios de desgaste. As letras assinaladas por um asterisco indicam os componentes adaptados à lixadeira.

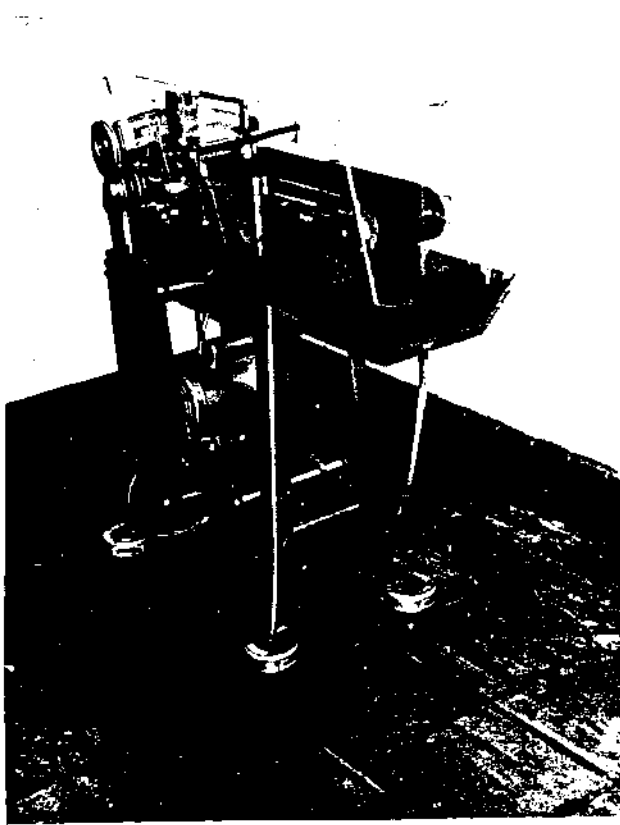


Figura 4.3 - Máquina de ensaios de desgaste, vendo-se a cobertura de acrílico.



Figura 4.4 - Corpos de prova

2.3 - Elaboração dos corpos de prova

Os corpos de prova para os ensaios de desgaste consistiram de cilindros de aço AISI-1020 que tiveram uma de suas bases revestidas por uma, duas e até três camadas das ligas para revestimento duro. A deposição das camadas efetuou-se por soldagem a arco recoberto, sendo que os corpos foram assim fornecidos pelo fabricante das ligas. Os eletrodos utilizados tinham um diâmetro de 4,00 mm para a liga B e de 3,25 mm para a liga A. Usou-se corrente contínua na soldagem , com intensidade compreendida entre 140 e 190 A para a liga B e entre 90 e 130 A para a liga A. A polaridade foi reversa (eletrodo positivo).

Após a deposição, os corpos de prova foram usinados em retificadoras plana e cilíndrica, sendo utilizado rebolo de carboneto de silício. As dimensões dos corpos de prova foram: 25 mm de altura e 40 mm de diâmetro. Na base oposta à revestida, foram feitos dois furos rosqueados, a fim de se prender os corpos de prova no suporte da máquina, por meio de parafusos. A figura 4.4 mostra dois destes corpos, vistos pela face revestida.

Como material de referência, utilizou-se nos ensaios de desgaste o aço AISI-1020. Os corpos de prova deste material foram da mesma forma e dimensão que os precedentes, sendo preparados, a partir de barras cilíndricas, por usinagem em torno. A superfície do cilindro a ser desgastada também foi retificada com rebolo de carboneto de silício.

2.4 - Metodologia dos ensaios de desgaste

2.4.1 - Variáveis consideradas

Avery⁽⁴²⁾ classifica as variáveis dos sistemas de desgaste abrasivo em dois grupos:

a) Variáveis de severidade, de natureza complexa e difíceis de serem controladas em testes. Elas incluem a angularidade, dureza, velocidade e ângulo de ataque das partículas abrasivas, a proporção de material removido e de material deformado da superfície, os esforços envolvidos, os fatores ambientais e os outros possíveis mecanismos de desgaste coadjuvantes,

Estas variáveis foram discutidas no Capítulo 2, e nos ensaios aqui efetuados, devido ao fato das partículas abrasivas estarem fixas na lixa, foi possível controlar sua velocidade.

b) Variáveis de conveniência, que podem ser controladas com facilidade em ensaios. Elas compreendem a distância de deslizamento entre a superfície ensaiada e o abrasivo, o tamanho da amostra e o tipo de abrasivo atuante.

Nathan e Jones⁽²⁸⁾ e Avery⁽⁴²⁾ determinaram uma relação linear entre o volume de material removido e a distância de deslizamento. Quanto à influência do tamanho da amostra (mais especificamente a área da superfície desgastada), Moore⁽⁹⁾ cita em sua revisão uma série de possíveis influências nos resultados em ensaios de desgaste. Entretanto, estas considerações são baseadas em parâmetros de difícil determinação, como a deterioração das partículas abrasivas e a profundidade dos sulcos de abrasão. Por esta razão, o tamanho das amostras neste trabalho foi escolhido apenas em função das exigências do método de deposição do revestimento.

A escolha do abrasivo conveniente para um determinado ensaio depende principalmente da sua degradação⁽⁴²⁾. As lixas, em particular, diminuem o seu poder abrasivo ao longo do processo de desgaste devido à degradação das arestas cortantes dos grãos abrasivos,

ã impregnação do material metálico desagregado entre os grãos e também devido aos grãos abrasivos que se fixam na superfície metálica⁽²⁶⁾. No método de ensaio aqui empregado, o abrasivo utilizado é recirculado, de modo que se deve esperar que ele degrade ao longo de cada ensaio efetuado. Vários outros dispositivos de ensaio abrasivo evitam que isto ocorra, mas de qualquer forma existem várias referências em que as investigações efetuadas usam um abrasivo reciclado^(24,51,52). Neste trabalho, a reciclagem do abrasivo foi mantida devido à permitir o uso de uma máquina de ensaio mais simples.

Para se atenuar o efeito de degradação, deve-se escolher um abrasivo de dureza suficientemente mais elevada do que as fases mais duras presentes no material ensaiado. Um abrasivo muito duro, porém, pode desgastar igualmente materiais que, com outros abrasivos mais moles, apresentariam sensíveis diferenças entre suas resistências ao desgaste. A escolha, portanto, deve ser um compromisso⁽⁴²⁾.

2.4.2 - Avaliação do desgaste ocorrido

A forma de apresentação dos resultados obtidos em ensaios de desgaste também não está ainda padronizada⁽¹⁶⁾. Um dos procedimentos mais empregados consiste em determinar a variação de massa sofrida pelos corpos de prova e apresentar os resultados dessa forma. Como existe uma grande variedade de métodos experimentais para ensaios de desgaste, e também um grande número de diferentes materiais pesquisados, é recomendável que se inclua as perdas de peso sofridas por um material de referência, nas condições do ensaio considerado. Isto permite uma comparação entre as diferentes investigações, e a liga de referência deve ser tal que sua composição seja a mais padronizada possível^(16,42). Entre estas ligas, os aços carbono de cons

trução mecânica são os mais aconselháveis por preencherem estes requisitos de padronização.

Os resultados obtidos são apresentados como a média de uma série de medidas efetuadas para cada amostra, e para se ter uma avaliação da reprodutibilidade, acrescenta-se a amplitude de medidas (diferenças entre o maior e o menor valor obtido)⁽⁴²⁾.

2.4.3 - Procedimento experimental

Todos os ensaios de desgaste foram efetuados utilizando-se lixas de óxido de alumínio de granulometria 80 mesh, o que corresponde a um tamanho do grão abrasivo de 0,175 mm em sua maior dimensão. A dureza média do óxido de alumínio é dada na tabela 3.2, variando entre 1800 e 1900 na escala Vickers. A velocidade de deslizamento da lixa em relação aos corpos de prova foi de 6,2 m/s, e para cada corpo de prova, utilizou-se uma lixa sem uso prévio.

Como parâmetros variáveis nos ensaios utilizou-se a carga agindo nos corpos de prova, que foi medida por meio de um dinamômetro de mola, e a distância de deslizamento. Foram também efetuados ensaios utilizando-se o dispositivo de irrigação de água da lixa, a fim de se simular as condições de abrasão em meio úmido.

Os ensaios de desgaste foram quantificados através de medidas de perda de massa. Cada corpo de prova, antes de ser ensaiado, foi limpo com acetona e pesado em uma balança de prato com precisão de 0,1 grama. Após o ensaio, os corpos de prova foram novamente limpos com acetona e pesados, para se determinar sua variação de massa.

3. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DESGASTADAS E DAS PARTÍCULAS DE DESGASTE

3.1 - Introdução

A análise das superfícies desgastadas e das partículas de desagregadas dos materiais, em um sistema de desgaste, constitui-se em uma valiosa fonte de informações a respeito do mecanismo de desgaste atuante, e das características dos materiais ensaiados⁽¹⁷⁾.

As superfícies metálicas desgastadas podem apresentar diversos aspectos, variando desde uma superfície polida até a presença de sulcos macroscópicos. O seu exame providencia informações tais como o mecanismo de desgaste atuante, a presença de partículas abrasivas penetradas no material e o desgaste seletivo dos seus diversos microconstituintes^(17,53-55).

As partículas desagregadas do material ensaiado permitem, através de seu formato, tirar conclusões bastante representativas a respeito do mecanismo de desgaste atuante. Admite-se que quando as partículas de desgaste observadas em dois diferentes dispositivos de ensaios são similares, o mecanismo de desgaste atuante em ambos é o mesmo^(16,56). Este princípio permite comparar diferentes investigações entre si, e também avaliar o grau com que um sistema de ensaios de desgaste consegue reproduzir as condições reais de uma determinada situação prática.

3.2 - Procedimento experimental

Durante os ensaios de desgaste, partículas do material desgastado são depositadas na superfície da lixa e arremessadas para a frente do cilindro tensor da máquina. Neste ponto, sobre a bandeja

de captação de água, foram colocados recipientes cilíndricos com um bocal de 15 mm de diâmetro. Devido a essa dimensão relativamente pequena, apenas uma fração das partículas projetadas penetra no recipiente. Como a velocidade da lixa é constante para todos os ensaios, e os recipientes foram sempre colocados no mesmo bocal, é razoável se esperar que o volume de partículas que é recolhido dessa maneira seja proporcional ao volume total de partículas desagregadas em um ensaio para determinado material. Este critério permite comparar o volume de material removido para os diferentes corpos de prova.

As partículas assim coletadas foram analisadas ao microscópio eletrônico de varredura para se observar os seus detalhes morfológicos. As amostras para esta finalidade foram preparadas despejando-se a totalidade do material recolhido em um ensaio, sobre uma camada fina de cola de grafite depositada em um suporte metálico. A avaliação de volume removido referida acima foi feita apenas visualmente ao microscópio. Devido à natureza limitada de uma estimativa assim realizada, as comparações só foram possíveis quando os volumes de material observado diferiram por margem apreciável.

As superfícies desgastadas também foram observadas ao microscópio eletrônico. No caso de superfícies que apresentaram um desgaste seletivo das diferentes fases presentes, foi feito um mapeamento da distribuição de elementos químicos por dispersão de energia de raios-X para se determinar a composição dessas fases.

Finalmente, procurou-se observar lixas no microscópio eletrônico, a fim de se verificar o desgaste ocorrido nos grânulos abrasivos e a sua impregnação por partículas metálicas. As observações foram efetuadas em amostras das lixas utilizadas para cada um dos materiais ensaiados, e também em amostras de lixas sem uso. As amostras foram coladas em suporte metálico, e revestidas com um filme

de carbono, a fim de se obter uma imagem adequada na tela do microscópio.

CAPÍTULO V - APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

1. Caracterização dos materiais ensaiados
2. Ensaio de desgaste
3. Análise das superfícies desgastadas e das partículas de desgaste

1. CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS ENSAIADOS

1.1 - Análises químicas

A tabela 5.1 fornece as composições químicas das ligas A e B, determinadas pelo método de dispersão de energia de raios X. Por este método não é possível se quantificar o teor de carbono dos materiais, e por esta razão acrescentou-se também as composições fornecidas pelo fabricante das ligas. Estas são dadas na tabela 5.2, tendo sido obtidas pelo processo de análise por via úmida, e a presença do carbono pôde ser quantificada.

A comparação entre os resultados obtidos nas duas análises mostra que eles são próximos, podendo as diferenças entre eles serem atribuídas a variações de composição inerentes ao processo de fabricação do material. Deve-se considerar também que as duas análises foram feitas por métodos diversos e em diferentes laboratórios, o que pode originar diferenças entre os resultados. Em face dessas ponderações, a relativa proximidade dos resultados permite se admitir que os teores de carbono das ligas analisadas neste trabalho também seriam próximos daqueles constantes na análise do fabricante.

Os resultados obtidos evidenciam que ambos os materiais são ligas à base de ferro, com teores elevados de carbono e cromo. A liga B apresenta o nióbio como elemento em maior quantidade, após o cromo, e também contém teores variados de outros elementos formadores de carbonetos (W, Mo e V). Ambas as ligas se enquadram no 2º grupo da classificação apresentada no capítulo três (materiais para revestimento, à base de ferro, com mais de 20% de elementos de liga).

Tabela 5.1 - Análises químicas das ligas A e B efetuadas por dispersão de energia de raios X.

LIGA	ELEMENTOS (% em peso)								
	Fe	C	Cr	Nb	Mo	W	V	Mn	Si
A	Bal	não detectado	24,82					2,50	1,65
B	Bal	não detectado	17,13	7,82	5,10	1,38	1,16	0,25	1,15

Tabela 5.2 - Análises químicas das ligas A e B efetuadas por via úmida, fornecidas pelo fabricante.

LIGA	ELEMENTOS (% em peso)								
	Fe	C	Cr	Nb	Mo	W	V	Mn	Si
A	Bal	3,00	26,8					1,57	1,70
B	Bal	3,20	15,20	7,30	7,20	1,50	0,90	0,27	2,20

1.2 - Análises microestruturais

1.2.1 - Microestrutura da liga A

As figuras 5.1 a 5.3 mostram as micrografias da liga A com apenas uma camada depositada. As análises pontuais com microsonda eletrônica evidenciaram que ela consiste de uma matriz de morfologia dendrítica, rica em ferro e contendo também cromo, manganês e silício em proporções decrescentes. Nos espaços interdendríticos, verifica-se uma segunda fase precipitada e finamente dispersa, rica em cromo e contendo também ferro em menor proporção. Embora esta análise não permita detectar a presença de carbono, pode-se afirmar que a fase rica em cromo é um carboneto desse elemento, que pode ou não também conter ferro em sua composição. Esta afirmação é baseada em extensivos trabalhos já publicados a respeito de materiais de composição, estrutura e forma de aplicações análogas às da liga A^(35,41,57-59). Análises por difração de raios X, a serem descritas posteriormente, confirmaram que este microconstituente é efetivamente um carboneto de cromo e ferro. As figuras 5.2 e 5.3 em particular mostram que estes carbonetos possuem uma morfologia caracteristicamente eutética. Nestas figuras, os carbonetos de cromo se apresentam como fases claras em relevo, e a matriz nas regiões interdendríticas é escura.

A figura 5.4 mostra a região de transição entre o material de base do corpo de prova (aço 1020) e a primeira camada da liga A. Observa-se que a ligação entre os dois materiais se fez sem que surgissem defeitos como trincas ou porosidades, demonstrando que a deposição foi corretamente efetuada.

As microestruturas da liga A para uma e duas camadas depositadas mostraram-se similares, sendo mostradas nas figuras 5.5

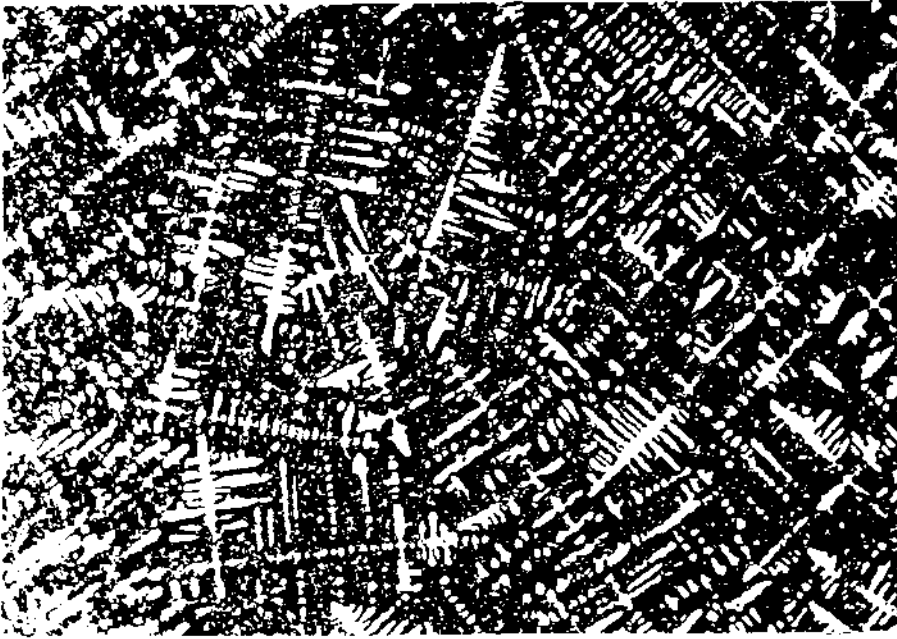


Figura 5.1 - Liga A, uma camada depositada. Dendritas ricas em ferro (fase clara) e aglomerados de carbonetos de cromo interdendríticos. Ataque: Vilella. Aumento: 72X. Ampliação: 3,3 X.



Figura 5.2 - Idem à figura 5.1. 1) Matriz. 2) Carbonetos de cromo. Ataque: Vilella. Aumento: 400X. Ampliação: 3,3X.

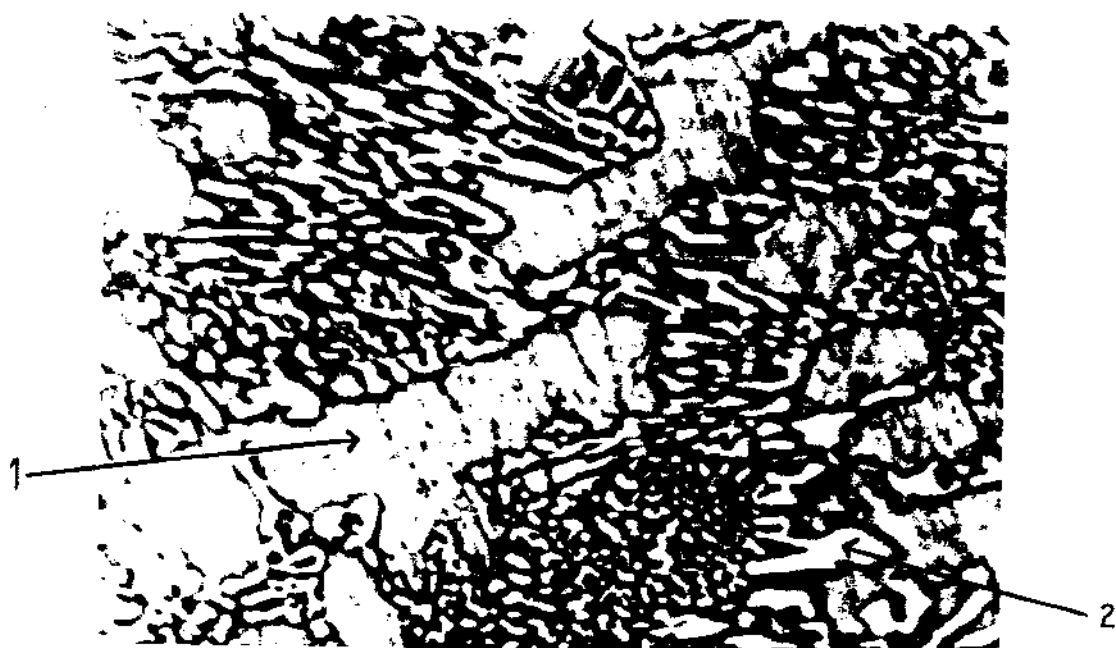


Figura 5.3 - Idem à figura 5.1. 1) Matriz. 2) Carbonetos de cromo. Ataque: Vilella. Aumento: 1000X. Ampliação: 3,3X.



Figura 5.4 - Seção transversal da primeira camada da liga A, observando-se a transição entre o material de base e o revestimento. Ataque: Vilella. Aumento: 50 X. Ampliação: 3,3 X.

e 5.6. Elas consistem em uma dispersão contínua e refinada de carbonetos de cromo em uma matriz à base de ferro. As composições destas duas fases são análogas às verificadas na primeira camada. Na figura 5.7 pode-se observar a transição entre a primeira e a segunda camada; tal transição não ficou evidente entre a segunda e a terceira camada.

A liga A com duas e três camadas apresentou carbonetos de cromo de formato acicular ou hexagonal de dimensões relativamente grandes (figura 5.8). A composição destes carbonetos é similar à daqueles de dimensões reduzidas, e sua ocorrência é esporádica, estando agrupados em regiões esparsas e isoladas da superfície observada. Não se constituem, portanto, no aspecto mais representativo do material.

A diferença de microestruturas entre as amostras de uma e mais camadas é devida ao efeito de diluição, conforme descrito por Avery⁽⁴¹⁾. Na primeira camada, a solidificação do depósito fundido ocorre inicialmente com a formação de dendritas primárias da matriz. O líquido interdendrítico remanescente, por sua vez, torna-se mais rico em cromo devido à rejeição de soluto pela matriz já solidificada. Ao atingir a composição eutética, esse líquido remanescente se solidifica, dando origem a um eutético de matriz e carbonetos de cromo.

A composição do material de segunda e terceira camadas sofre uma menor influência da diluição. Como resultado disso, a liga passa de uma composição hipoeutética (caso da primeira camada) para uma composição hipereutética, cuja solidificação se faz inicialmente pela precipitação de carbonetos primários ricos em cromo (carbonetos aciculares ou hexagonais de maior tamanho). A seguir, estes carbonetos são circundados pelo produto da reação eutética, que se constitui na matriz e nos carbonetos finamente dispersos^(41,58).

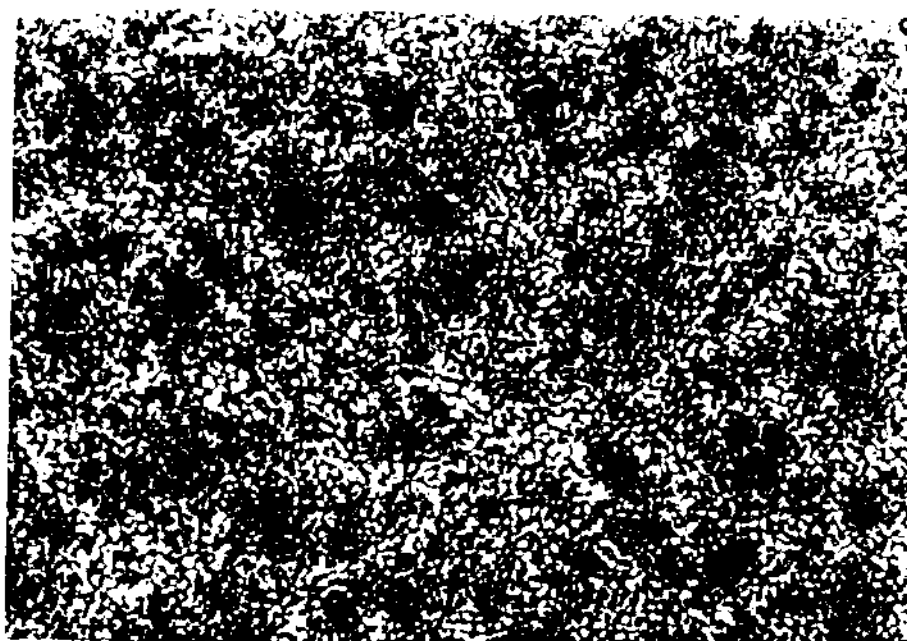


Figura 5.5 - Liga A, segunda e terceira camada depositada.
Ataque: Vilella. Aumento: 400X. Ampliação: 3,3X.



Figura 5.6 - Idem à figura 5.5. 1) Matriz. 2) Carbonetos de cromo.
Ataque: Vilella. Aumento: 1000X. Ampliação: 3,3X.



Figura 5.7 - Seção transversal de um revestimento da liga A mostrando a transição entre a primeira e a segunda camada. Ataque: Vilella, Aumento: 108 X, Ampliação: 3,3X.



Figura 5.8 - Liga A, terceira camada, Carbonetos de cromo hexagonais e aciculares em meio a outros de reduzidas dimensões. Ataque: Vilella. Aumento: 216 X, Ampliação: 3,3 X.

A análise das amostras no microscópio eletrônico com grandes aumentos mostrou que muitos dos carbonetos de dimensões reduzidas também possuem um formato hexagonal (figura 5.9). O exame da seção transversal da segunda e da terceira camada, por sua vez, permitiu constatar que muitos dos carbonetos apresentam um formato acicular (figura 5.10), e orientam-se verticalmente na camada depositada. Isto sugere que os carbonetos hexagonais de pequenas dimensões, observados na superfície do revestimento, são na realidade seções transversais dos carbonetos aciculares descritos acima. A orientação desses carbonetos ocorre na direção da máxima extração de calor na solidificação, o que nos revestimentos é feito principalmente pela superfície do depósito^(60,61).

1.2.2 - Microestrutura da liga B

As figuras 5.11 a 5.13 mostram micrografias da primeira camada da liga B. Analisando-a com a microsonda pontual, verificou-se que ela consiste em uma matriz de morfologia dendrítica rica em ferro, e contendo também cromo, tungstênio, molibdênio, vanádio, silício e manganês. Nos espaços interdendríticos, observa-se uma fase precipitada de morfologia eutética, que contém principalmente cromo, e também ferro e vanádio. As análises de distribuição de elementos ao longo de uma linha de referência, realizada por microsonda, e também análises por difração de raios X, identificaram esta fase como sendo um carboneto de ferro e cromo, no qual o vanádio estaria em solução sólida.

A liga B também apresenta uma nova fase, na forma de precipitados globulares ou facetados dispersos no material. Os procedimentos de análise descritos até aqui identificaram este microcons



Figura 5.9 - Liga A, superfície da terceira camada, observada no microscópio eletrônico. Verifica-se a presença de carbonetos hexagonais de pequenas dimensões, em meio a outros de formato irregular. Ataque: Vilella. Aumento : 5000 X. Redução: 1,3 X.

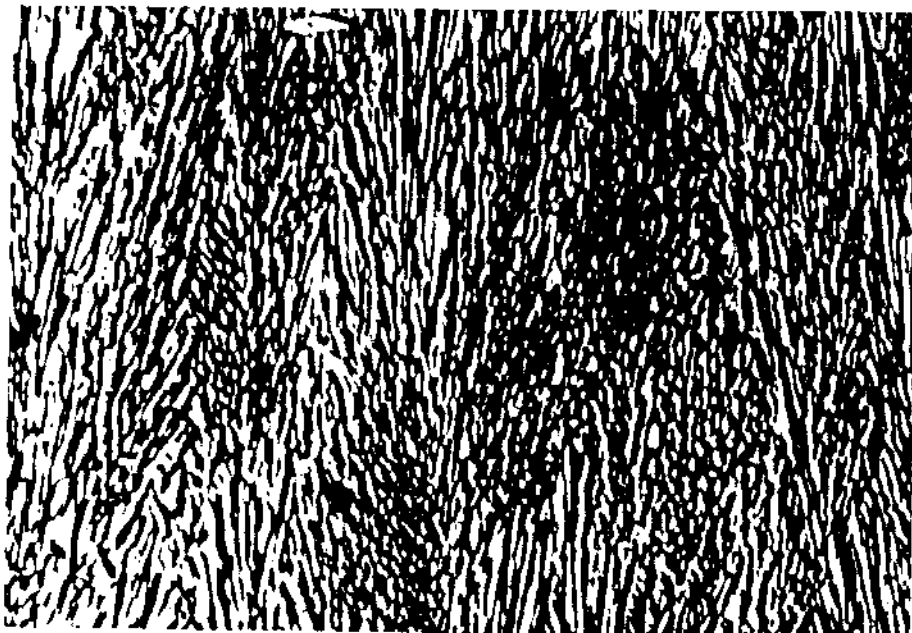


Figura 5.10 - Liga A, seção transversal da terceira camada. Observa-se carbonetos aciculares dispostos verticalmente no depósito. Ataque: Vilella. Aumento: 400X. Ampliação: 3,3X.

tituinte como sendo um carboneto de nióbio, contendo também molibdênio, tungstênio e vanádio. Para que eles ficassem visíveis nas micrografias, foi preciso atacar as amostras com uma solução de permanganato de potássio em hidróxido de sódio, que tingem estes carbonetos.

As microestruturas da liga B com uma e duas camadas depositadas não apresentaram entre si diferenças apreciáveis, e são mostradas nas figuras 5.14 a 5.16. Aqui também os carbonetos de cromo formam uma dispersão contínua na matriz de ferro. Os carbonetos de nióbio, por sua vez, possuem a mesma morfologia observada na primeira camada. A transição entre a primeira e a segunda camada pode ser observada na figura 5.17. Esta figura, e também a comparação entre as figuras 5.11 e 5.14, mostra que a distribuição dos carbonetos de nióbio é aproximadamente a mesma para as três camadas depositadas.

Assim como na liga A, em algumas regiões da terceira camada da liga B estão presentes carbonetos de cromo de dimensões relativamente grandes, de formato hexagonal (5.18). Estes carbonetos têm composição análoga à dos carbonetos dispersos na matriz da liga B. Aqui também eles ocorrem em algumas regiões isoladas e não representativas da amostra. Na figura 5.19 observa-se que um destes carbonetos engloba parcialmente um carboneto de nióbio, o que indica que ele solidificou-se após o carboneto de nióbio.

Uma outra analogia entre as ligas A e B é a presença de carbonetos de cromo de formato acicular, orientados segundo a direção de extração de calor na solidificação (figura 5.20).

A figura 5.21 é a imagem obtida em microscópio eletrônico da superfície da terceira camada da liga B, destacando carbonetos de nióbio. A figura 5.22 é a imagem obtida por emissão de raios X característicos do nióbio na região observada, evidenciando a con

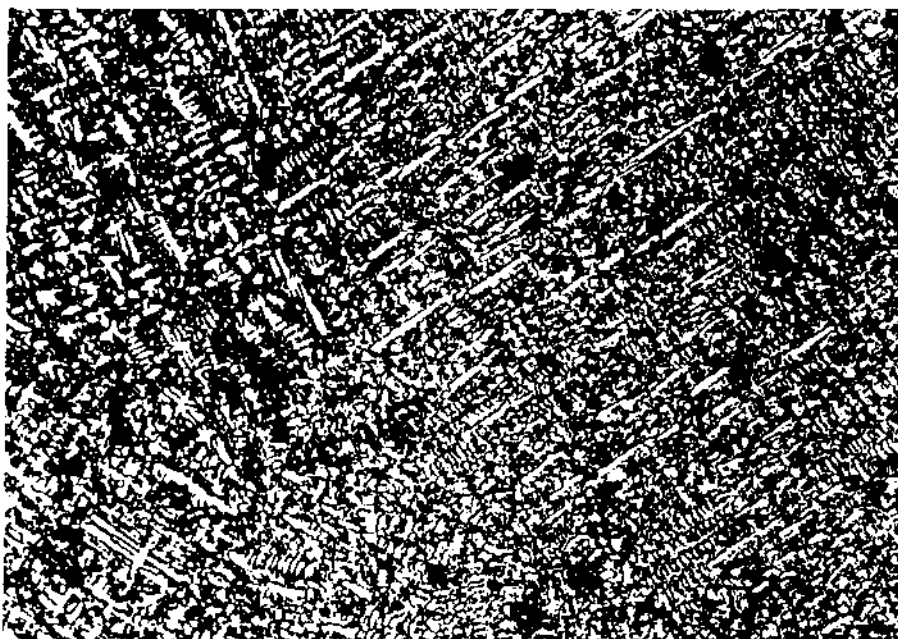


Figura 5.11 - Liga B, primeira camada depositada. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento: 72 X. Ampliação: 3,3 X.

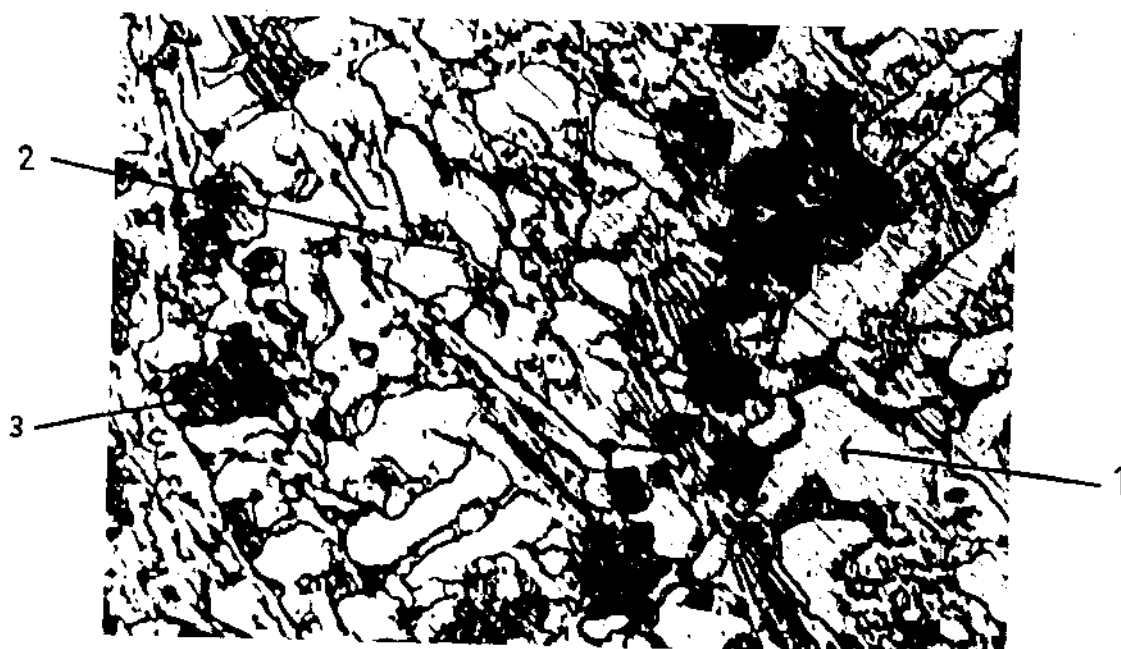


Figura 5.12 - Idem à figura 5.11, 1) Matriz, 2) Carbonetos de cromo, 3) Carbonetos de nióbio. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento: 400 X. Ampliação: 3,3 X.



Figura 5.13 - Idem ã figura 5.11. 1) Matriz. 2) Carbonetos de cromo. 3) Carbonetos de niobio. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento: 1000 X. Ampliação: 3,3 X.

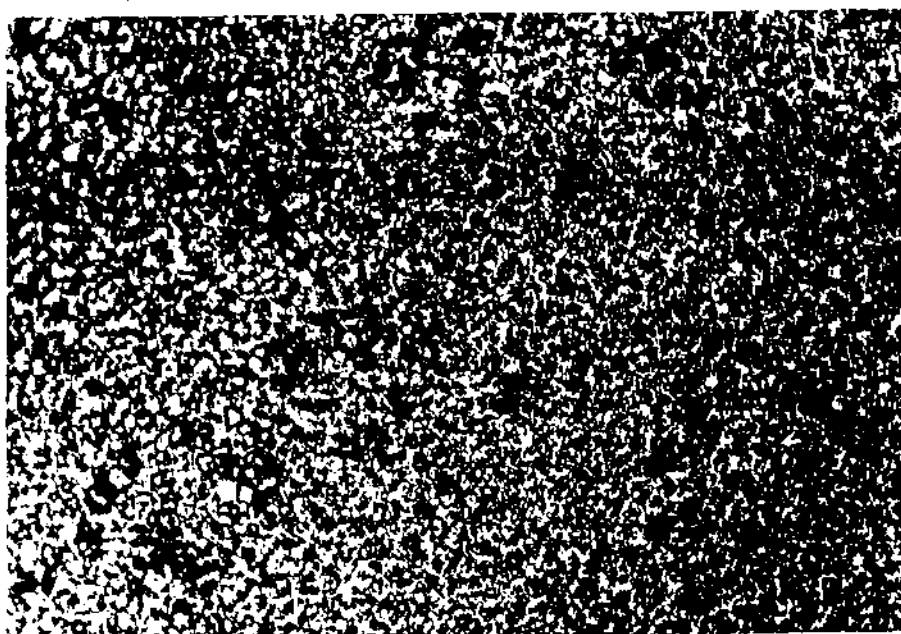


Figura 5.14 - Liga B, microestrutura típica da segunda e terceira camada. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento : 72 X. Ampliação: 3,3 X.

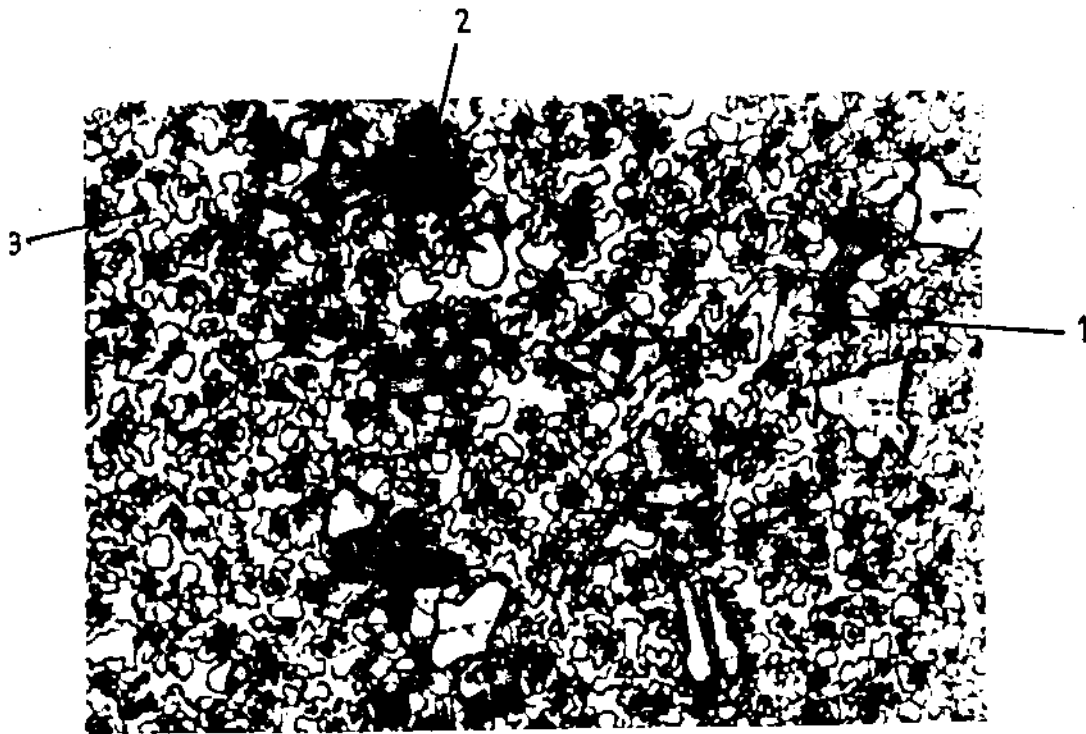


Figura 5.15 - Idem ã figura 5,14. 1) Matriz. 2) Carbonetos de cromo.
3) Carbonetos de niõbio. Ataque: Vilella e $KMnO_4$ em
 $NaOH$. Aumento: 400 X. Ampliação: 3,3 X.



Figura 5.16 - Idem ã figura 5,14, 1) Matriz. 2) Carbonetos de cromo.
3) Carbonetos de niõbio. Ataque: Vilella e $KMnO_4$ em
 $NaOH$. Aumento: 1000 X. Ampliação: 3,3 X.

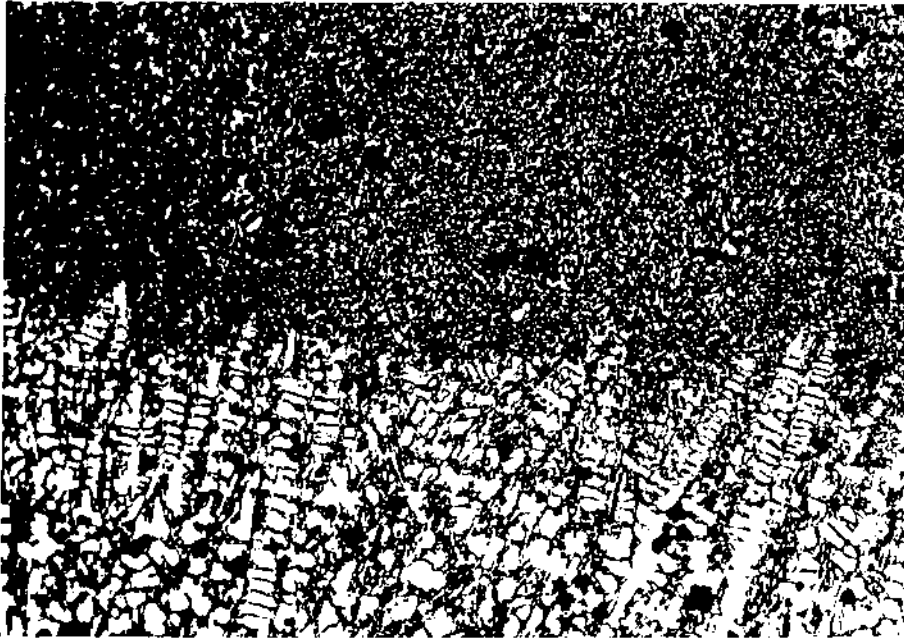


Figura 5.17 - Seção transversal de um revestimento da liga B mostrando a transição entre a primeira e a segunda camada. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento: 108 X. Ampliação: 3,3 X.

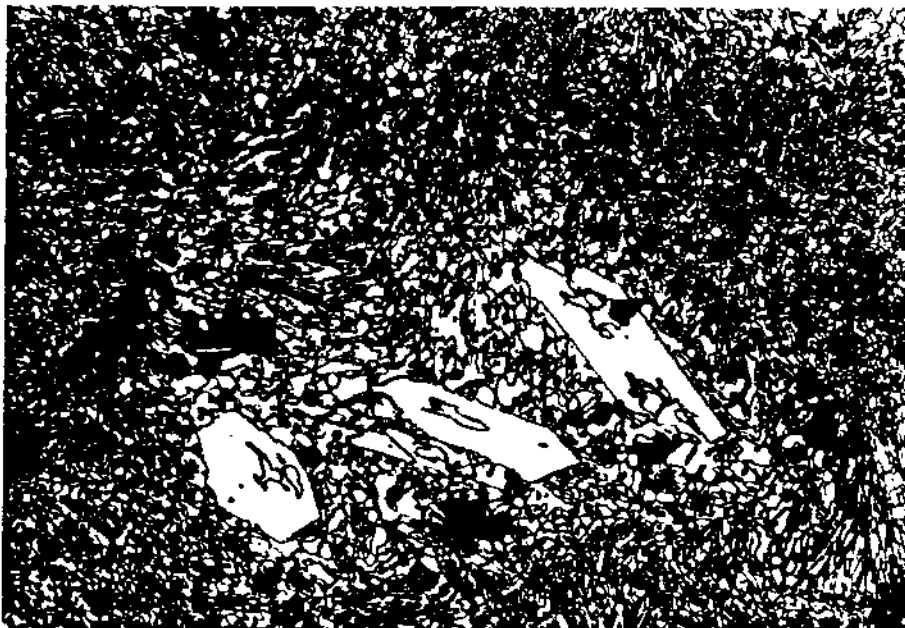


Figura 5.18 - Liga B, terceira camada. Carbonetos de cromo hexagonais, de maiores dimensões. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento: 216 X. Ampliação: 3,3 X.



Figura 5.19 - Liga B, terceira camada. Carboneto de cromo hexagonal envolvendo um carboneto de nióbio. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento: 1000 X. Ampliação: 3,3 X.

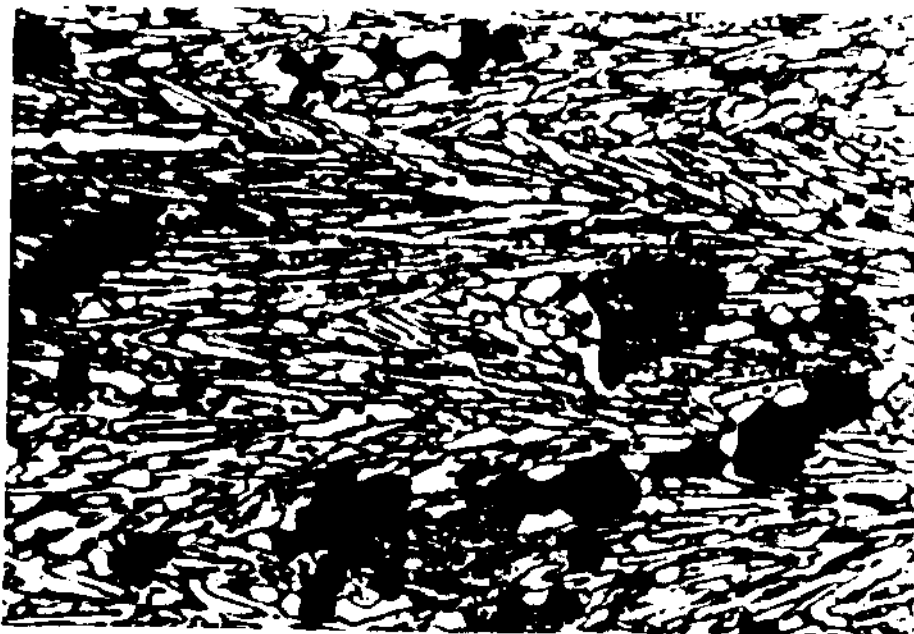


Figura 5.20 - Seção transversal da terceira camada da liga B, mostrando carbonetos de cromo de formato acicular. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento: 400 X. Ampliação: 3,3 X.



Figura 5.21 - Imagem de microscópio eletrônico da terceira camada da liga B, destacando carbonetos de nióbio. Sem ataque. Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.



Figura 5.22 - Imagem obtida por emissão de raios X característicos do nióbio, na região da figura 5.21. Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.

centração desse elemento nos carbonetos. A distribuição de pontos em outras regiões que não os carbonetos é em grande parte devida à radiação de fundo, não indicando necessariamente a presença de nióbio.

Em razão da presença de muitos elementos na liga B, procedeu-se a uma análise mais detalhada, por microsonda, na superfície da terceira camada deste material, para se determinar a distribuição dos elementos nas diversas fases presentes. Essa distribuição é mostrada ao longo de uma linha de referência na região observada, e é mostrada nas figuras 5.23 a 5.27. A região escolhida apresenta áreas em que há uma menor densidade de carbonetos diminutos de cromo, para que se avalie com maior precisão a presença dos elementos na matriz rica em ferro. Por esta análise, verifica-se a seguinte distribuição dos elementos segundo as diversas fases, avaliada pela intensidade dos picos observados:

Ferro: ausente nos carbonetos de nióbio, presente nos carbonetos de cromo hexagonais, e máxima quantidade na matriz.

Cromo: ausente nos carbonetos de nióbio, presente na matriz em proporção inversa ao ferro, máxima quantidade nos carbonetos de cromo hexagonais.

Nióbio: presente exclusivamente nos carbonetos de nióbio.

Carbono: distribuição variável ao longo da matriz, máxima quantidade nos carbonetos de cromo e nióbio.

Molibdênio: máxima quantidade nas regiões da matriz com menor densidade de carbonetos diminutos de cromo, presentes nos carbonetos de nióbio, e em pequena quantidade nos carbonetos hexagonais de cromo.

Tungstênio: distribuição irregular, com máxima quantidade nos carbonetos de nióbio e nas regiões da matriz com

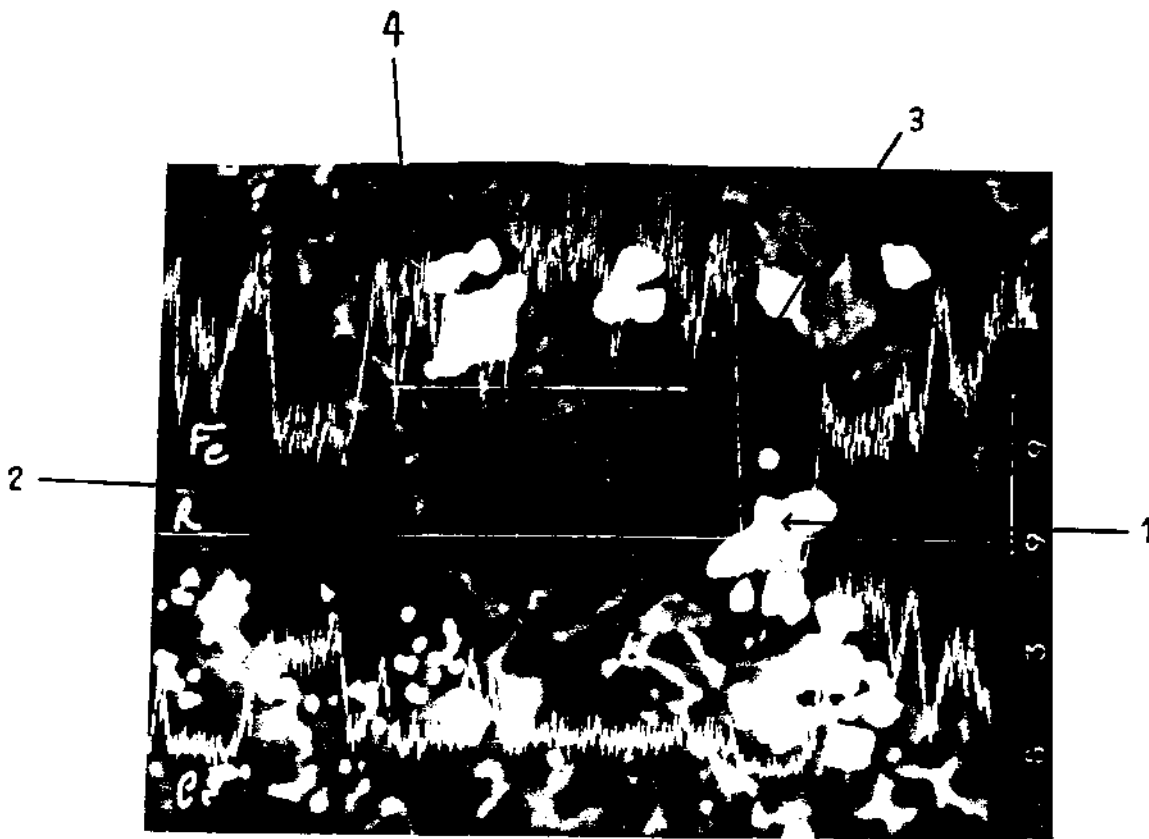


Figura 5.23 - Distribuição dos elementos Fe e Cr ao longo da linha R na terceira camada da liga B. Sem ataque. Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.

- 1) Carboneto de nióbio
- 2) Carboneto de cromo
- 3) Região de matriz contendo dispersão compacta de diminutos carbonetos de cromo.
- 4) Região de matriz contendo uma menor densidade de carbonetos diminutos de cromo.

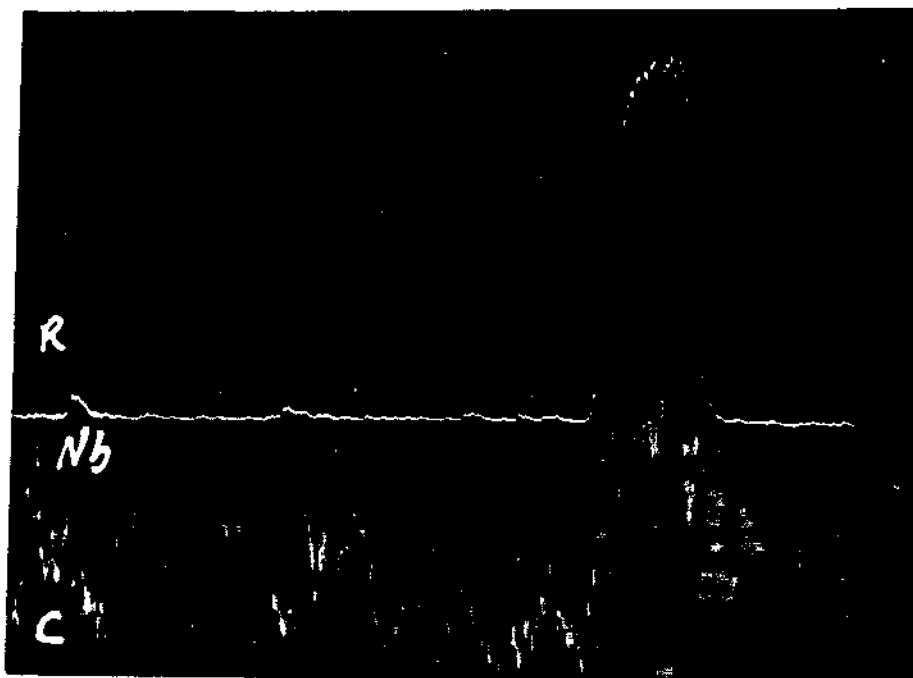


Figura 5.24 - Idem à figura 5.23. Elementos: Nb e C. Sem ataque.
Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.

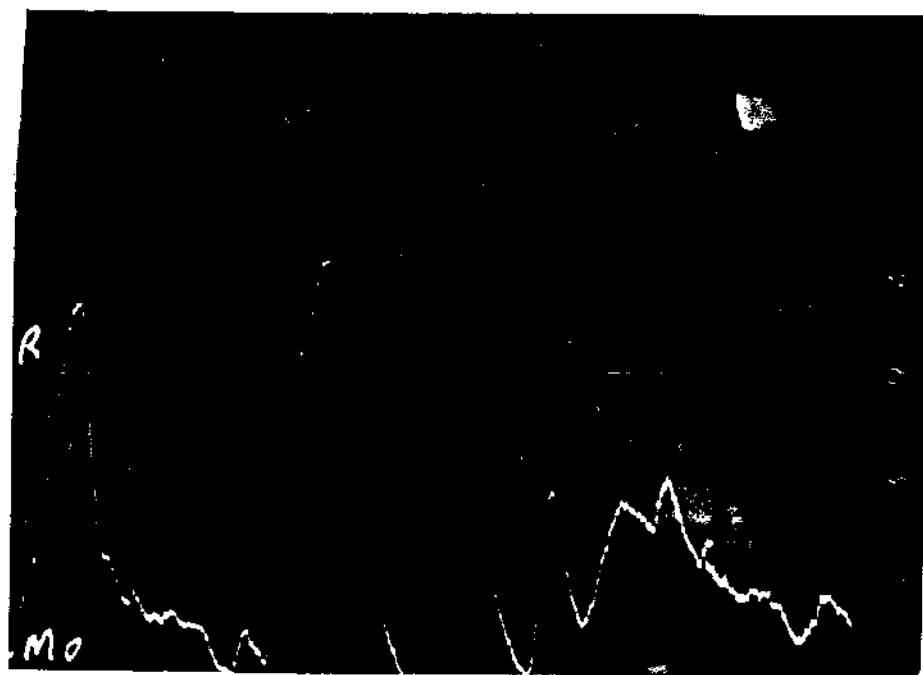


Figura 5.25 - Idem à figura 5.23. Elemento : Mo. Sem ataque. Au-
mento: 1000 X. Redução: 1,3 X.

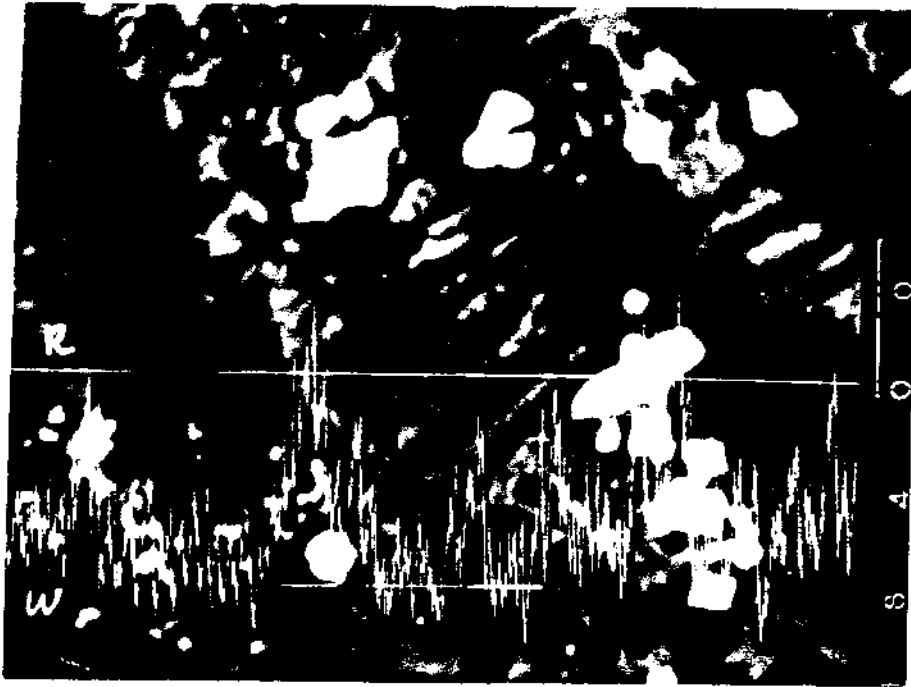


Figura 5.26 - Idem ã figura 5.23, Elemento:W. Sem ataque, Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.

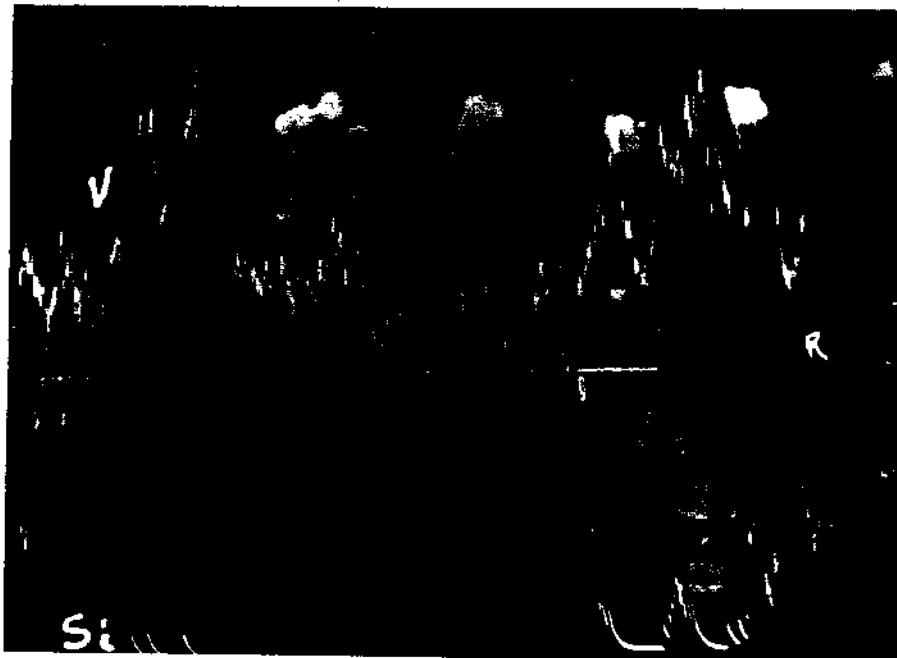


Figura 5.27 - Idem ã figura 5.23, Elementos: Si e V. Sem ataque. Aumento: 1000 X, Redução: 1,3 X.

menor quantidade de carbonetos de cromo.

Vanádio: distribuição irregular, com máxima quantidade nos carbonetos de cromo e nióbio.

Silício: presente na matriz e ausente nos carbonetos.

As distribuições observadas estão de acordo com os resultados obtidos através de microsondagens pontuais. Maiores comentários a respeito da presença dos diversos elementos nas fases da liga B são feitos na apresentação dos resultados das análises por difração de raios X.

1.2.3 - Comparação entre as microestruturas das ligas A e B

As microestruturas das ligas A e B, para um mesmo número de camadas depositadas, são semelhantes. A diferença básica entre elas é a presença na liga B de carbonetos ricos em nióbio, cuja morfologia, quantidade e distribuição são aparentemente independentes do número de camadas depositadas. Os demais elementos de liga no material B não formaram fases especificamente ricas nestes elementos, estando eles distribuídos nas fases contendo principalmente ferro, cromo e nióbio.

Ambos os materiais são considerados ferros fundidos brancos com alto teor de cromo^(34,41,58) e a liga B constitui uma variação desta classificação básica, devido ao seu alto teor de elementos de liga além do cromo⁽⁴⁾. Esta consideração, e a similaridade entre os materiais analisados, permite assumir para a liga B a mesma sequência de solidificação já descrita para a liga A, no que concerne às fases comuns às duas ligas. Os carbonetos de nióbio, por sua vez,

constituem-se em fases caracteristicamente primárias, e há evidências de que eles são as primeiras fases a se solidificar, conforme foi observado ao se comentar a figura 5.19.

1.3 - Análises por difração de raios X

As análises por difração de raios X foram feitas em amostras das ligas A e B, na superfície da terceira camada. As figuras 5.28 e 5.29 mostram os espectros obtidos e, a partir deles, foi possível identificar as fases presentes utilizando-se de dados já publicados⁽⁶²⁾.

A área sob cada pico resultante no espectro é proporcional à quantidade presente do composto correspondente, e a partir disso seria possível efetuar uma análise quantitativa. Entretanto, pelo fato de determinados parâmetros, que são utilizados nesse procedimento, não terem sido ainda determinados para algumas das fases identificadas, a quantidade de cada fase em relação às demais só foi avaliada visualmente.

A liga A apresentou três fases, a saber:

- 1) Ferrita (Fe- α), que corresponde à forma alotrópica do ferro de estrutura cúbica de corpo centrado, e que foi a fase presente em maior quantidade.
- 2) Austenita (Fe- γ), que é a forma alotrópica do ferro de estrutura cúbica de face centrada, em quantidade sensivelmente inferior à da ferrita.
- 3) Carboneto complexo de cromo e ferro de estequiometria $(Cr,Fe)_7 C_3$, de estrutura hexagonal, e que é a fase em menor quantidade presente.

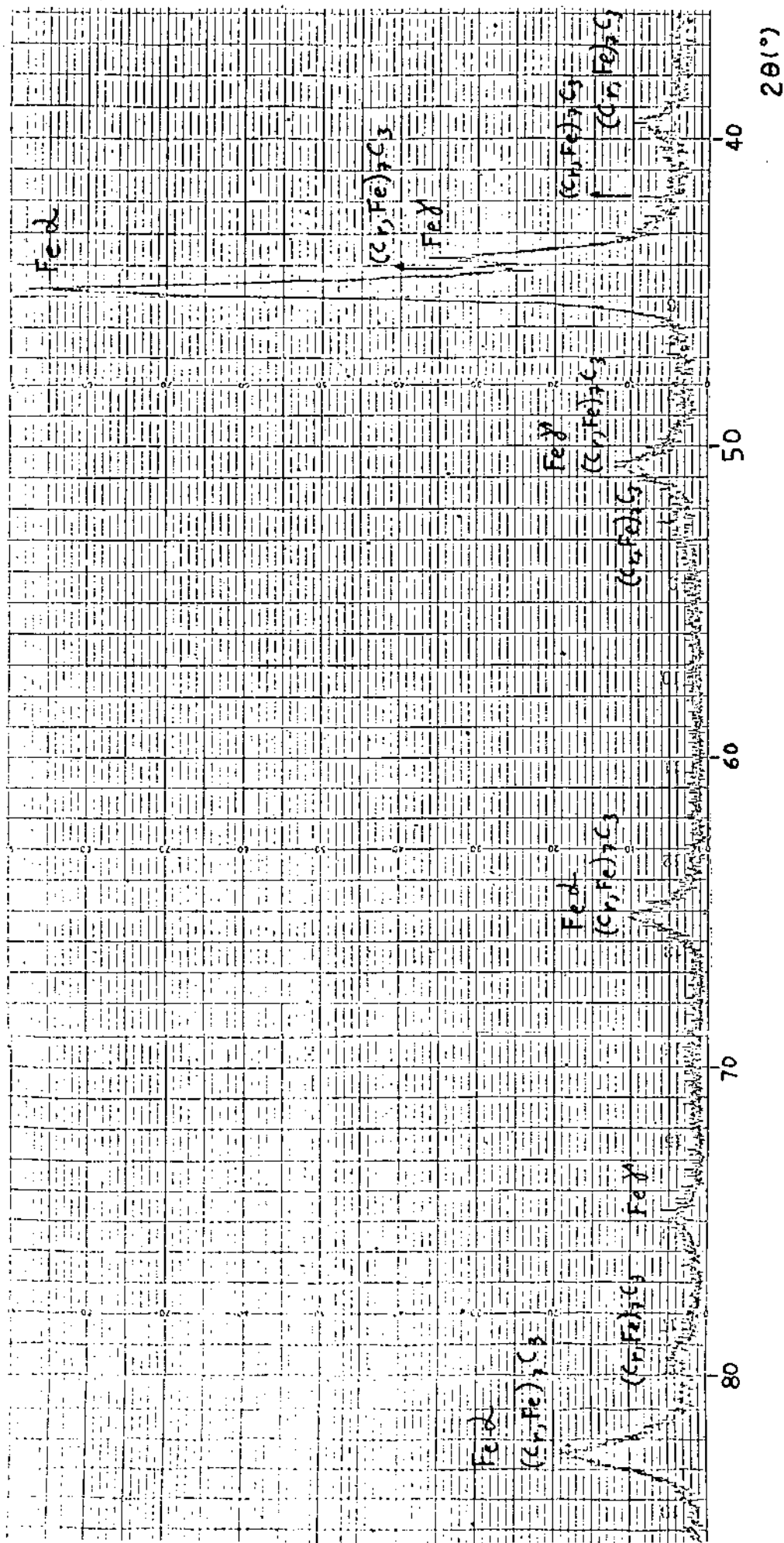


Figura 5.28 - Perfil de difração de raios X da superfície da terceira camada da liga A

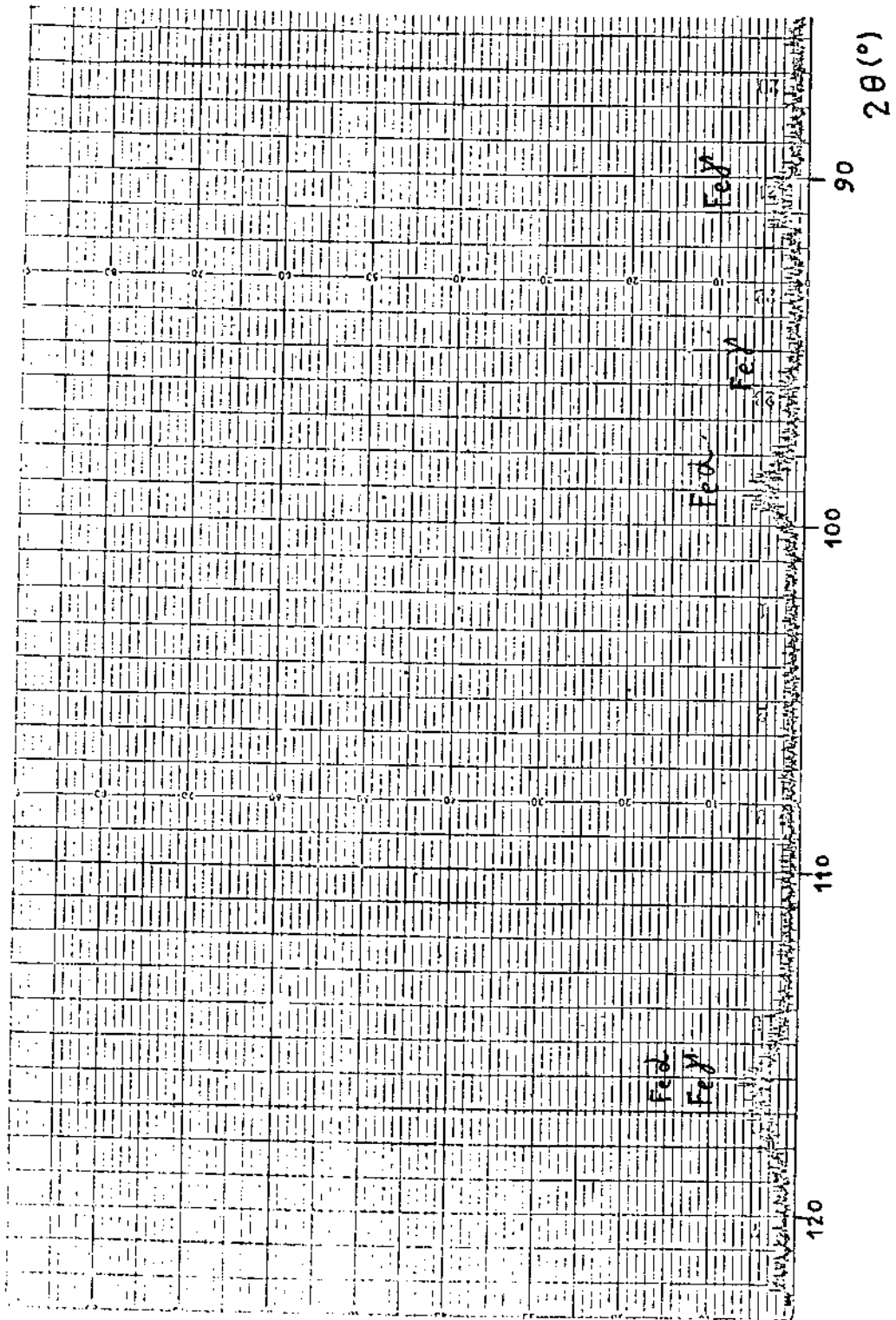


Figura 5.28 (continuação)

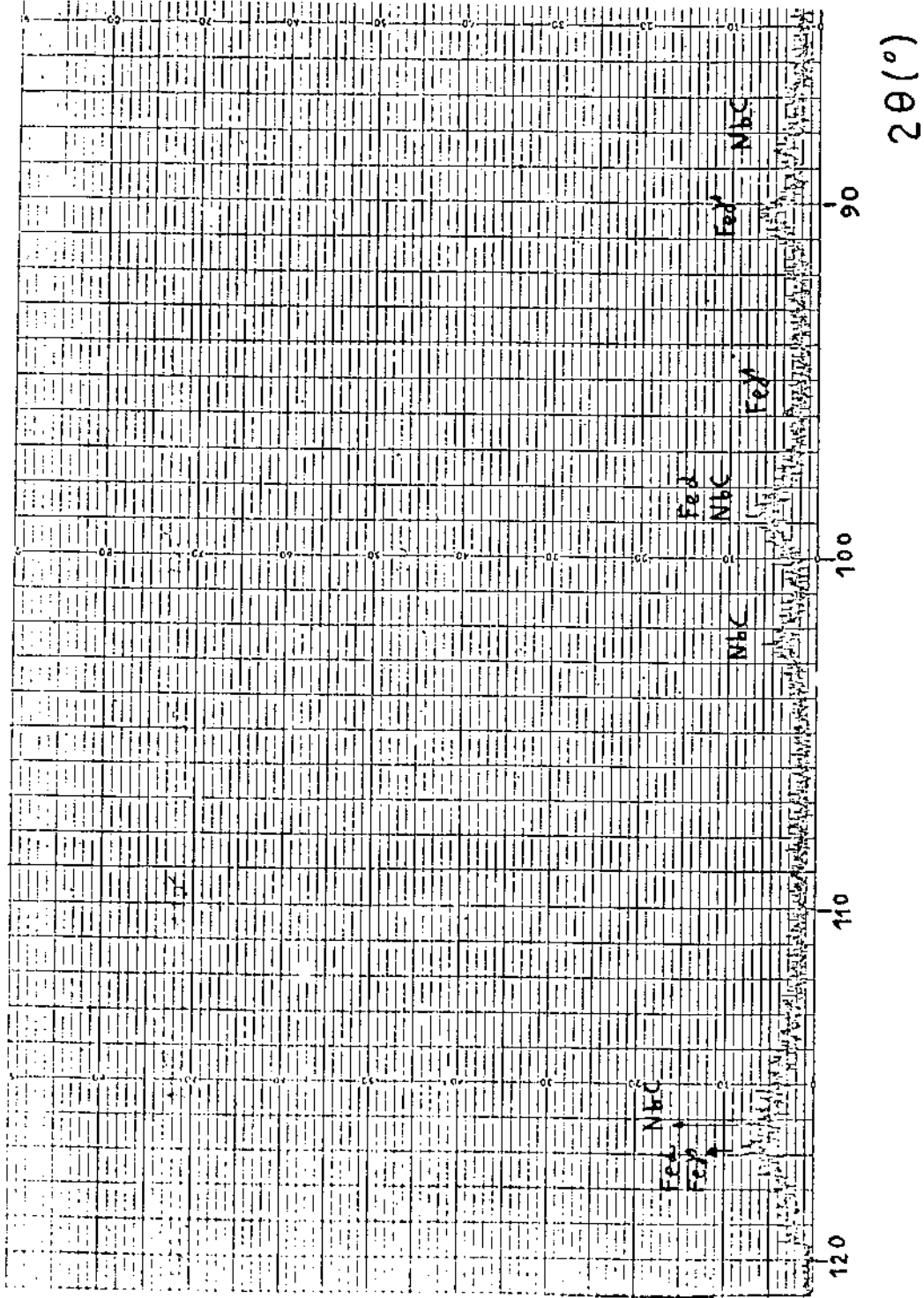


Figura 5,29 (continuação)

A liga B, por sua vez, apresentou a seguinte composição:

- 1) Ferrita (Fe- α) como fase predominante
- 2) Austenita (Fe- γ)
- 3) Carbonetos de cromo e ferro (Cr,Fe) $_7$ C $_3$
- 4) Carbonetos de nióbio (NbC) de estrutura cúbica de face centrada.

As quantidades relativas das últimas três fases são aparentemente equivalentes.

Estes resultados complementam aqueles já obtidos nas análises microestruturais, e a partir da comparação entre eles pode-se afirmar que:

- 1) A liga A constitui-se de uma matriz predominantemente ferrítica, e contendo certa proporção de austenita, com os elementos cromo, manganês e silício em solução sólida. A segunda fase presente é um carboneto de composição (Cr,Fe) $_7$ C $_3$ finamente disperso na matriz. Este carboneto eventualmente se apresenta também como um precipitado primário, de formato hexagonal ou acicular, e de dimensões relativamente grandes.
- 2) A liga B apresenta a mesma estrutura acima descrita para a liga A, e mais o carboneto primário de nióbio NbC. A sua matriz também contém vanádio, tungstênio e principalmente molibdênio como elementos em solução sólida. Por outro lado, a presença destes três elementos no carboneto de nióbio poderia sugerir que tal fase fosse, na realidade, um carboneto complexo de todos os elementos presentes. A análise de difração de raios X, entretanto, evidenciou tratar-se efetivamente do NbC, e os demais elementos estão portanto nele dissolvidos.

A constatação de que a matriz de ambas as ligas é predominantemente ferrítica merece alguns comentários particulares. Os ferros fundidos brancos ao alto cromo constituem-se em uma categoria de materiais suficientemente conhecidos e analisados^(41,57,58). A maioria das informações disponíveis fazem referência a matrizes totalmente austeníticas, totalmente martensíticas ou ainda à combinação de ambas. A matriz martensítica pode ou não ser resultado de tratamentos térmicos. A presença de ferrita, nas ligas aqui analisadas, constitui-se portanto em um fato complementar a estas informações.

Embora a austenita não seja uma fase estável à temperatura ambiente, sabe-se que o aumento do teor de carbono nas ligas à base de ferro reduz sua velocidade de transformação em ferrita durante a solidificação. O cromo, também estabilizador da ferrita, igualmente reduz esta velocidade. Jackson⁽⁵⁸⁾ cita estes fenômenos, associados com velocidades de resfriamento relativamente rápidas, como responsáveis da estabilização da austenita à temperatura ambiente. De outro lado, Bailey e Samuels⁽⁶³⁾ fazem referências a cuidados especiais, no tocante às velocidades de resfriamento nos processos de produção, para evitar que o alto teor de cromo leve à formação de ferrita, em casos onde o desejável seria uma matriz martensítica.

No trabalho aqui desenvolvido, sugere-se que a presença de ferrita nos materiais analisados é resultante da combinação dos fatores composição das ligas e velocidade de resfriamento característica de revestimentos duros (resfriamento ao ar após deposição).

As considerações feitas acima são particularmente válidas para a liga A. No caso da liga B, não existem informações suficientes na literatura para que se possa avaliar a influência de todos os elementos de liga na determinação do tipo de matriz.

Uma dúvida poderia persistir quanto à exata identificação

das matrizes, decorrente do fato de que os espectros de difração de raios X da ferrita e da martensita são iguais⁽⁶⁴⁾. Esta incerteza é esclarecida através da análise das microestruturas, que não revelaram a presença de martensita.

Procurou-se também distinguir as fases ferrita e austenita através de ataques metalográficos seletivos, como os reagentes de Kalling e de Murakami, mas não se obteve sucesso com este procedimento.

1.4 - Ensaaios de dureza

1.4.1 - Medidas de macrodureza

As medidas de macrodureza foram efetuadas em dez diferentes pontos na superfície revestida de cada corpo de prova ensaiado. Para um determinado número de camadas depositadas, seguiu-se esse procedimento para dois diferentes corpos de prova, sem que a média das dez medidas de cada um deles apresentasse uma diferença significativa entre si. Os resultados obtidos são dados na tabela 5.3, e constituem a média de dez medidas em um corpo de prova.

Observa-se que há um sensível aumento de dureza quando se passa de uma para duas camadas depositadas, em virtude da diluição. Ao se passar da 2ª para a 3ª camada, a diferença é menos sensível (liga B) ou inexistente (liga A). Estes resultados podem ser relacionados com as microestruturas observadas, que são similares entre a segunda e a terceira camada, e diferem em relação à primeira. O efeito de diluição, portanto, tem influência na macrodureza do material.

1.4.2 - Medidas de microdureza

As medidas de microdureza das diversas fases já descritas na análise de microestruturas não variaram em função da composição da liga e do número de camadas depositadas. Por exemplo, os carbonetos $(Cr,Fe)_7C_3$ de maiores dimensões apresentaram, dentro de uma determinada amplitude de medidas, valores sempre próximos, qualquer que fosse o material ou número de camadas depositadas. Esse fato simplifica a forma de apresentação dos resultados, que são dados na tabela 5.4. As medidas foram realizadas, para cada fase, em diversos pontos de um mesmo corpo de prova e também em diferentes corpos de prova. Os resultados são dados na forma de uma faixa de valores dentro da qual as medidas se distribuíram.

A microdureza da matriz só pôde ser determinada nas dendritas da primeira camada. Devido ao tamanho muito reduzido dos carbonetos de cromo dispersos na matriz, as medidas nestas regiões são influenciadas tanto pelos carbonetos quanto pela própria matriz (figura 5.30).

Os valores obtidos concordam com aqueles constantes na tabela 3.2. As microdurezas dos carbonetos de nióbio, por sua vez, também são próximas do valor citado por Heisterkamp e Keown⁽⁶⁵⁾, que é de 2.400 Vickers.

A variação dos valores de macrodureza em função do número de camadas depositadas pode ser interpretada através dos valores de microdureza. Ao se passar de uma para duas camadas, a fase menos dura (dendritas da matriz), cede lugar a uma dispersão de carbonetos, o que aumenta a dureza global do revestimento.

Pode-se verificar também que os valores de macrodureza para as ligas A e B com uma camada são próximos entre si, o que sugere que nesse caso a influência da matriz dendrítica é mais determi

Tabela 5.3 - Medidas de dureza

Liga	Dureza (RC)		
	1 camada depositada	2 camadas depositadas	3 camadas depositadas
A	50	58	58
B	52	62	65

Tabela 5.4 - Medidas de microdureza

Microconstituintes	Microdureza (Vickers)
Matriz dendrítica, 1ª camada	500 - 800
Dispersão de carbonetos $(Cr,Fe)_7C_3$ na matriz	600 - 1000
Carbonetos hexagonais ou aciculares $(Cr,Fe)_7C_3$	1.100 - 1.500
Carbonetos de nióbio NbC	2.300 - 2.500



Figura 5.30 - Impressão para medida de microdureza em região com dispersão de carbonetos. Liga B , terceira camada. Ataque: Vilella e KMnO_4 em NaOH . Aumento: 720 X. Ampliação: 3,3 X.

nante que a dos carbonetos. Ao se aumentar o número de camadas, a influência dos carbonetos é realçada, e a presença de carbonetos de nióbio na liga B lhe confere maior dureza em relação à liga A.

2. ENSAIOS DE DESGASTE

2.1 - Apresentação dos resultados

Os ensaios de desgaste foram realizados, sob determinadas condições fixas, com um total de três corpos de prova para cada combinação de tipo de liga e número de camadas depositadas.

As condições iniciais utilizaram os seguintes parâmetros:

- a) Distância de deslizamento: 2.500 m
- b) Força de compressão no corpo de prova: 29,4 N

Os resultados obtidos são dados na tabela 5.4. Como não se detectou variação de massa para a liga B com mais de uma camada, dentro da precisão das medidas efetuadas, dobrou-se a distância de deslizamento. Os resultados obtidos para esta nova condição constam na tabela 5.5.

Uma vez que a liga A e o aço de referência apresentaram uma maior variação de massa com o aumento da distância, e o mesmo não ocorreu com a liga B, foram efetuados ensaios sob condições ainda mais severas apenas para esta última liga. Isto foi feito aumentando-se a força para 49,0 N, e apenas um corpo de prova para cada número de camadas foi ensaiado. Ainda assim, o valor obtido para a primeira camada não se alterou sensivelmente em relação às condições iniciais, e não se detectou perda de massa para a segunda e a terceira camada,

Um último ensaio foi realizado sob as condições iniciais,

Tabela 5.4 - Resultados dos ensaios de desgaste. Abrasivo: óxido de alumínio, 80 mesh, Velocidade: 6,2 m/s. Força: 29,4 N. Distância de deslizamento: 2.500 m

		Perda de massa (10^{-3} Kg) (resultados de 3 ensaios)					
Liga	1 camada		2 camadas		3 camadas		
A	2,6	Média	1,5	Média	1,5	Média	
	2,2	2,3	1,1	1,4	1,0	1,3	
	2,1		1,6		1,3		
B	0,1	Média	0,0	Média	0,0	Média	
	0,0	0,03	0,0	0,0	0,0	0,0	
	0,0		0,0		0,0		
Aço 1020	8,2				Média		
	13,1				10,2		
	9,3						

Tabela 5.5 - Resultados dos ensaios de desgaste. Abrasivo: óxido de alumínio, 80 mesh, Velocidade: 6,2 m/s. Força: 29,4 N. Distância de deslizamento: 5.000 m

		Perda de massa (10^{-3} Kg) (resultados de 3 ensaios)					
Liga	1 camada		2 camadas		3 camadas		
A	4,1	Média	1,8	Média	1,9	Média	
	4,6	4,7	2,2	2,2	2,3	2,1	
	5,4		2,0		2,1		
B	0,1	Média	0,0	Média	0,0	Média	
	0,1	0,06	0,0	0,0	0,0	0,0	
	0,0		0,0		0,0		
Aço 1020	17,5				Média		
	20,2				18,3		
	17,2						

irrigando a lixa com água, visando simular condições de abrasão em meio úmido. Os resultados correspondentes estão na tabela 5.6.

2.2 - Discussão dos resultados

Os resultados obtidos nos ensaios de desgaste, sob as condições experimentais específicas já descritas, permitem fazer as seguintes considerações:

- 1) A variação de massa sofrida pelo aço 1020 e pela liga A respondeu de maneira aproximadamente linear ao incremento da distância de deslizamento. Esta constatação concorda com os resultados de Nathan e Jones⁽²⁸⁾ e Avery⁽⁴²⁾ já comentados no item 2.4.1 do capítulo IV. Este fato também evidencia que a degradação do abrasivo utilizado não exerceu influência nos resultados de maneira apreciável, conforme o exposto naquele mesmo item.
- 2) A influência da diluição na resistência ao desgaste da liga A pôde ser avaliada, sendo que a perda de massa decresceu com o aumento do número de camadas depositadas. A diferença entre as perdas de peso sofridas pela primeira e pela segunda camada foi maior do que a mesma diferença para a segunda e a terceira camada. Assim, a resistência ao desgaste da liga A nas condições dos ensaios é virtualmente a mesma para a segunda e a terceira camada, e apreciavelmente maior do que a da primeira camada. Da mesma forma que para a macrodureza, este comportamento pode ser associado à microestrutura do material. Na primeira camada, a presença de dendritas da matriz

Tabela 5.6 - Resultados dos ensaios de desgaste com irrigação de lixa

Abrasivo: óxido de alumínio, 80 mesh, molhado continuamente em água

Velocidade: 6,2 m/s

Força: 29,4 N

Distância de deslizamento: 2.500 m

		Perda de peso (10^{-3} Kg) (resultados de 3 ensaios)					
Liga		1 camada		2 camadas		3 camadas	
A		1,8	Média	1,4	Média	0,4	Média
		2,0	1,9	1,3	1,2	0,3	0,5
		1,9		0,9		0,7	
B		0,0	Média	0,0	Média	0,0	Média
		0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
		0,0		0,0		0,0	
Aço 1020		7,6				Média	
		9,7				8,7	
		8,8					

influem negativamente na resistência ao desgaste, devido a esta ser uma fase de microdureza inferior à apresentada pela dispersão de carbonetos na matriz. Ao se passar para duas ou três camadas, a área superficial ocupada por esta dispersão é maior, uma vez que as dendritas não estão mais presentes, e conseqüentemente a resistência ao desgaste aumenta^(11,40,41).

- 3) As condições dos ensaios não foram suficientemente severas para se poder quantificar o desgaste sofrido pela liga B. Este desgaste, entretanto, ocorreu efetivamente, pois houve desagregação de material do revestimento, em cuja superfície foram também observados sulcos característicos do processo abrasivo.

Os resultados obtidos com a liga B permitem constatar que a medida de microdureza não é um índice válido para se avaliar a resistência ao desgaste ocorrido nos ensaios. Por exemplo, a liga A com três camadas apresentou uma dureza de 58 RC, sensivelmente maior que a da liga B com 1 camada (52 RC). Entretanto, a perda de massa deste último revestimento chegou a ser cerca de vinte vezes inferior ao da liga A com três camadas sob determinadas condições.

- 4) Nas condições de ensaio em meio úmido, esperava-se um aumento do desgaste ocorrido nos materiais, em função do efeito de remoção de partículas de desgaste que impregnaram a lixa, conforme comentado no item 3.2.6 do capítulo II.

Uma vez que as perdas de massa verificadas foram na realidade inferiores às determinadas com o abrasivo seco, esse efeito não exerceu influência no processo de desgaste.

Considerando-se o efeito de aquecimento da superfície desgastada, já comentado no item 3.2.4 do capítulo II, poder-se-ia atribuir a menor severidade do desgaste o corrido em meio úmido ao efeito de refrigeração proporcionado pelo fluxo de água.

3. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DESGASTADAS E DAS PARTÍCULAS DE DESGASTE

3.1 - Análise das superfícies desgastadas

As imagens obtidas na análise das superfícies desgastadas com microscópio eletrônico foram comparadas com trabalhos já publicados sobre estudos dessa natureza^(26,53-55). As interpretações dos resultados aqui obtidos baseiam-se nesse procedimento. Todas as amostras foram observadas sem ataque metalográfico.

A superfície do aço 1020, desgastado nas condições de ensaio iniciais (distância de deslizamento: 2.500 m; força: 29,4 N), é mostrada na figura 5.31. Estão presentes sulcos adjacentes característicos do processo de microusinagem das partículas abrasivas da lixa. Quando vários sulcos se superpõem, os bordos dos sulcos primitivos são deformados, resultando em uma região de menor rugosidade que a observada no caso de sulcos apenas adjacentes. Na superposição também são formadas escamas originadas dos bordos dos sulcos deformados. Também são observadas crateras em meio aos sulcos, o que é uma característica menos comum nos processos abrasivos.

Na figura 5.32, observa-se a superfície da liga A com três camadas, também desgastada nas condições iniciais. Em comparação com a superfície do aço 1020, vê-se que a rugosidade aparente na liga A é sensivelmente menos acentuada do que no aço 1020. Isso pode ser

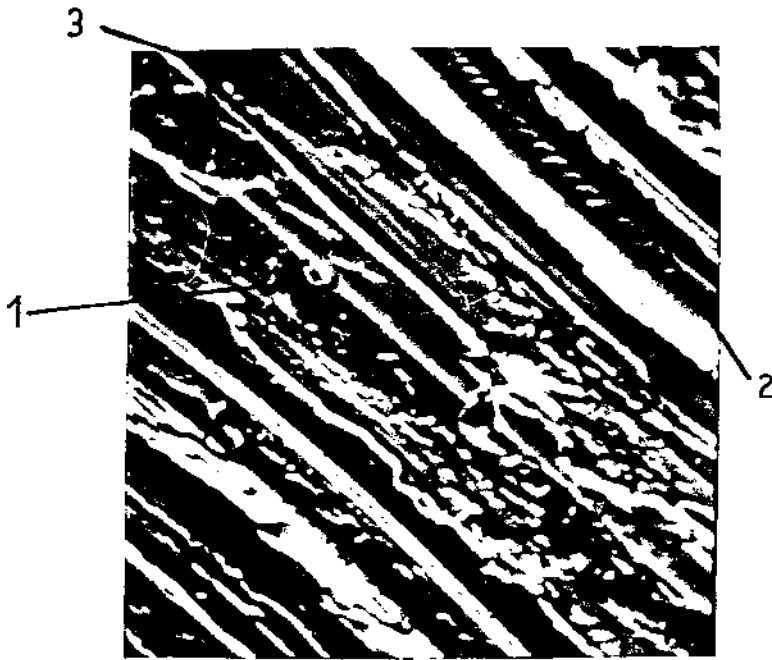


Figura 5.31 - Superfície do aço 1020 desgastada nas condições de ensaio iniciais. Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.

1) cratera. 2) escama. 3) região de sulcos superpostos.

Orientação do movimento das partículas abrasivas: ↖

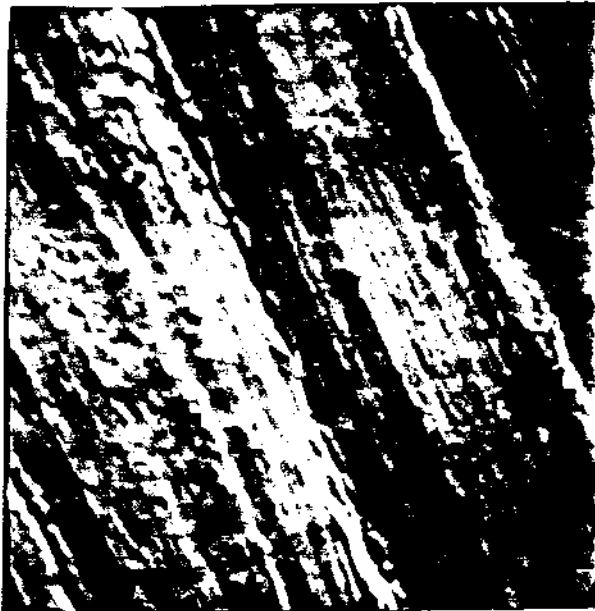


Figura 5.32 - Superfície da terceira camada da liga A, desgastada nas condições iniciais. Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.

Orientação do movimento das partículas abrasivas: ↖

explicado pela menor penetração do abrasivo na liga A, originando um menor dano superficial.

A observação com pequenos aumentos da superfície da liga B com três camadas, desgastada nas condições de ensaio iniciais, mostrou regiões com distintos aspectos superficiais no mesmo corpo de prova. Na figura 5.33 observa-se uma região em que sulcos originados nos ensaios de desgaste se sobrepõem aos sulcos causados pela operação prévia de retificação. A penetração do abrasivo da lixa foi portanto bem menor que nos demais materiais ensaiados, não chegando sequer a remover totalmente a camada superficial retificada.

A mesma região é observada na figura 5.34 com um maior aumento. As áreas compreendidas entre os sulcos apresentam-se polidas, e nota-se também regiões em que houve lascamento do material. Esse lascamento ocorre devido ao impacto das partículas abrasivas com regiões localizadamente frágeis do material.

Na figura 5.35, tem-se uma região de aspecto diferente do descrito acima para a liga B. Nela não são mais visíveis sulcos, sejam eles originados pela retificação ou pelo ensaio de desgaste. O processo aí ocorrido é chamado de polimento⁽⁶⁶⁾, no qual os bordos dos sulcos são removidos, mas a penetração do abrasivo é insignificante.

As imagens com grande aumento desta região totalmente polida podem ser apreciadas na figura 5.36. Observa-se que a matriz sofreu um desgaste mais acentuado que os carbonetos de nióbio dispersos no material (vide figura 5.37) que, em consequência deste desgaste seletivo, apresentam-se em relevo na superfície.

Os aspectos das superfícies desgastadas aqui apresentados são os mais característicos dentre os observados, e para as ligas A e B, eles independem do número de camadas depositadas e das diferentes condições dos ensaios de desgaste. Para o aço 1020, também não

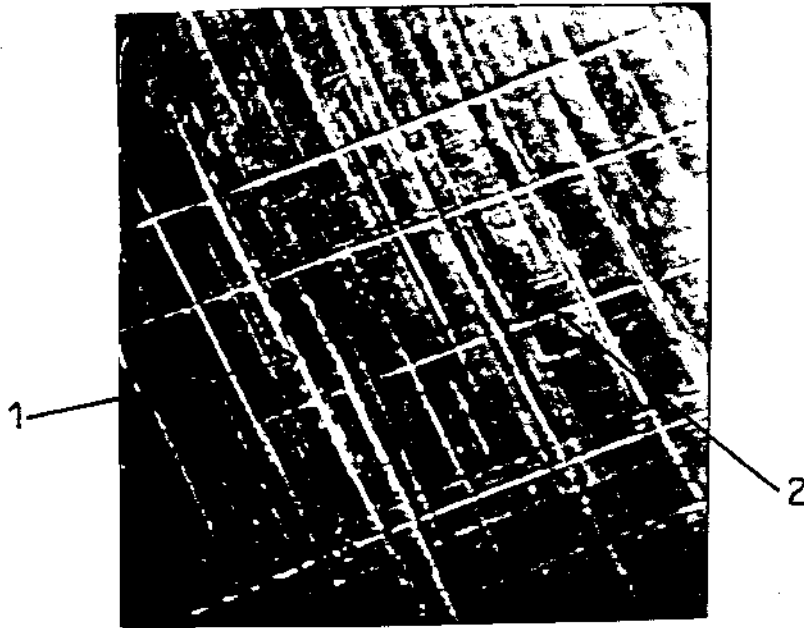


Figura 5.33 - Superfície da liga B com três camadas, desgastada nas condições de ensaio iniciais. Aumento: 50 X. Redução: 1,3 X. 1) Sulcos originados por retificação. 2) Sulcos originados nos ensaios de desgaste. Orientação do movimento das partículas abrasivas: →



Figura 5.34 - Idem à figura 5.33. Aumento: 500 X. Redução: 1,3 X. 1) Sulcos originados por retificação. 2) Sulcos originados nos ensaios de desgaste. 3) Região onde ocorreu lascamento. Orientação do movimento das partículas abrasivas: →



Figura 5.35 - Superfície da terceira camada da liga B desgastada nas condições de ensaio iniciais.

Aumento: 20 X. Redução: 1,3 X.

1) Região polida

2) Região com sulcos de retificação.

Orientação do movimento das partículas abrasivas: ↗

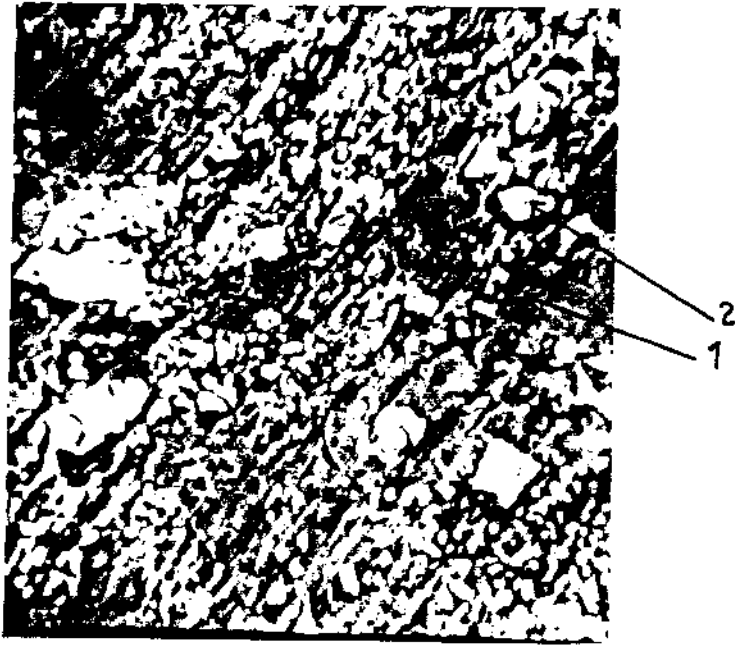


Figura 5.36 - Idem à figura 5.35, região polida. Aumento: 1000 X.
Redução: 1,3 X. 1) Matriz. 2) Carbonetos de nióbio.
Orientação do movimento das partículas abrasivas: ↗

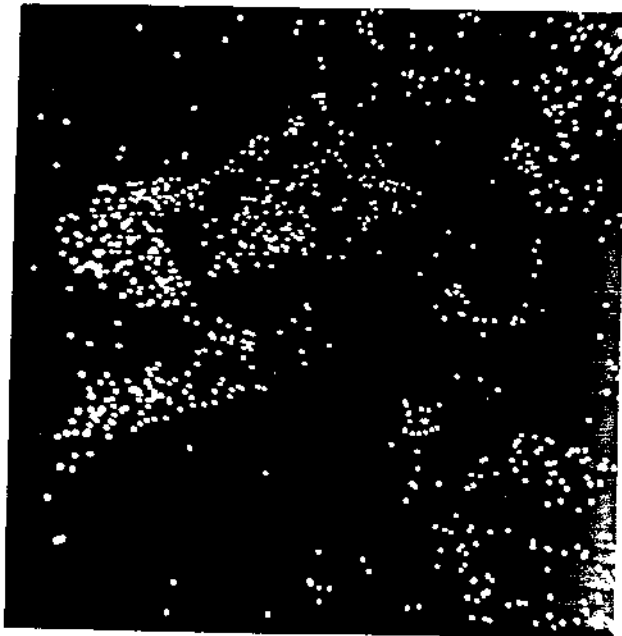


Figura 5.37 - Imagem da região da figura 5.36 obtida por emissão de raios X característicos do nióbio. Aumento: 1000 X.
Redução: 1,3 X.

houve variações destes aspectos em função das diferentes condições de ensaios.

Os resultados obtidos permitem as seguintes interpretações e comentários:

1) Todos os materiais ensaiados sofreram um processo de desgaste similar, caracterizado pela formação de sulcos nas suas superfícies. A diferença básica verificada neste processo, ao se variar os materiais, consistiu na intensidade com que ele ocorreu. Quanto maior a resistência ao desgaste do material, menor o dano superficial ocorrido, devido à menor penetração do abrasivo.

2) Ambas as ligas A e B apresentam como analogia microestrutural uma dispersão de carbonetos de cromo e ferro na matriz. Pelo fato deste tipo de estrutura ter sofrido maior desgaste que os carbonetos de nióbio presentes na liga B, a maior resistência ao desgaste deste material, nas condições dos ensaios, pode ser atribuída justamente à presença deste carboneto.

3) Considera-se que os carbonetos que realmente determinam a resistência ao desgaste de um material são aqueles de dimensões relativamente grandes, típicas de carbonetos primários⁽²⁶⁾. Nas ligas ensaiadas, os diferentes carbonetos que possuem dimensões comparáveis são os de nióbio e os de cromo e ferro hexagonais ou aciculares, presentes em algumas regiões das superfícies observadas. Verificou-se que, ao contrário dos carbonetos de nióbio, aqueles de cromo e ferro não se apresentaram em relevo na superfície desgastada, indicando que eles sofreram um desgaste similar ao da dispersão de diminutos carbonetos de cromo e ferro na matriz.

Esta constatação concorda com a previsão teórica que se poderia fazer a partir do fato de que a dureza do abrasivo utilizado está compreendida entre a dureza dos carbonetos de cromo e ferro e a dureza dos carbonetos de nióbio.

Estes resultados também estão de acordo com os obtidos por Popov e Nagorny⁽¹⁴⁾, que determinaram que os carbonetos de nióbio (e também os de vanádio) possuem uma resistência à abrasão nitidamente superior à dos ricos em cromo, e também à dos carbonetos de tungstênio. Estes autores estabeleceram que estes carbonetos aumentam a resistência ao desgaste de um material que os contém, por resistirem à penetração do abrasivo, no estágio inicial do processo de desgaste.

4) Não foram observadas, nas superfícies desgastadas, partículas de abrasivo que poderiam ter se destacado da lixa e penetrado no revestimento. Este é um fator a menos de deterioração do abrasivo a influenciar nos resultados dos ensaios de desgaste (vide item 3.2.5 do capítulo II).

Deve-se salientar, finalmente, que as matrizes das ligas A e B não possuem a mesma composição, sendo que a liga B contém os elementos molibdênio, tungstênio e vanádio em solução, além do cromo, manganês e silício comuns à liga A. Porém, a resistência ao desgaste abrasivo destes materiais é influenciada primordialmente pelos carbonetos presentes.

Tungstênio, molibdênio e vanádio em solução sólida na matriz conferem ao material uma maior resistência mecânica, e particularmente tem-se comprovado que a presença do molibdênio e vanádio melhoram esta propriedade em altas temperaturas^(67,68). A influência destes elementos no comportamento do material só poderia ser avalia

da através de ensaios de desgaste que permitissem o controle de va
riáveis adicionais, como temperatura e impacto.

3.2 - Análise das partículas de desgaste

As partículas de metal desagregadas nos ensaios de desgas
te apresentaram morfologias relacionadas apenas com o tipo de materi
al ensaiado, sendo independentes das condições experimentais adota
das, e do número de camadas depositadas no caso das ligas A e B .
As figuras 5.38 e 5.39 mostram o material desagregado do aço 1020 ,
composto por microcavacos relativamente curtos.

Nas figuras 5.40 e 5.41 observa-se o material desagregado
da liga A constituído de microcavacos longos, em forma de fita ou
helicoidais.

Finalmente, nas figuras 5.42 e 5.43 observa-se um microcava
co removido da liga B com três camadas.

A morfologia destas partículas é característica de mecan
ismos de desgaste abrasivo por riscamento, em que microcavacos são
removidos das superfícies desgastadas pela ação cortante de partícula
s abrasivas^(56,69,70). Na superfície desgastada, o aspecto resulta
nte da remoção dos cavacos é composto por sulcos, já observados
no item 3.1 deste capítulo.

No aço 1020, a penetração relativamente profunda do abras
ivo origina microcavacos também relativamente espessos, difíceis
de serem formados de modo contínuo e que acabam rapidamente se desta
cando da superfície. No local onde ocorre a sua fratura, são obse
rvadas crateras, como as visíveis na figura 5.31⁽⁶⁹⁾.

Na liga A, a menor penetração do abrasivo em relação ao
aço de referência permite que microcavacos relativamente mais lon

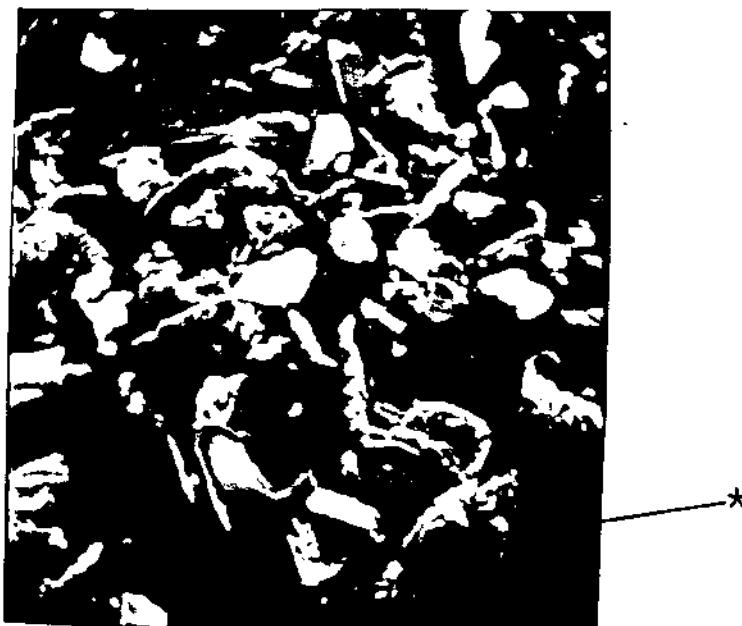


Figura 5.38 - Partículas desagregadas da superfície do aço 1020 em ensaio de desgaste nas condições iniciais. Aumento : 200 X. Redução: 1,3 X. *) partícula observada na fi fura 5.39.



Figura 5.39 - Vista da partícula assinalada na figura 5.38. Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.



Figura 5.40 - Partículas desagregadas da superfície da liga A com três camadas em ensaio de desgaste nas condições iniciais. Aumento: 500 X. Redução: 1,3 X.



Figura 5.41 - Idem à figura 5.40. Aumento: 2000 X, Redução: 1,3 X.



Figura 5.42 - Partícula desagregada da superfície da liga B com três camadas em ensaio de desgaste nas condições iniciais. Aumento: 200 X. Redução: 1,3 X.



Figura 5.43 - Idem à figura 5.42, Aumento: 1000 X. Redução: 1,3 X.

gos sejam formados, pelo fato de serem comparativamente menos es pessos. Essa diferença de espessura, entretanto, não foi possível de ser avaliada através da observação do material recolhido nos ensaios de desgaste.

Na liga B, por sua vez, a presença de carbonetos de niô bio relativamente grandes impede a formação de microcavacos longos. Além disso, a aparência destes microcavacos sugere que a liga B é mais frágil do que a liga A. Isto pode ser depreendido do aspecto das bordas dos microcavacos da liga B (vide figura 5.43), onde se observa uma morfologia característica de fratura frágil⁽⁵³⁾.

Deve-se também ressaltar que o fato de se ter conseguido obter a imagem de um único microcavaco isolado na figura 5.42 deve-se a que a quantidade de material recolhido nos ensaios da liga B é apreciavelmente inferior à recolhida com os outros materiais.

Os microcavacos removidos de todos os materiais ensaia dos apresentam uma morfologia análoga entre si, de aspecto lamelar em uma das faces e lisa na outra (vide figura 5.41). Na figura 5.44, ob serva-se a estrutura lamelar em maiores detalhes, e que tem sido atribuída a um processo de cisalhamento característico de processos abrasivos^(69,70).

3.3 - Análise das lixas

As imagens obtidas no microscópio eletrônico das lixas u tilizadas não foram satisfatórias, pois não foi possível distinguir a morfologia característica dos grãos abrasivos, uma vez que eles estão envolvidos por uma resina que os fixa ao tecido de suporte. Por esta razão, não se prosseguiu neste tipo de análise.



Figura 5.44 - Microcavaco removido da liga B com três camadas, mostrando a morfologia lamelar característica.

Aumento: 2000 X.

Redução: 1,3 X.

CAPÍTULO VI

Conclusões

Linhas de pesquisa decorrentes

CONCLUSÕES

1. O dispositivo contruído para ensaios de desgaste abrasivo efetivamente simula este tipo de mecanismo de desgaste, e permite o controle de algumas variáveis pertinentes a esse processo. Os resultados obtidos mostraram que o aparelho é confiável, pois houve reprodutibilidade das medidas efetuadas, dentro de uma determinada amplitude destas medidas. Além disso, a máquina de ensaios permitiu a discriminação da resistência ao desgaste abrasivo dos materiais ensaiados, desgastando-os seletivamente nas condições experimentais adotadas.
2. O efeito de diluição pelo metal de base dos revestimentos duros ensaiados influi em suas microestruturas e afeta negativamente a resistência ao desgaste. Esse efeito é atenuado ao se aplicar duas camadas de revestimento, e não é significativo quando da aplicação de três camadas.
3. As microestruturas observadas em ambos os materiais são características de ferros fundidos brancos com alto teor de cromo. A liga B apresenta adicionalmente carbonetos de nióbio primários, cuja morfologia, tamanho e distribuição não parecem ser afetadas pelo número de camadas de revestimento aplicadas.
4. As macrodurezas das ligas ensaiadas não apresentaram uma correlação direta entre esta propriedade e a resistência ao desgaste abrasivo.
5. A resistência ao desgaste da liga B apresentou-se acentuadamente maior do que a da liga A, fato que deve-se essencialmente à presença dos carbonetos de nióbio primários dispersos na matriz.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Aperfeiçoamento da máquina de ensaios de desgaste a fim de se atingir o controle de um maior número de variáveis que afetam o processo de abrasão dos materiais, tais como:
 - velocidade de deslizamento
 - temperatura
 - impacto

2. Estudar o efeito que os elementos tungstênio, molibdênio e vanádio têm na resistência ao desgaste da liga B. Para isto sugere-se o estudo de uma liga ferro-carbono contendo apenas cromo e nióbio como elementos adicionais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) EYRE, T.S. - Wear Characteristics of Metals, Source Book on Wear Control Tech., American Soc. for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1978, pp. 1-17.
- (2) HURRICKS, P.L. - Some Metallurgical Factors Controlling The Adesive and Abrasive Wear Resistance of Steels. A Review. - Wear, 26, 1973, pp. 285-304.
- (3) REY, H. - Protection par Rechargement Dur des Pièces Soumises à Usure - Rēvue de L'Industrie Minērale, 15 fēvrier 1970, pp. 121-132.
- (4) DUMON, P.; HUBERT, M.; LOT, J. - Le Rechargement Anti-Usure - Soudage et Techniques Connexes, mai-juin 1978, pp. 169-182.
- (5) HURRICKS, P.L. - Aspects of The Metallurgy and Wear Resistance of Surface Coatings - Wear, 22, 1972, p. 291. Citado na referēncia (2).
- (6) RATIU, M.; SZENDE, S. - The Abrasion Endurance of Hard Weld Deposits from Chromium - Manganese Electrodes - Wear, 33, 1975, pp. 235-241.
- (7) VERMA, S.P. - Hardfacing with Cobalt-Base Alloys - Tool and Alloy Steels, july 1979, pp. 229-232.
- (8) PRICE, L.H. - Fighting Wear in Agricultural and Off-Road Equipment - Metal Progress, august 1983, pp. 21-27.

- (9) MOORE, M.A. - A Review of Two-Body Abrasive Wear - Wear, 27, 1974, pp. 1-17.
- (10) MUSCARA, J.; SINNOTT, M.J. - Construction and Evaluation of a Versatile Abrasive Wear Testing Apparatus - Metals Engineering Quarterly, may 1972, pp. 21-39.
- (11) FARMER, H.N. - Selection and Performance of Hard-Facing Alloys - Metals Engineering Quarterly, november 1975, pp. 33-38.
- (12) Anônimo - Increasing Machine Component's Life by Hard-Facing - Power and Works Engineering, october 30, 1974, pp. 6-8.
- (13) HORSFIELD, A.M. - Arc Welding Surfacing Techniques - Welding and Metal Fabrication, october 1977, pp. 507-510.
- (14) POPOV, V.S.; NAGORNYI, P.L. - Influence of Carbide on the Abrasive Wear Resistance of Alloys - Russian Casting Production, 1969(8), pp. 337.
- (15) STUART, H.; PARAISO, O.S.; FUCCIO, R. - Ferrocolumbium Production at CBMM, Brasil - I & SM, may 1980, pp. 11-18.
- (16) Wear Resistance-Metals Handbook, Vol. 1, Properties and Selection: Irons and Steels, 9 th. edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1978, p. 597.
- (17) Wear Failures - Metals Handbook, Vol. 10, Failure Analysis and Prevention, 8 th. edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1975, pp. 134-153.

.../.

- (18) Tribology Handbook, Butterworths, London, 1973, p. F6.
- (19) CROOK, P.; ASPHAHANI, A. - Alloys to Protect Against Corrosion and Wear - Chemical Engineering, January 10, 1983, pp. 127-132.
- (20) ANTONY, K.C. - Wear Resistant Cobalt Base Alloys - Journal of Metals, february 1983, pp. 52-60.
- (21) Hard Facing Materials - Metals Handbook, Vol. 3, Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special Purpose Metals, 9 th. edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1980, pp. 563-567.
- (22) HURRICKS, P.L.; LANSDOWN, A.R. - Interaction of Lubricants and Materials - Trans. Inst. Mar. Eng., 85A(7), 1983, p. 157. Citado na referēncia (2).
- (23) Standard Terminology Relating to Erosion and Wear - ASTM G40-77, 1981, Annual Book of ASTM Standards, Part 10, ASTM, 1981, pp. 981-987. Citado na referēncia (8).
- (24) KHRUSCHOV, M.M. - Principles of Abrasive Wear - Wear, 28, 1974, pp. 69-88.
- (25) RABINOWICZ, E. - Friction and Wear of Materials, Wiley, New York, 1965. Citado na referēncia (9).
- (26) KOSEL, T.H.; FIORE, N.F. - Abrasive Wear in Multiphase Microstructures. J. Materials for Energy Systems, Vol. 3, September 1981, pp. 7-27.

- (27) MULHEARN, T.O.; SAMUELS, L.E. - The Abrasion of Metals. A model of the Process - *Wear*, 5, 1962, pp. 478-498.
- (28) NATHAN, G.K.; JONES, J.D. - The Empirical Relationship Between Abrasive Wear and The Applied Conditions - *Wear*, 9, 1966, pp. 300-309.
- (29) *Welding Handbook*, 6 th. edition, Section Three, Part A, AWS, Miami, Fl., USA, 1970, p. 44-3.
- (30) Idem referência (18), pp. A42, C2.
- (31) LE GUELLEC, M.M. - Le Rechargement Dur par Soudage et Particulièrement avec Alliages Spéciaux, dans *Les Industries Mécaniques - Soudage et Techniques Connexes*, 25 (516), 1971, pp. 219-227.
- (32) *The Selection of Hard-Facing Alloys - Source Book on Materials Selection*, Vol. II, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1977, pp. 18-32.
- (33) EVANS, C.J. - Selection of Hardfacing Alloys - *Welding and Metal Fabrication*, january/february 1976, pp. 62-63.
- (34) *Welding Handbook*, 5 th. edition, Section Five, AWS, Miami, Fl., USA, 1967, pp. 95.52.
- (35) SHARP, H.W. - Microstructure of Hard-Facing Alloys - *The Welding Journal*, october 1946, pp. 936-941.

- (36) HOULLE, E.; PERODEAU, L. - Présentation des Trois Cas Industriels Suivant La Méthode-Soudage et Techniques Connexes, mai-juin 1978, pp. 183-198.
- (37) LAWRENCE, H. - Metallic Arc Welding Electrodes, Part II, Hard Facing Electrodes - The Welding Journal, november 1944, pp. 1024-1027.
- (38) WHELAN, E.P. - Hardness and Abrasive-Wear Resistance of Ni-Cr-Mo-C Hardfacing Alloys - Journal of Metals, january 1979, pp. 15-19.
- (39) Idem referência (34), p. 95.63.
- (40) SILENCE, W.L. - Effect of Structure on Wear Resistance of Co-, Fe-, and Ni- Base Alloys - Transactions of the ASME, Vol. 100, july 1978, pp. 428-435.
- (41) AVERY, H.S.; CHAPIN, H.J. - Hard-Facing Alloy of the Chromium Carbide Type - The Welding Journal, october 1952, pp. 917-930.
- (42) AVERY, H.S. - Classification and Precision of Abrasion Tests - Source Book on Wear Control Technology - American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1978, pp. 57-66.
- (43) VAN MUYSEN, L. - Hardfacing with Cobalt-Cr-X Alloys by Arc-Welding Processes - Cobalt, june 1972, pp. 67-78.

- (44) Hard Facing by Oxyacetylene Welding - Metals Handbook, Vol. 6, Welding and Brazing, 8 th. edition, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1971, pp.
- (45) Anônimo - Economic Repair Welding for Planned Equipment Maintenance - Metals and Materials, june 1979, pp. 37-39.
- (46) CHAVANNE, R.L. - Forty-Four Ways to Improve Your Hardfacing Operation - Welding Journal, may 1983, pp. 15-18.
- (47) CUNAT, P.J. - Soudage et Rechargement à l'Arc Électrique avec Fils Fourrés - Soudage et Techniques Connexes, mai-jui 1977, p. 211.
- (48) PETROV, G.L. - The Effect of the Methode of Adding Vanadium Carbide on the Structure and Properties of Deposited Metal - Welding Production, april 1977, pp. 11-14.
- (49) CULLITY, B.D. - Elements of X Ray Diffraction, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., Reading, Massachussets, USA, 1967.
- (50) PETERSON, M.B. - Wear Testing Objectives and Approaches - Source Book on Wear Control Technology. American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1978, pp. 49-56.
- (51) EVRARD, M.; SAUVEGRAIN, G. - Essais de Résistance à l'Abrasion de Dépôts Métallisés en Vue d'Établir une Classification de ces Dépôts - Soudage et Techniques Connexes, 26(9/10), 1972, pp. 373-384.

- (52) PHILIP, T.V. - A New Bearing Steel; A New Hot Work Die Steel - Metal Progress, february 1980, pp. 52-56.
- (53) ENGEL, L.; KLIENGELE, H. - An Atlas of Metal Damage, Wolfe Publishing Ltd., London, 1981.
- (54) FIORE, N.F.; COYLE, J.P.; UDVARDY, S.P.; KOSEL, T.; KONKEL, W.A. - Abrasive Wear - Microstructure Interactions in a Ni-Cr White Iron - Wear, 62, 1980, pp. 387-404.
- (55) GOLOGAN, V.; EYRE, T.S. - Friction and Wear of Some Engineering Materials Against Hard Chromium Plating - Wear, 28, 1974, pp. 49-57.
- (56) LUDEMA, K.C. - Wear Debris as an Indicator of Valid Simulation in Wear Tests - Source Book on Wear Control Technology, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1978, pp. 49-56.
- (57) GAHR, K.H.Z.; DOANE, D.V. - Optimizing Fracture Toughness and Abrasion Resistance in Cast Irons - Metallurgical Trans. A, Vol. 11A, april 1980, pp. 613-620.
- (58) JACKSON, R.S. - Metallurgical and Production Aspects of High Chromium Cast Irons for Abrasion Resisting Applications - British Foundrymen, Vol. 2, 1974, pp. 34-41.
- (59) SARE, I.R. - Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons - Metals Technology, november 1979, pp. 412-419.

- (60) DOROKHOV, V.V.; SHVARTSER, A.Y.; LUTSYAK, V.G. - Solidification Texture and Mechanical Property Anisotropy of Surfacing Alloys - Automatic Welding, december 1975, pp. 52-53.
- (61) TAROSOV, V.V.; LAVRIK, P.F.; PIRCH, I.I.; MATSUKA, V.K. - Heterogeneity in the Structure of Iron Found During Multipass Surfacing - Automatic Welding, march 1975, pp. 57-59.
- (62) Metals and Alloys, Selected Powder Diffraction Data Search Manual - Data Book I and II, first edition, JCPDS International Centre for Diffraction Data, 1978.
- (63) BAILEY, A.R.; SAMUELS, L.E. - Foundry Metallography, Betchworth, Surrey, England, 1971, p. 131.
- (64) MILLER, R.L. - A Rapid X Ray Method for the Determination of Retained Austenite - Transactions of the ASM, Vol. 57, 1964, pp. 892-899.
- (65) HAISTERKAMP, F.; KEOWN, S.R. - Niobium Moves into High Speed Steels - Metals and Materials, 1978, pp. 35-36.
- (66) RABINOWICZ, E. - On the Mechanism of Polishing with Abrasives - Wear, 18, 1971, pp. 169-170.
- (67) ARGENT, B.B.; van NIEKERK, M.N.; REDFERN, G.A. - Creep of Ferritic Steels - Journal of the Iron and Steel Institute, september 1970, pp. 843.

- (68) MARATRAY, F.; POULALION, A.; RABBE, P. - Contribution à l'Étude des Alliages Fe-Cr-Mo-C - Bulletin du Cercle d'Études des Métaux, novembre 1973, pp. 11-54.
- (69) RAMALINGAM, S.; BLACK, J.T. - An Electron Microscopy Study of Chip Formation - Metallurgical Transactions, Vol. 4, april 1973, pp. 1103-1112.
- (70) DOYLE, E.D.; AGHAN, R.L. - Mechanism of Metal Removal in the Polishing and Fine Grinding of Hard Metals - Metallurgical Transactions B, Vol. 6B, march 1975, pp. 143-147.