

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

***RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO DE METAIS DUROS SEM
COBALTO***

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA A UNIVERSIDADE FEDERAL DE
SANTA CATARINA PARA OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM
ENGENHARIA MECÂNICA**

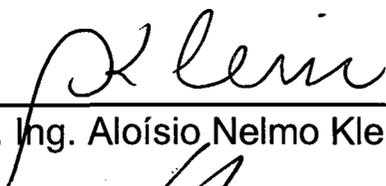
HERÁCLITO INÁCIO RIBAS

FLORIANÓPOLIS, JULHO DE 1991.

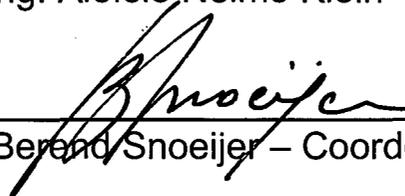
RESISTÊNCIA AO DESGASTE DE METAIS DUROS SEM COBALTO

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA
OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
MESTRE EM ENGENHARIA**

**ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE
CONCENTRAÇÃO FABRICAÇÃO MECÂNICA, APROVADA EM SUA
FORMA FINAL PELO CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**

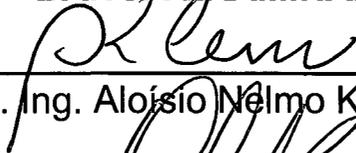


Prof. Dr. Ing. Aloísio Nelmo Klein - Orientador



Prof. Dr. Ing. Berend Snoeijer - Coordenador do Curso

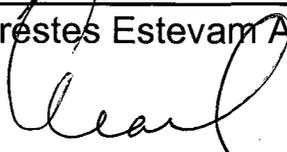
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Ing. Aloísio Nelmo Klein - Presidente



Prof. Dr. Eng. Orestes Estevam Alarcon



Prof. M.Sc. Longuinho da Costa Machado Leal

***A Meus Pais e
a Minha Esposa.***

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Aloísio Nelmo Klein, incansável incentivador da pesquisa, pela orientação.

Aos graduandos Carlos Kaoru Taniguchi e Márcio Mafra pelo importante auxílio na realização deste trabalho.

Aos meus colegas do Laboratório de Materiais.

Aos funcionários do Laboratório de Máquinas Operatrizes.

À Srta. Maria da Graça Sampaio Saraiva pela datilografia deste texto.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pela bolsa de estudos cedida.

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo qualificar a resistência ao desgaste abrasivo de metais duros, compostos por carboneto de tungstênio e ligantes à base de níquel, endurecidos por elementos em solução sólida dissolvidos "in situ" (durante a sinterização). Esses ligantes foram desenvolvidos em trabalhos anteriores no LABMAT (Laboratório de Materiais - Eng^a Mecânica da UFSC).

Devido aos empirismos das técnicas de medição de desgaste, as comparações dos resultados do novo metal duro foram feitas com o convencional (WC-Co) submetido ao mesmo ensaio.

Com os resultados obtidos, vários gráficos foram traçados mostrando interessantes relações entre a propriedade da resistência ao desgaste abrasivo e outras propriedades e características.

ABSTRACT

The purpose of this work is to qualify the wear abrasive resistance of cemented carbides composed by nickel alloyed tungsten carbide hardened by elements in solid solution dissolve "in situ". These binders were developed in prior studies in the Materials Laboratory of the Department of Mechanical Engineering of UFSC (LABMAT).

Due to the empirical aspects of the wear measurement techniques, comparisons of the new hardmetal were made with the conventional cemented carbide (WC-Co) submitted to the same analysis.

With the obtained results, several graphics were plotted, showing interesting relations between the abrasion resistance and other properties and characteristics.

SUMÁRIO

| | |
|---|-------------|
| AGRADECIMENTOS | I |
| RESUMO | II |
| ABSTRACT | III |
| SUMÁRIO | IV |
| ÍNDICE DE FIGURAS | VI |
| ÍNDICE DAS TABELAS: | VIII |
| CAPÍTULO I | |
| INTRODUÇÃO | 1 |
| CAPÍTULO II | |
| METAL DURO E SUA UTILIZAÇÃO | 3 |
| 2.1 – INTRODUÇÃO | 3 |
| 2.2 – PRINCIPAIS COMPONENTES DO METAL DURO | 7 |
| 2.2.1 - TUNGSTÊNIO | 7 |
| 2.2.2- COBALTO | 15 |
| 2.3 - CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES DO METAL DURO | 19 |
| 2.3.1 - TEOR DE LIGANTE | 19 |
| 2.3.2 - GRANULOMETRIA | 20 |
| 2.3.3 - LIVRE CAMINHO MÉDIO | 23 |
| 2.3.4 - POROSIDADE | 24 |
| 2.3.5 - TEOR DE CARBONO | 25 |

| | |
|---|-----------|
| 2.4 - APLICAÇÕES DO METAL DURO | 26 |
| 2.5 - NOVAS LIGAS DESENVOLVIDAS | 28 |
| <i>CAPITULO III</i> | |
| <i>DESGASTE</i> | 29 |
| 3.1 - MECANISMO DE DESGASTE | 30 |
| 3.1.1 - DESGASTE ABRASIVO | 31 |
| 3.1.2 - DESGASTE ADESIVO | 32 |
| 3.1.3 - DESGASTE CORROSIVO | 33 |
| 3.1.4 - DESGASTE POR FADIGA SUPERFICIAL | 34 |
| <i>CAPITULO IV</i> | |
| <i>SELEÇÃO DAS LIGAS, PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS E ENSAIOS REALIZADOS</i> | 36 |
| 4.1 - SELEÇÃO DAS LIGAS E METODOLOGIA | 36 |
| 4.2 - MATÉRIA PRIMA UTILIZADA | 38 |
| 4.3 - PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS | 39 |
| 4.4 - ENSAIOS REALIZADOS | 44 |
| 4.4.1 - PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS | 44 |
| 4.4.2 - ENSAIO DE DUREZA | 44 |
| 4.4.3 - ANÁLISES METALOGRAFICAS | 44 |
| 4.4.4 - ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À RUPTURA POR FLEXÃO | 45 |
| 4.5 - ENSAIOS DE RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO | 46 |
| <i>CAPÍTULO V</i> | |
| <i>APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS</i> | 51 |
| <i>CAPÍTULO VI</i> | |
| <i>CONCLUSÕES</i> | 59 |
| <i>BIBLIOGRAFIA</i> | 61 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| <i>Figura 1 - Esquema da Produção do Metal Duro.</i> | 5 |
| <i>Figura 2 - Espectro dos materiais para ferramentas mostrando a frequência estimada de uso(9).</i> | 7 |
| <i>Figura 3 - Fluxograma do processo de produção do APT [7].</i> | 10 |
| <i>Figura 4 - Obtenção do carboneto a partir do óxido de tungstênio [11].</i> | 11 |
| <i>Figura 5 - Estrutura cristalina do WC [13].</i> | 13 |
| <i>Figura 6 - Variação da microdureza de alguns carbonetos com a temperatura [14].</i> | 14 |
| <i>Figura 7 - Variação de algumas propriedades do cobalto com a temperatura.</i> | 17 |
| <i>Figura 8 - Diagrama de Ellingham mostra a estabilidade química do cobalto e do níquel. [15]</i> | 18 |
| <i>Figura 9 - Variação de algumas propriedades do metal duro em função do teor de cobalto. [16]</i> | 20 |
| <i>Figura 10 - Influência do parâmetro de forma na resistência à flexão [2].</i> | 21 |
| <i>Figura 11 - Variação da dureza com a granulometria para várias composições de metal duro. [18]</i> | 22 |
| <i>Figura 12 - Variação da resistência à ruptura por flexão com a granulometria para várias composições de metal duro. [18]</i> | 22 |
| <i>Figura 13 - Influência do livre caminho médio na resistência à ruptura por flexão para várias granulometrias do carboneto [20].</i> | 23 |
| <i>Figura 14 - Influência do livre caminho médio na resistência à ruptura por flexão para várias percentagens de ligante [19].</i> | 24 |
| <i>Figura 15 - Variação de propriedades do metal duro WC-10% Co com o teor de carbono [23].</i> | 26 |

| | |
|--|----|
| <i>Figura 16 - Campos de aplicação do metal duro segundo sua frequência de uso.</i> | 27 |
| <i>Figura 17 - Mecanismo de abrasão de dois corpos.</i> | 31 |
| <i>Figura 18 - Mecanismo de abrasão de três corpos.</i> | 32 |
| <i>Figura 19 - Mecanismo de desgaste por adesão.</i> | 33 |
| <i>Figura 20 - mecanismo de desgaste por corrosão.</i> | 34 |
| <i>Figura 21 - Mecanismo de desgaste por fadiga superficial.</i> | 35 |
| <i>Figura 22 - Esquema do dispositivo de ensaio de resistência à flexão.</i> | 45 |
| <i>Figura 23 - Esquema do dispositivo usado nos ensaios de desgaste abrasivo.</i> | 47 |
| <i>Figura 24 - Remoção de material por desgaste erosivo de diversos materiais [30].</i> | 52 |
| <i>Figura 25 - Desgaste abrasivo de compósitos WC-Co, WC-NiSi e WC-NiSiAl em função do percentual de fase ligante.</i> | 53 |
| <i>Figura 26 - Desgaste adesivo de WC-Co, WC-NiSi e WC-NiSiAl em função do percentual de fase ligante.</i> | 54 |
| <i>Figura 27 - Desgaste abrasivo dos metais duros expresso em função de sua dureza.</i> | 55 |
| <i>Figura 28 - Desgaste abrasivo dos metais duros expresso em função da sua resistência à ruptura por flexão.</i> | 56 |
| <i>Figura 29 - Resistência ao desgaste por abrasão de metal duro WC-Co, em função do teor de cobalto [9].</i> | 57 |
| <i>Figura 30 - Microestrutura dos metais duros estudados A: WC-10%Co e B: WC-10% NiSi.</i> | 58 |

ÍNDICE DAS TABELAS:

| | |
|--|-----------|
| <i>Tabela I - Condições para Produção de Carbonetos de Tungstênio de Vários Tamanhos de Partícula [7].</i> | <u>11</u> |
| <i>Tabela II - Características e Propriedades do Carboneto de Tungstênio - WC [12].</i> | <u>12</u> |
| <i>Tabela III - Características do WC e algumas fases cerâmicas.</i> | <u>15</u> |
| <i>Tabela IV - Características e Propriedades do Cobalto.</i> | <u>16</u> |
| <i>Tabela V - Atrito e desgaste e, testes de Pino e Anéis de Aço para ferramentas</i> | <u>29</u> |
| <i>Tabela VI - Relação das composições Desenvolvidas no LABMAT.</i> | <u>37</u> |
| <i>Tabela VII - Temperaturas de Sinterização Utilizadas para as Composições Estudadas.</i> | <u>43</u> |

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Pesquisas recentes [1, 2, 3] levaram ao desenvolvimento de novos tipos de metais duros nos quais a fase ligante, normalmente à base de cobalto, é substituída por outras ligas.

Devido à sua elevada molhabilidade ao WC e sua elevada resistência à corrosão e oxidação, o níquel apresentava-se como substituto em potencial do cobalto.

Eduard [4] mostrou que o níquel, quando da sinterização do metal duro, dissolve menos W ($W = 7\%$) do que o cobalto ($W = 22\%$). Conseqüentemente, a fase ligante formada apresenta menor dureza e resistência, gerando um compósito com propriedades inferiores às aquelas obtidas com o uso de cobalto como fase ligante. Para melhorar as características da fase ligante à base de níquel, torna-se necessário adicionar elementos de liga, que, dissolvidos no níquel durante a sinterização, levam ao seu endurecimento.

Do estudo dos diagramas de fases, concluiu-se [5] que os elementos Mn, Cr, Mo, Nb, Fe, Si e Al apresentam apreciável solubilidade no níquel e poderiam ser utilizados como elementos de liga para endurecê-lo.

A tese de doutoramento desenvolvida por Navarro [6], no LABMAT/UFSC, utilizou, como fase ligante, ligas de níquel contendo os elementos Si e Al, concomitante ou individualmente.

Os metais duros obtidos nesta pesquisa apresentam propriedades de dureza e resistência à ruptura por flexão superiores aos metais duros WC-Co, microestrutura com um livre caminho médio da fase ligante muito regular e uma porosidade residual muito baixa.

Para delinear os campos de aplicação desses novos tipos de metal duro, torna-se necessário conhecer outras propriedades, como a dureza a quente e a resistência a quente e a resistência ao desgaste.

O objetivo do presente trabalho é o estudo da resistência ao desgaste abrasivo destes tipos de metais duros, visando identificar alguns campos de aplicação.

Dentre os novos tipos de metais duros desenvolvidos no LABMAT, foram escolhidos os dois que apresentaram as melhores propriedades em relação à dureza e à resistência à flexão. Estes têm a fase ligante formada por Ni + 5% Si e Ni + 3% Si + 3% Al, além do W e C dissolvidos durante a sinterização. Os percentuais da fase ligante no compósito foram variados entre 6 e 18 % em peso.

CAPÍTULO II

METAL DURO E SUA UTILIZAÇÃO

2.1 – INTRODUÇÃO

As primeiras tentativas de se obter ferramentas com carboneto de tungstênio foram feitas já na década de 20 em feiras de trefilação que mostraram um bom desempenho na substituição do diamante [7]. Nascia, então o Metal Duro. Muitas experiências foram feitas visando encontrar os fornos, as temperaturas, atmosferas de sinterização, etc., mais adequadas para a obtenção do metal duro. Mas o grande impulso no desenvolvimento deste material deu-se durante a II Guerra Mundial. O metal duro foi muito usado na indústria para pastilhas de usinagens que aumentavam consideravelmente a velocidade de corte. E, por causa da escassez de tungstênio, foram introduzidos os carbonetos de titânio e de tântalo, que levaram a um excelente desempenho na usinagem.

Outros fatos relevantes na evolução do metal duro foram: -na década de 30, o surgimento das peças com maiores teores de cobalto, que permitiu sua utilização em operações onde ocorre impacto, como na conformação a frio de aços; - nos anos 60, o desenvolvimento da técnica de compactação isostática possibilitou a confecção de peças quase isentas de porosidade, prolongando sua vida [8]. A resistência ao desgaste foi ainda melhorada com a criação dos metais duros revestidos por finas camadas de material de elevada dureza, pelo processo CVD (Deposição Química de Vapor) ou PVD (Deposição Física de Vapor).

Atualmente, existe um espectro de composições muito amplo de metais duros que leva a uma versatilidade para aplicação em situações que exijam propriedades que vão desde altíssima resistência ao desgaste a uma tenacidade muito grande, passando por associações de propriedades que não se consegue com outros materiais.

Produção de Metais Duros

As matérias primas, em forma de pós com tamanhos de partícula pré-estabelecidos pela aplicação da peça, são misturadas por dezenas de horas em moinhos de bolas ou por algumas horas em moinhos tipo "Atritor". As misturas são sempre preparadas com um líquido, normalmente um hidrocarboneto (álcool, éter, heptano, etc.), para facilitar a mistura dos pós e, principalmente, evitar o aquecimento e conseqüente oxidação das finas partículas. Apesar de o aparelho ser chamado de moinho, o efeito de moagem é ínfimo. Durante a mistura é conseguido mecanicamente um contato íntimo entre as partículas de carbonetos e as do metal ligante, o que é fundamental para que o pó esteja suficientemente reativo durante a sinterização.

Após a mistura o pó é secado e granulado em tamanhos de 0,2 a 0,3 mm para melhor escoar no preenchimento da matriz. Então é compactado com pressões que variam de 80 a 150 MPa. Em casos especiais, pode-se utilizar pressões menores ou muito maiores como na compactação isostática a quente de peças de grandes dimensões, que pode chegar a 300 MPa.

Do processo de compactação a peça sai com uma pré-forma que já poderá ser a final, com a resistência apenas suficiente para ser manuseada, dado que grande parte do material é cerâmico e a aglutinação das partículas deve-se à presença da parafina ou etilenó glicol. Também as dimensões da peça não são as finais, pois 40 a 50% em volume do compactado é porosidade que deverá desaparecer na sinterização, causando um encolhimento linear de 14 a 21%, o que depende, basicamente, da quantidade de ligante e dos parâmetros de sinterização.

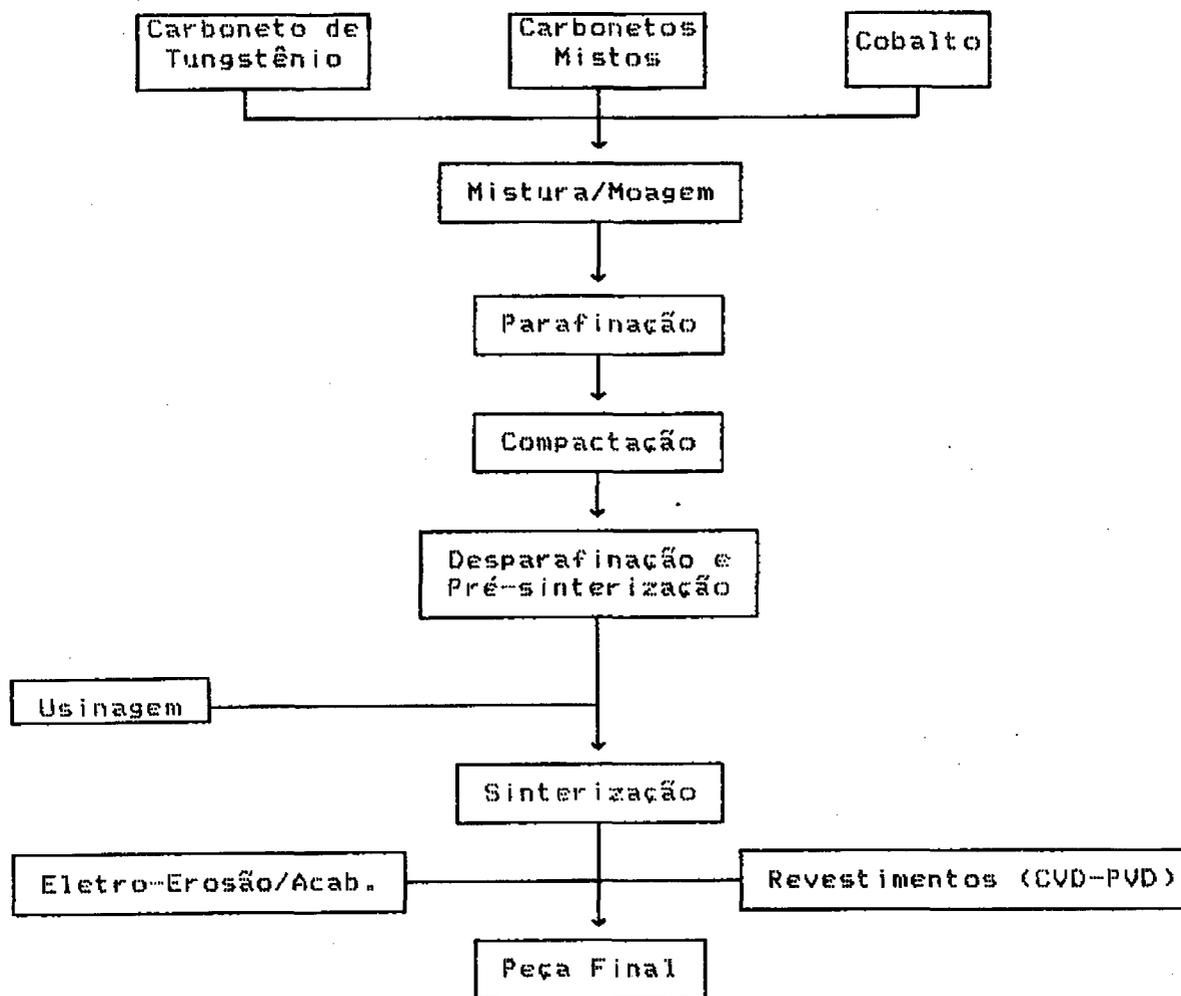


Figura 1 - Esquema da Produção do Metal Duro.

Antes de serem sinterizadas, as peças passam por um processo de pré-sinterização que objetiva tirar todo o aglutinante e dar a elas uma resistência um pouco maior, suficiente para que possam ser trabalhadas. A pré-sinterização normalmente é feita a temperaturas entre 700 e 900°C. O aglutinante evapora deixando a peça até os 450°C e acima de 700 começam a ser formados pequenos “necks” (ligações) entre as partículas de cobalto. Esses pequenos “necks” dão resistência à peça para que seja usinada, serrada, retificada, lixada, etc, permitindo que tenha geometria complexa e o mais próximo do final possível.

A sinterização do metal duro WC-Co ocorre em temperaturas entre 1380 e 1500°C, dependendo do percentual de ligante que pode variar de 6 a 25%. Durante esta etapa o cobalto dissolve boa quantidade de tungstênio e carbono.

Desta forma, o ligante passa a ser composto por três elementos e terá propriedades diferentes e superiores às do cobalto puro. A quantidade de W dissolvido na liga Co-W-C pode variar de 7 a 20% em peso e sua solubilidade é bastante dependente do teor de carbono e influenciável pela velocidade de resfriamento e pureza. Quanto menor a presença de C na liga, maior será a quantidade de W dissolvido, o que contribui para o aumento da resistência à ruptura por tração (400 a 1300 Mpa), dureza (320 a 500 Vickers) e alongamento (entre 4 e 10%). O grande encolhimento do metal duro durante a sinterização é devido à excelente molhabilidade do WC pela fase líquida, que possui ponto de fusão por volta de 1300°C.

Deve-se salientar a grande diferença entre o coeficiente de dilatação térmica do cobalto e do carboneto de tungstênio e a sua influência. Essa diferença causa tensões térmicas durante o resfriamento que perduram até a temperatura ambiente e influenciam sensivelmente as propriedades da peça de metal duro. Para a minimização desse problema a velocidade de resfriamento deve ser lenta e controlada, principalmente a partir de 900°C, por causa da brusca diminuição de plasticidade da fase ligante.

Após a sinterização, a peça adquire propriedades tais que permitem seja trabalhada apenas por eletro-erosão ou ferramentas diamantadas.

Finalmente, o metal duro pode sofrer uma recompactação isostática a quente para eliminar poros, diminuindo seus defeitos internos, como, também, sofrer uma deposição de fina camada de material de altíssima resistência ao desgaste (TiN, TiC, Al₂O₃), o que dá um incremento significativo à vida da ferramenta.

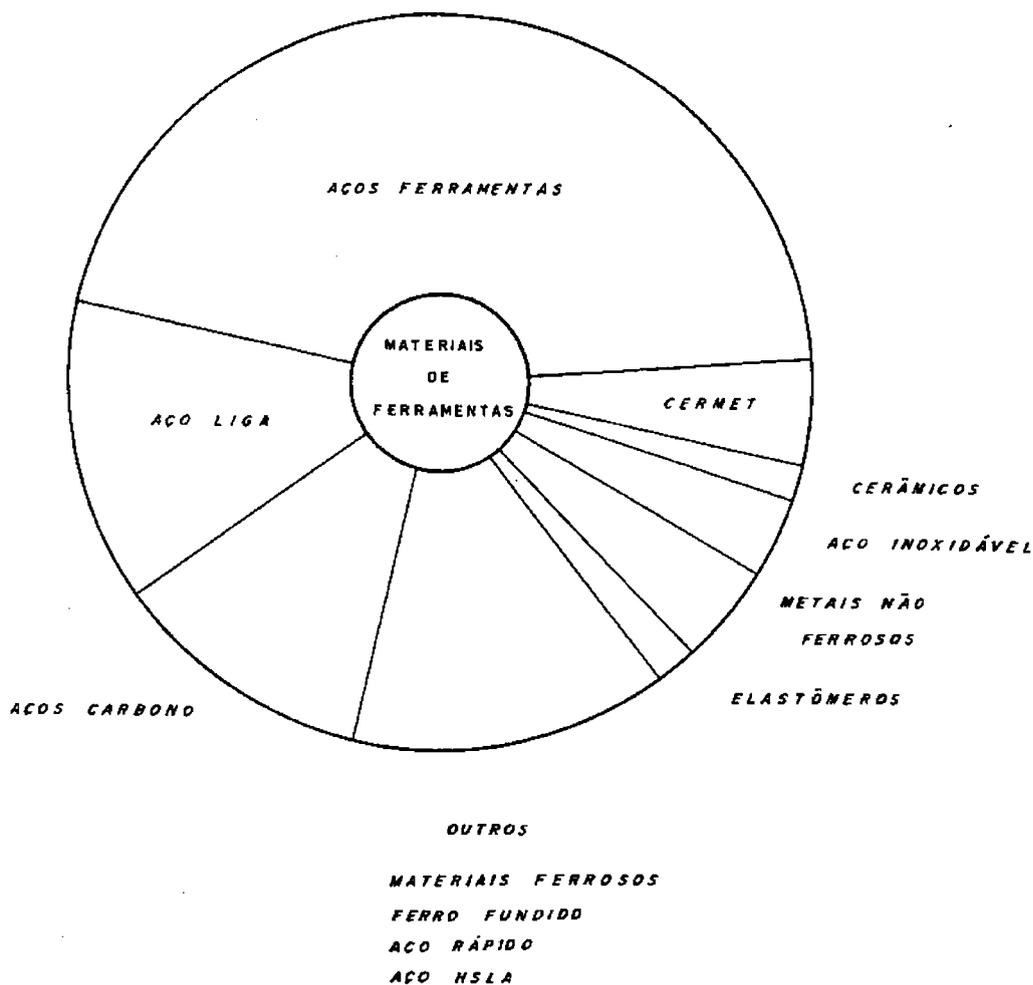


Figura 2 - Espectro dos materiais para ferramentas mostrando a frequencia estimada de uso(9).

2.2 – PRINCIPAIS COMPONENTES DO METAL DURO

2.2.1 - TUNGSTÊNIO

O mineral de onde se extrai o tungstênio foi encontrado nas minas da região da Saxônia – Bohemia e, posteriormente, em Cornwall (Inglaterra), muito antes do elemento ter sido descoberto. J.F. Henckel classificou como sendo um mineral ferruginoso de estanho. Em 1781, o químico sueco Scheele, que vinha trabalhando com o mineral bruto, descreveu a composição deste mineral como sendo um composto de cálcio com um outro elemento ácido desconhecido. Este

elemento ácido havia sido descoberto e chamado de tungstênio por A.F. Cronstedt em 1755. Ele derivou este nome das palavras suecas “tung”, que significa “pesado”, e “sten”, que significa “pedra”, “rocha”. Mais tarde, em 1821, Leonhard homenageou Scheele dando o nome de Scheelita ao mineral.

Em 1783, os irmãos Elhujar descobriram que a wolframita também continha tungstênio, mas com ferro e manganês ao invés de cálcio. Eles também conseguiram, com a colaboração de T. Bergmann, obter tungstênio metálico pela redução do óxido com o carbono e foram, provavelmente, os primeiros a preparar o metal ao qual deram o nome de “Wolfram”.

Entretanto, o tungstênio permaneceu desconhecido para a indústria até 1847, quando Oxland patenteou o processo de obtenção do tungstato de sódio, de ácido tungstico e do metal. Em 1857, também patenteou o processo de fabricação de ligas de ferro-tungstênio, que só encontraram aplicação aproximadamente 50 anos mais tarde, quando foram usadas como filamentos elétricos em lâmpadas incandescentes (7).

O tungstênio pode ser encontrado em um grande número de formas minerais, em diversas partes do mundo, quais sejam:

| | | |
|-----------------------|--|---------------|
| ANTHOINITA | $\text{Al WO}_3 (\text{OH})_3$ | Uganda |
| CUPROTUNGSTITA | $\text{Cu}_2\text{WO}_4 (\text{OH})_2$ | México, Chile |
| FERBERITA | Fe WO_4 | Alemanha |
| FERRITUNGSTITA | $\text{Ca}_2\text{Fe}_2 (\text{WO}_4)$ | Argentina |
| HUEBNERITA | MnWO_4 | |
| RASPITA | PbWO_4 | México |
| RUSSELLITA | Bi_2WO_6 | Inglaterra |
| SANMARTINITA | ZnWO_4 | Argentina |
| SCHEELITA | CaWO_4 | China |
| STOLZITA | PbWO_4 | Inglaterra |
| TUNGSTENITA | WS_2 | Utah/USA |
| TUNGSTITA | $\text{WO}_3\text{H}_2\text{O}$ | Bolívia |
| WOLFRAMITA | $(\text{Fe, Mn}) \text{WO}_4$ | Bohêmia |

Algumas propriedades físicas e químicas de dois dos minerais mais importantes economicamente na obtenção de tungstênio, pela sua abundância e pelo grau de concentração do elemento no minério, são:

| PROPRIEDADE | WOLFRAMITA | SCHEELITA |
|---------------------------------|--------------------------|---------------------------------------|
| Fórmula (puro) | (Fe, Mn) WO ₄ | Ca WO ₄ |
| WO ₃ (% peso) | 76,5 | 80,6 |
| Estrutura | Monocristalina | Tetragonal |
| Clivagem | Perfeita em uma direção | Boa em 4 direções |
| Peso espec.(g/cm ³) | 7,3 | 5,7 |
| Cor | Cinza escuro | Amarelo claro comumente branco |
| Tenacidade | Muito frágil | Muito frágil |
| Fratura | Irregular | irregular |
| Brilho | Metálico (opaco) | Vítreo (semi-transparente) |
| Dureza (mohs) | 5 a 5,5 | 4,5 a 5 |
| Magnetismo | Levemente magnético | Não magnético |
| Forma comum de ocorrência | Pedaços irregulares | Grande quantidade de pequenos pedaços |

O tungstênio é explorado em muitos países e é considerado elemento de relativa abundância na crosta terrestre. Os cinco maiores extratores do minério são a China, a União Soviética, a Coreia do Sul, os Estados Unidos e a Bolívia, sendo que a China possui, aproximadamente, a metade das reservas mundiais, estimadas em $1,882 \times 10^6$ toneladas. O Brasil posiciona-se com uma reserva estimada de 18.200 toneladas, pouco menos da metade das reservas da Bolívia [7].

O Carboneto de Tungstênio foi descoberto já em 1893 por Henry Moissan, que na tentativa de produzir diamantes artificiais misturou óxido de tungstênio (WO₃) com carbono. Essa mistura foi levada a um forno de arco de grafite onde conseguiu a redução e a carbonetação do tungstênio. O carboneto de tungstênio obtido era muito duro e frágil e acreditava-se que sua dureza se

aproximava da do diamante, o que valeu a Moissan o Prêmio Nobel de Química de 1906 [10].

Para se chegar a um carboneto de tungstênio, passa-se por um longo processo, desde o minério. Uma etapa muito importante para a qualidade e tamanho da partícula do WC é a obtenção de um composto intermediário chamado Paratungstato de Amônia (APT). A rota do processo de fabricação do APT e óxido de tungstênio (Ugine Carbone, Grenoble, França) a partir da Scheelita é apresentada na figura 03.

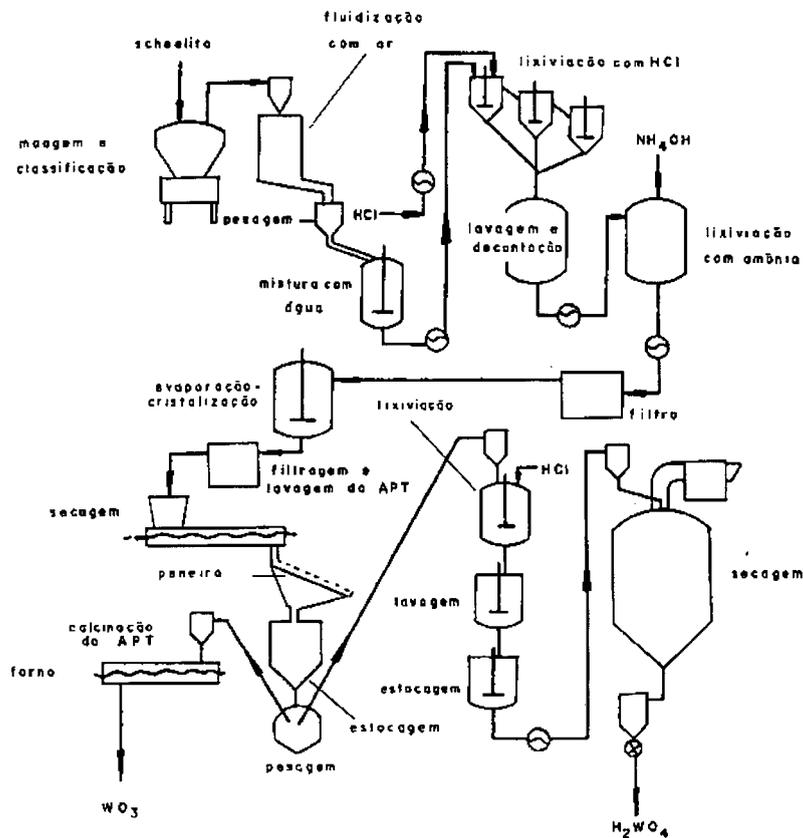


Figura 3 - Fluxograma do processo de produção do APT [7].

Em seguida os óxidos obtidos passam por uma etapa pouco menos complexa para sua transformação em carbonetos de tungstênio, conforme mostra o esquema da figura 04.

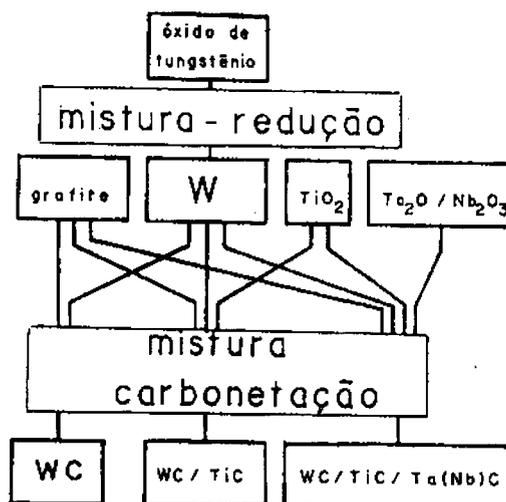


Figura 4 - Obtenção do carboneto a partir do óxido de tungstênio [11].

Na produção comercial do monocarboneto de tungstênio, o pó de tungstênio é misturado com 6,3 a 6,8% em peso de carbono, em moinho de bolas. Esta quantidade de carbono, acima da quantidade estequiométrica do WC (6,13%), é necessária para a redução de prováveis óxidos e para garantir a carbonetação de todo W. A mistura é colocada em recipientes de grafite e levada a fornos contínuos (elétricos, a indução ou gás) entre 1400 e 1600°C. Normalmente o hidrogênio é utilizado como atmosfera protetora. A tabela I mostra a relação entre a temperatura de carbonetação e o tamanho de partícula de WC produzido, onde o tamanho médio inicial do tungstênio era de 1,2 μm .

Tabela I - Condições para Produção de Carbonetos de Tungstênio de Vários Tamanhos de Partícula [7].

| Carboneto de Tungstênio (μm) (Método Fischer) | Temperatura De Carbonetação ($^{\circ}\text{C}$) | Tempo Na Temperatura (hs) |
|---|--|---------------------------|
| 1 - 2 | 1400 - 1450 | 3 |
| 3 - 5 | 1450 - 1500 | 1,5 |
| 6 - 8 | 1500 - 1550 | 1,5 |

A tabela II apresenta algumas características e propriedades do carboneto de tungstênio.

Tabela II - Características e Propriedades do Carboneto de Tungstênio - WC [12].

| | | |
|---|------------------------|--|
| - massa molecular relativa | | 195,87 |
| - teor de carbono | % peso | 6,13 |
| - estrutura cristalina | | Hexagonal |
| - parâmetros de rede | A° | a = 2,9065 / c = 2,8366 |
| - densidade | g/cm ³ | 15,77 |
| - susceptibilidade magnética | | 0 + 0,005 x 10 ⁻⁶ |
| - dureza MOHS | | + 9 |
| - micro-dureza (0,49N) | kg/mm ² | 1200 - 2500 |
| - módulo elasticidade | N/mm ² | 696.000 |
| - resistência à flexão | N/mm ² | 550 |
| - ponto de fusão | C | 2.720 |
| - coef. dilat. térmica linear | K -1 | a = 5,2x10 ⁻⁶ / c = 7,3 ⁻⁶ |
| - condutibilidade térmica | J/cm.s.K | 1,21 |
| - energia de formação $\Delta G^{\circ}298$ | KJ/mol | -40,2 |
| - calor específico (20°C) | J/(mol.K) | 39,8 |
| - resist. Elétrica específica | $\mu\Omega\text{cm}$ | 19 |
| -temper.de supercondutividade | K | + 10 |
| - constante de Hall | cm ³ /(A.s) | -21,8x10 ⁻⁴ |

Como já citado, o WC possui estrutura cristalina hexagonal, figura 05, e uma relação entre os parâmetros de rede (c/a) relativamente baixa. Possui uma sequência ordenada de empilhamento atômico e propriedades anisotrópicas. É importante observar que os sistemas de deslizamentos envolvem planos de deslizamento prismáticos e piramidais. As fortes forças de ligação interatômica existentes entre o carbono e o tungstênio podem ser a razão desse comportamento, além da dependência de direção das ligações covalentes que impedem o cisalhamento ao longo das direções de plano basal, desviando para os prismáticos e piramidais, onde o número de ligações a serem rompidas é menor [13].

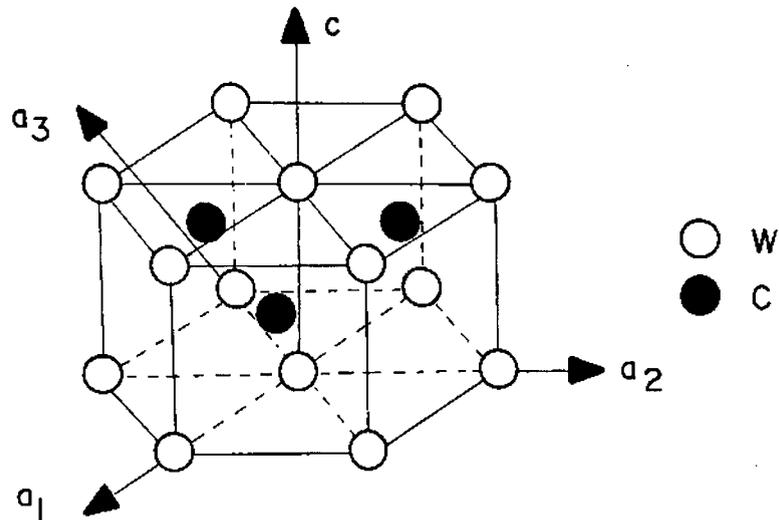


Figura 5 - Estrutura cristalina do WC [13].

Há de se ressaltar, ainda, outras propriedades do WC de grande importância em aplicações como a usinagem: módulo de elasticidade extremamente elevado ($6,96 \times 10^5 \text{ N/mm}^2$); elevada condutividade térmica ($1,21 \text{ J/cm.A.K}$) e elevado coeficiente de dilatação térmica.

Aspectos negativos nas propriedades do WC são a sua brusca queda de dureza com o aumento da temperatura (embora não tanto quanto outros carbonetos), conforme figura 06, a grande variação da microdureza, de 1.000 a 2.500 Knoop, dependendo do plano e direção do cristal e, por fim, a baixa estabilidade termodinâmica ($\Delta G \text{ WC} = -38.000 - 8,4 T \text{ (J/mol)}$ de 500 a 1200 K).

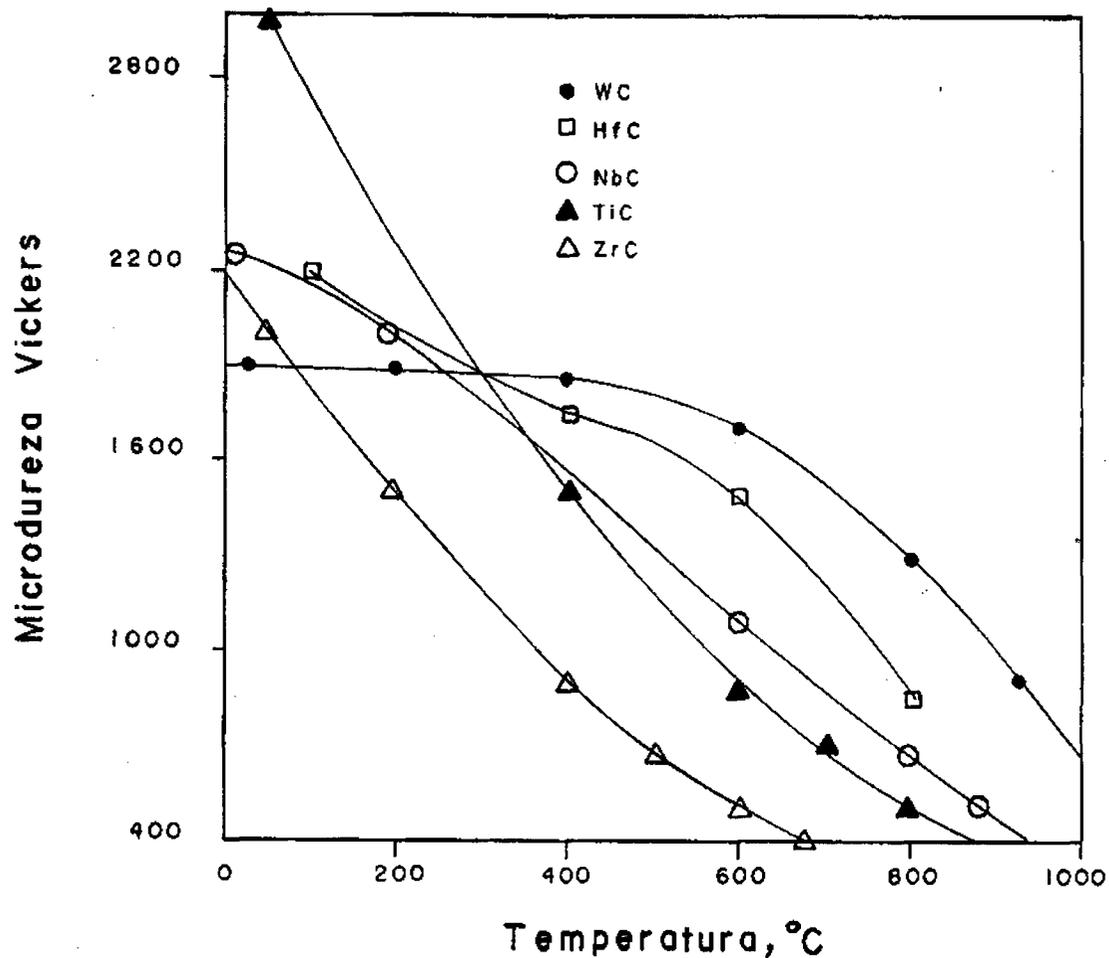


Figura 6 - Variação da microdureza de alguns carbonetos com a temperatura [14].

A tabela III mostra características do WC e várias outras fases cerâmicas, para efeito de comparação.

Tabela III - Características do WC e algumas fases cerâmicas.

| Ponto de Fusão (K) | | Dureza Vickers | Módulo elastic. em N/mm ² | Rede Cristalina |
|--------------------------------|-------|-------------------|---|--------------------|
| TiC | 3.420 | 3000 | 450 · 10 ³ | CFC |
| ZrC | 3.803 | 2925 | 350 · 10 ³ | CFC |
| HfC | 4.163 | 2913 | 352 · 10 ³ | CFC |
| VC | 3.083 | 2094 | 422 · 10 ³ | CFC |
| NbC | 3.753 | 1961 | 388 · 10 ³ | CFC |
| TaC | 4.153 | 1599 | 285 · 10 ³ | CFC |
| WC | 2.993 | 1780 | 696 · 10 ³ | HC |
| TiN | 3.478 | 1994 | 251 · 10 ³ | CFC |
| TiB ₂ | 3.253 | 3300 | 530 · 10 ³ | - |
| ZrB ₂ | 3.313 | 2252 | 345 · 10 ³ | - |
| Wsi ₂ | 2.438 | 1074 | - | - |
| LaB ₆ | 2.803 | 2770 | - | - |
| B ₄ C | 2.720 | 4950 | 440 · 10 ³ | - |
| SiC | 2.500 | 3500 | 470 · 10 ³ | - |
| AlN | 2.670 | 1230 | - | - |
| Al ₂ O ₃ | 2320 | 2800 | 360 · 10 ³ | - |
| Cr ₂ O ₃ | 2.573 | 2915 | - | - |
| Diamante | 3.970 | 10.000 | - | - |
| BN (cúbico) | 3.300 | ✂ Diamante | - | - |

Observa-se que o WC está entre os carbetos que apresentam menor dureza e ponto de fusão mais baixo. Contudo o seu módulo de elasticidade é o mais elevado.

2.2.2- COBALTO

O cobalto é o elemento mais usado como fase ligante na fabricação do metal duro. Em mais de 95% das aplicações é utilizado apenas cobalto como fase ligante e, no restante, Ni e em menor quantidade o Fe. Outros elementos, como o Cu e o Sn, foram testados sem muito êxito.

O cobalto é especialíssimo para o metal duro, principalmente por sua excelente molhabilidade e capacidade de dissolução do WC. Pode se apresentar

sob duas formas alotrópicas. Uma delas, estável até 417°C, chamada fase, possui estrutura hexagonal compacta. A outra, de estrutura cúbica de face, centrada e estável a temperaturas mais altas, até a temperatura de fusão (1.495°C), é chamada de fase α .

A tabela IV traz outras características e propriedades do cobalto.

Tabela IV - Características e Propriedades do Cobalto.

| | | | |
|------------------------------|--------------------|-----------------------|----------------------------------|
| Massa atômica | | 58,933 | |
| Valência | | 2 e 3 | |
| Ponto de Fusão | °C | 1495 | |
| Condutividade térmica | W/(m.K) | 69 | |
| Calor específico | J/(gK) | 0,427 | |
| Constante de indução | Tesla | 1,87 | |
| Permeabilidade (min-máx) | | 68 – 245 | |
| Indutividade | Tesla | 0,49 | |
| Força coercitiva | A/m | 707 | |
| I – Forma | | Hexagonal | CFC α |
| N° coordenação | | 2 | 4 |
| Volume atômico | nm ³ | 6,851 | 6,851 |
| Parâmetro cristalino: | | | |
| - temp. ambiente | nm | a=0,25071 | a=0,35441 |
| - temp. transform. (417°C) | nm | a=0,25254 | a=0,3587 |
| Espaçamento atômico | nm | 0,250 | 0,251 |
| Coef. dil. linear T ambiente | (°C) ⁻¹ | 12,5·10 ⁻⁶ | 14,2·10 ⁻⁶ (417°C) |
| Densidade à T ambiente | g/cm ³ | 8,85 | 8,80 |
| Tensão escoamento | N/mm ² | 220 | |
| Dureza | HV | 240 | |
| Módulo elasticidade | Gpa | 214 | |
| Coeficiente Poisson | | 0,31 | |
| Condutividade elétrica | m/Ωmm ² | 17,86 | |

As propriedades do cobalto são bastante dependentes do processo de obtenção. Como exemplo, a resistência à ruptura pode variar desde 237,4 Mpa para o cobalto fundido até 689,6 Mpa para o cobalto obtido por forjamento.

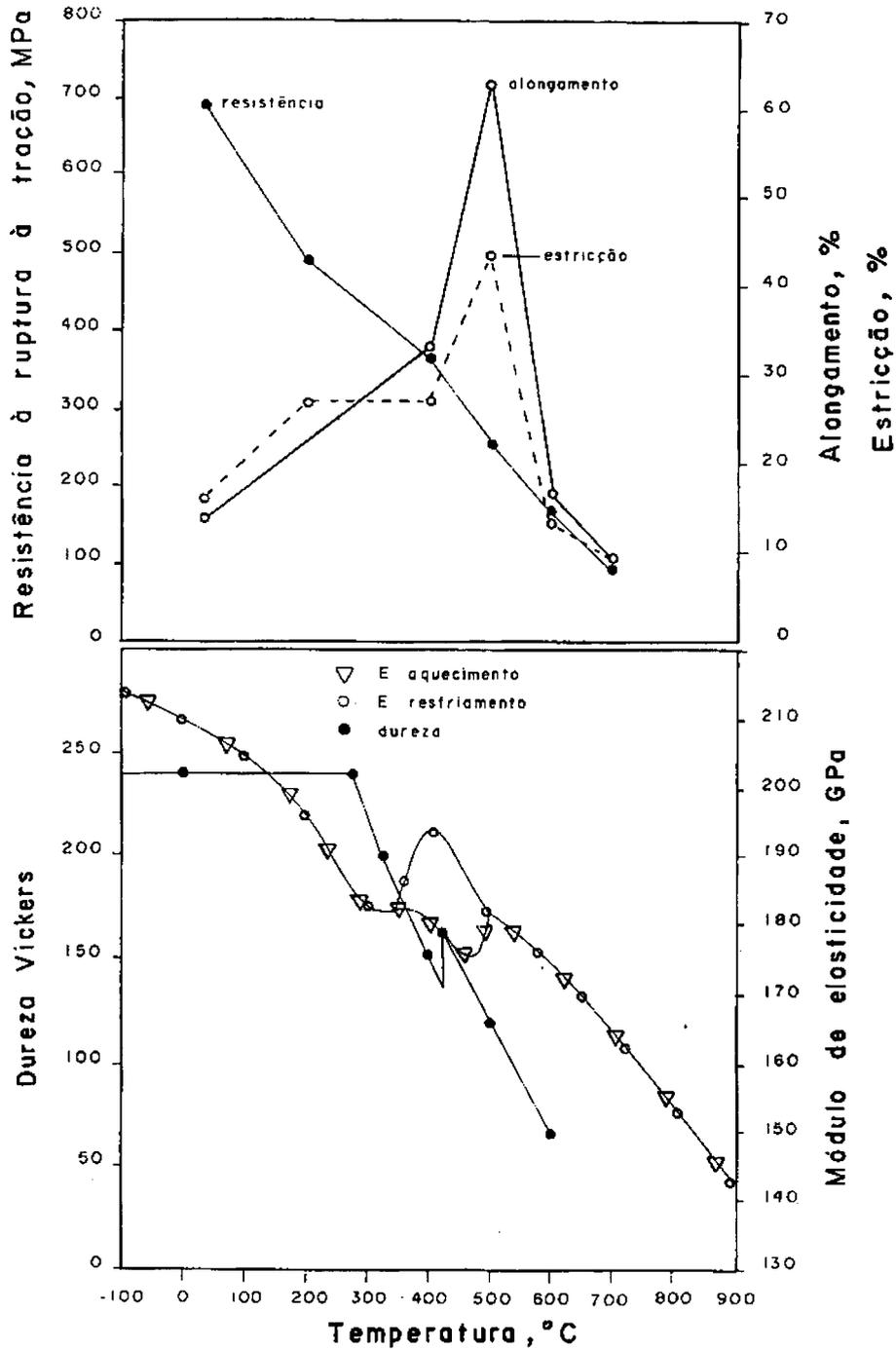


Figura 7 - Variação de algumas propriedades do cobalto com a temperatura.

A figura 07 mostra a variação do alongamento, da estricção e do módulo de elasticidade do cobalto com a temperatura.

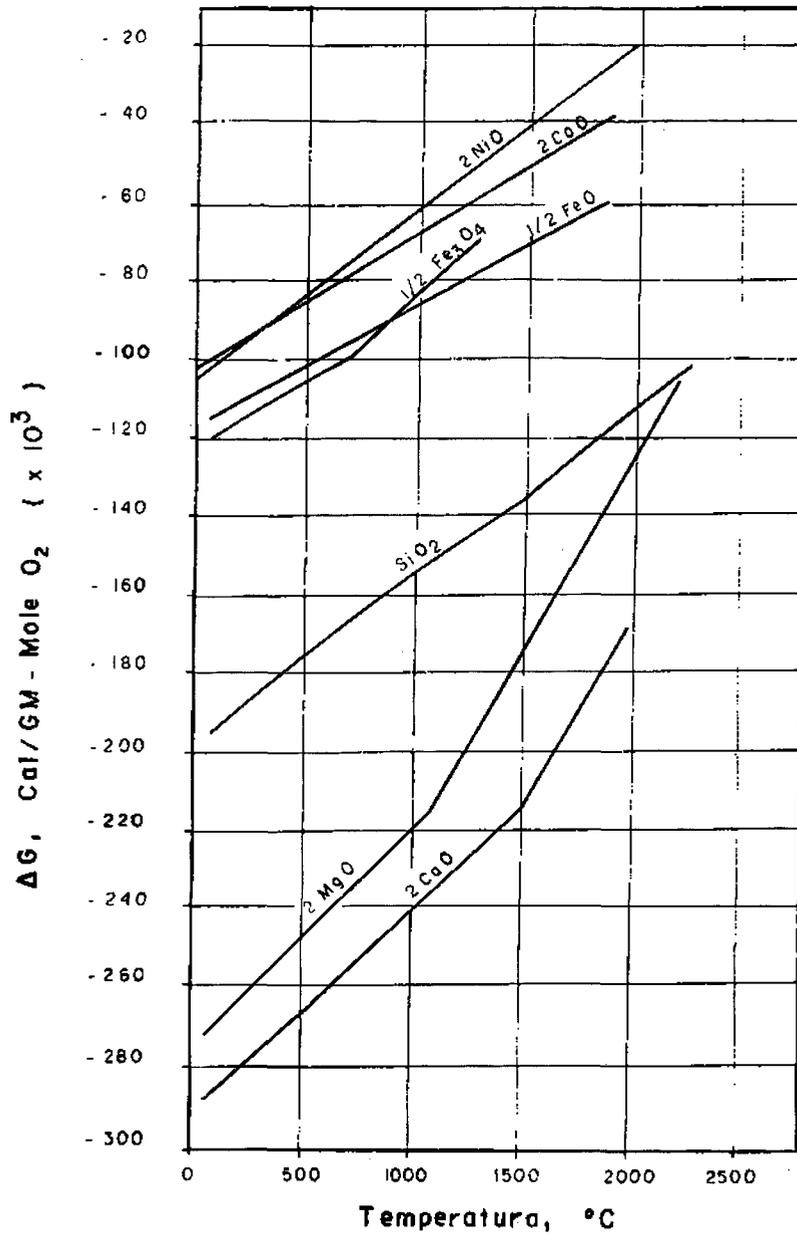


Figura 8 - Diagrama de Ellingham mostra a estabilidade química do cobalto e do níquel. [15]

O cobalto tem facilidade para formar compostos, conforme o diagrama de Ellingham, figura 08. É estável ao ar e temperatura ambiente, mas é pirofórico quando em partículas muito finas. Também é interessante notar que por sua posição no diagrama é quimicamente mais ativo que o níquel.

2.3 - CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES DO METAL DURO

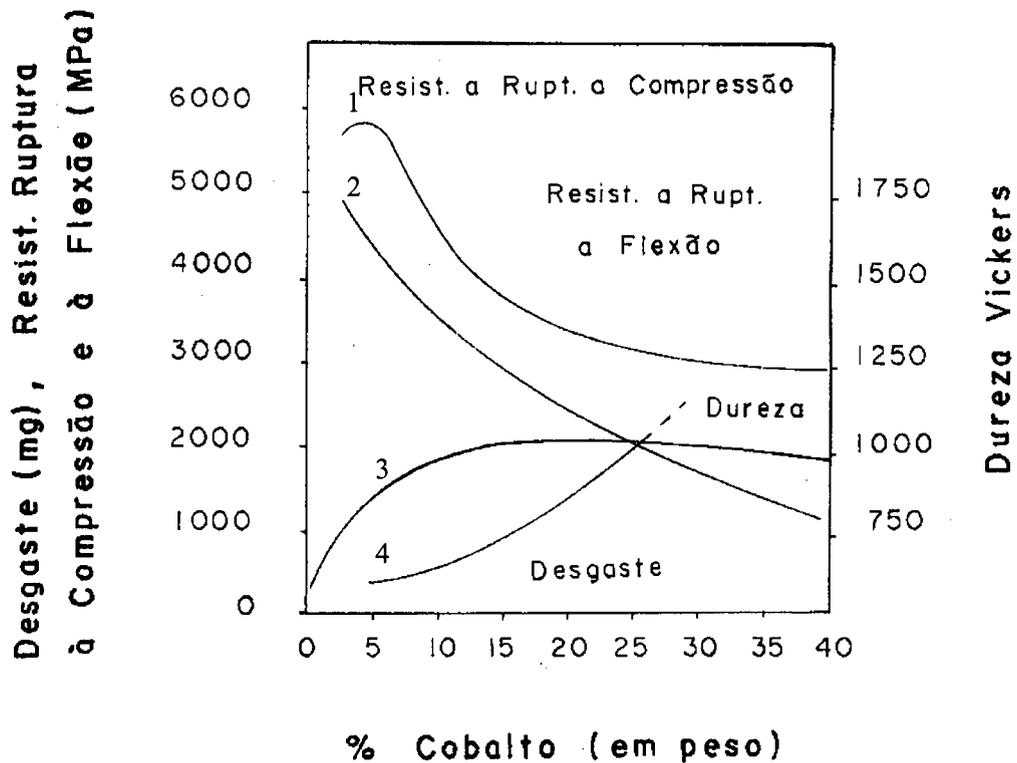
As propriedades mecânicas do metal duro dependem de uma quantidade muito grande de fatores, que vão desde a escolha dos elementos componentes até o tempo que a peça permanece na temperatura de sinteriação.

Neste trabalho, serão abordados apenas algumas das características que mais influem nas propriedades do metal duro.

2.3.1 - TEOR DE LIGANTE

O principal fator na distinção das várias classes de metal duro e suas aplicações é o percentual de fase ligante. A grande maioria dos metais duros tem o elemento cobalto como fase ligante variando entre 6 e 25% em peso na composição.

A figura 09 mostra o comportamento de algumas importantes propriedades mecânicas do metal duro em relação a variação do teor de cobalto.



% Cobalto (em peso)

1 - Resist. a Rupt. a Compressão

2 - Resist. a Rupt. a Flexão

3 - Desgaste

4 - Dureza

Figura 9 - Variação de algumas propriedades do metal duro em função do teor de cobalto.

[16]

Observa-se, nessa figura, uma variação acentuada de algumas propriedades com o aumento do percentual de fase ligante entre 5 e 40% de Co, tais como a resistência à ruptura por flexão tem um aumento significativo até 5 a 10%, segue suave até 20 a 25% de Co e então começa a cair levemente.

2.3.2 - GRANULOMETRIA

Tão fundamental nas propriedades do metal duro quanto percentagem da fase ligante é o tamanho médio dos carbonetos. Entretanto, o que realmente importa na definição das propriedades do metal duro é a relação entre o teor de

ligante e a granulometria do WC (DWC) que, por sua vez, definirá o livre caminho médio (L_{Co}) da microestrutura. Esta relação é o “parâmetro de forma” mostrado na figura 10.

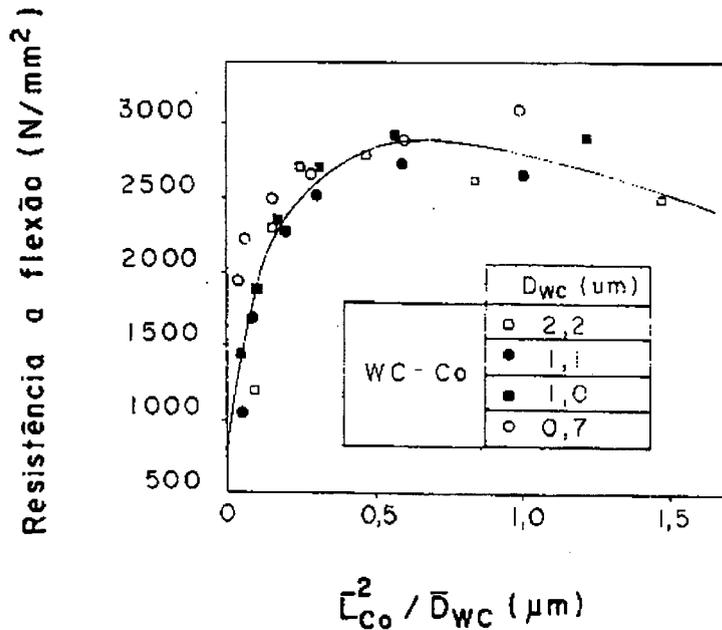


Figura 10 - Influência do parâmetro de forma na resistência à flexão [2].

Sabe-se, porém, de Gurland e Bardzil [17], que granulometrias muito finas de carbonetos podem produzir metais duros com valores de dureza e resistência ao desgaste tão elevados que não se conseguiriam com carbonetos grossos (3 a 7μm), mesmo usando-se quantidade mínima de ligante.

As figuras 11 e 12 ilustram muito bem a influência do tamanho médio de partícula do carboneto de tungstênio na sua dureza e resistência à ruptura por flexão.

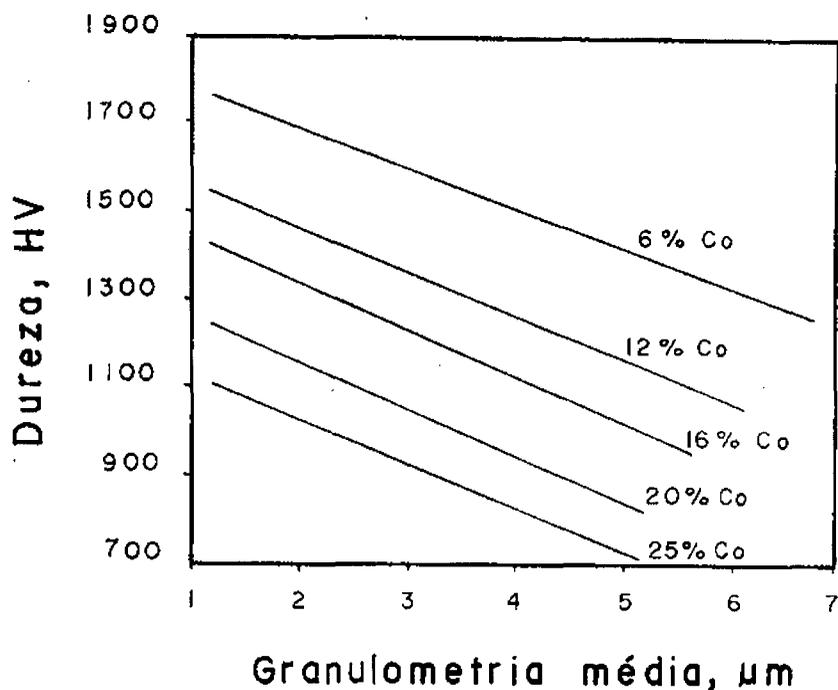


Figura 11 - Variação da dureza com a granulometria para várias composições de metal duro. [18]

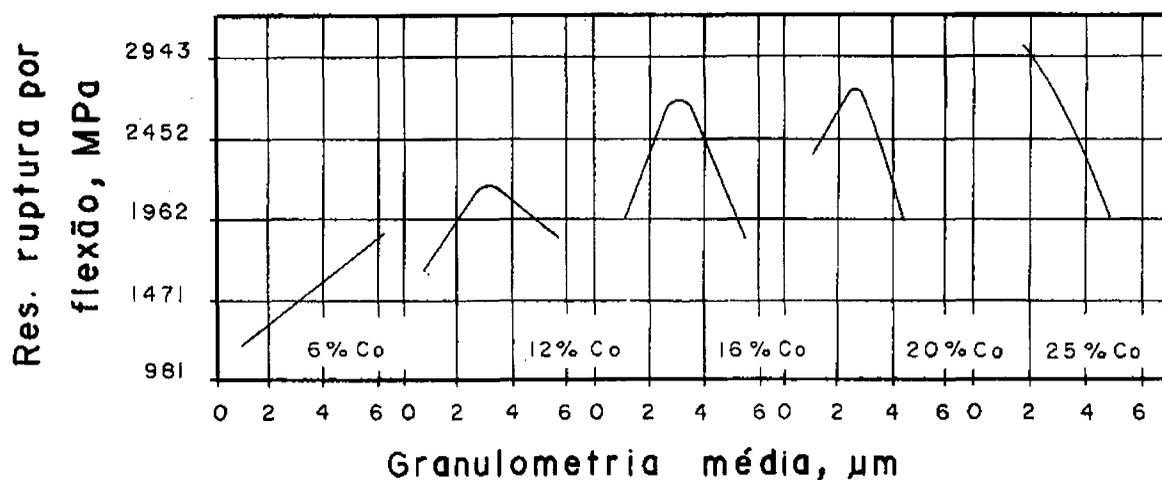


Figura 12 - Variação da resistência à ruptura por flexão com a granulometria para várias composições de metal duro. [18]

2.3.3 - LIVRE CAMINHO MÉDIO

O livre caminho médio no metal duro é a média das distâncias entre as partículas de carboneto de tungstênio; esses espaços são preenchidos pela fase ligante.

De maneira geral, quanto menor for o livre caminho médio, maiores serão a dureza e a resistência à ruptura por flexão e vice-versa, como mostrado na figura 13.

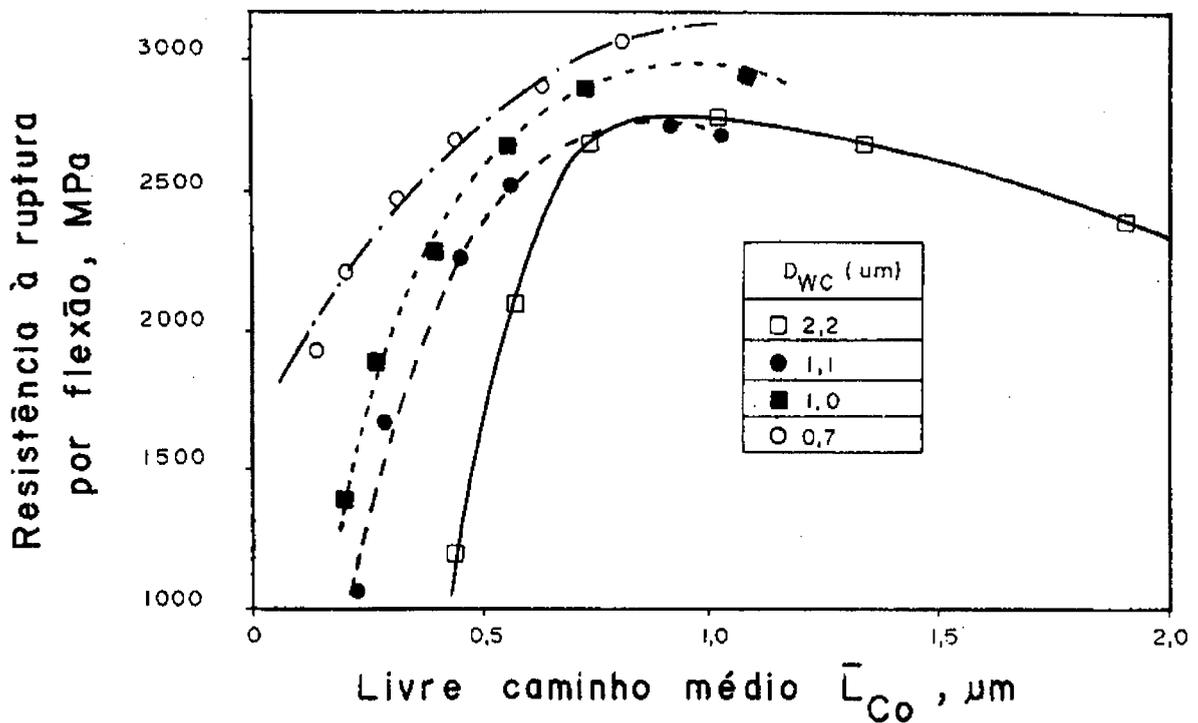


Figura 13 - Influência do livre caminho médio na resistência à ruptura por flexão para várias granulometrias do carboneto [20].

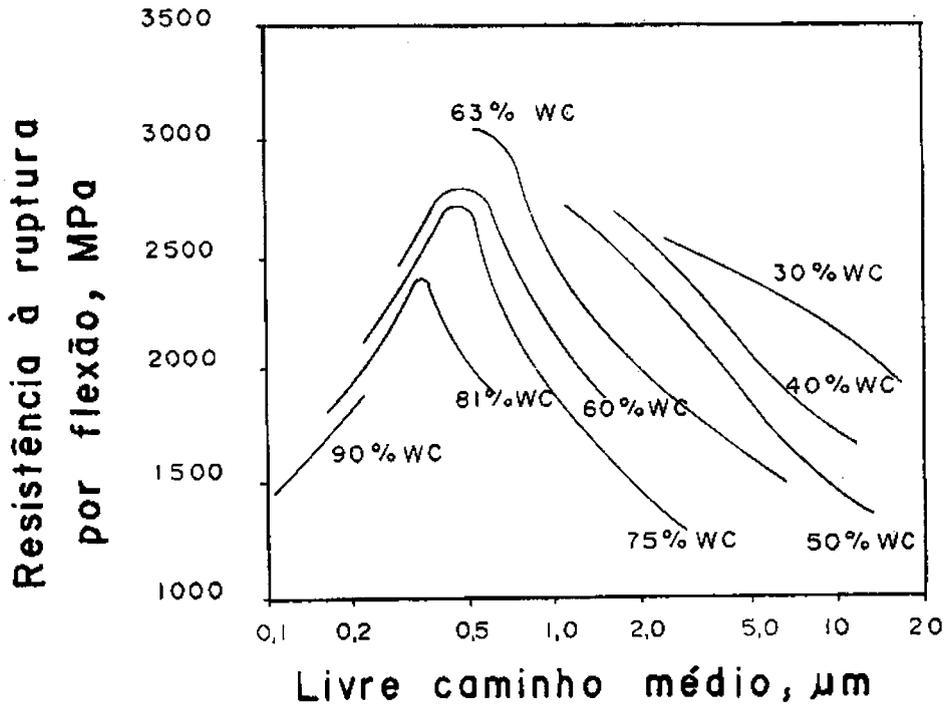


Figura 14 - Influência do livre caminho médio na resistência à ruptura por flexão para várias percentagens de ligante [19].

As figuras 13 e 14 apresentam a influência na resistência à ruptura por flexão do livre caminho médio, para diferentes teores de ligante e granulometrias do WC.

Com a redução da granulometria do carboneto, a superfície específica do pó aumenta exponencialmente, e conseqüentemente, se considerada uma dada quantidade de ligante, com a redução da granulometria do carboneto, o livre caminho médio diminuirá.

2.3.4 - POROSIDADE

Outro fator de importante influência nas propriedades do metal duro é o grau de porosidade na micro estrutura.

Para teores elevados de ligante na composição, pode-se chegar a densidades bem próximas das teóricas. Mas, em contra partida, para teores baixos de cobalto e, principalmente, quando a granulometria do carboneto é fina, a

porosidade residual pode ser elevada comprometendo as propriedades mecânicas da peça. A porosidade depende também de fatores como: mistura e moagem, teor de carbono, presença de impurezas voláteis e má distribuição do ligante [21].

O poro pode ser, na maioria dos casos, ponto de início da fratura. Para evitá-lo existem processos de compactação isostática à quente e de recompactação isostática à quente o que faz com que a peça tenha porosidade residual ínfima. Esses processos são utilizados, principalmente, para metais duros com baixo teor de ligante, uma vez que, para teores elevados, o nível de porosidade é quase o mesmo do obtido pelo processo de sinterização com fase líquida.

2.3.5 - TEOR DE CARBONO

O teor de carbono na composição é um importante aspecto a ser observado sob pena de se ter um comprometimento sério das propriedades do metal duro.

Fora do teor estequiométrico de carbono no WC ocorre, à temperatura ambiente, a presença de grafita livre ou de uma fase intermetálica denominada fase δ (W_6Co_6C). O teor de carbono no WC está entre 6,15 e 6,20% em peso, na fase ligante, entre 0,10 e 0,18% [22]. Para concentrações acima desses valores haverá a reprecipitação de carbono na forma de grafita livre. Nesta situação a resistência à ruptura por flexão sofre uma queda acentuada enquanto que a dureza diminui levemente. Para níveis de carbono pouco acima do estequiométrico, garante-se a ausência da fase δ , bem como, uma boa dissolução do W no ligante, tornando-o muito tenaz como representado na figura 15.

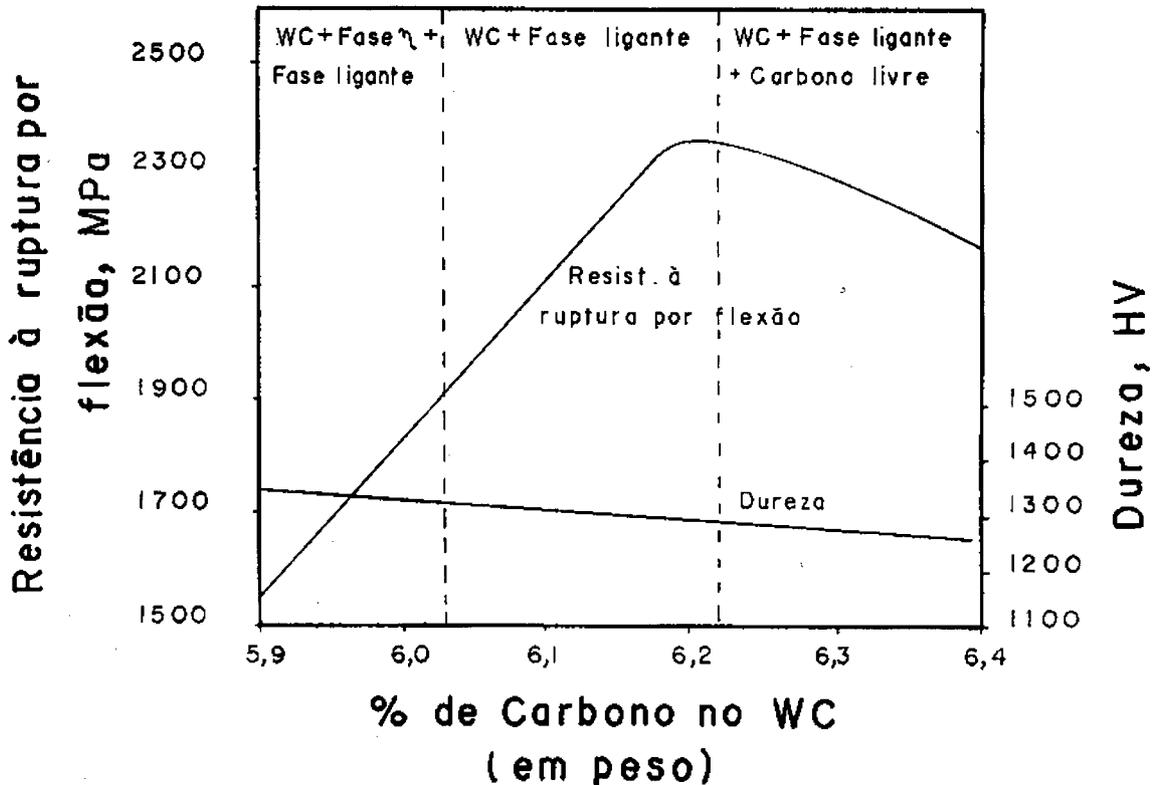


Figura 15 - Variação de propriedades do metal duro WC-10% Co com o teor de carbono [23].

Para teores de carbono no WC abaixo de 6,15% haverá o surgimento da fase δ que é frágil. Além disso a fase δ causa uma diminuição do teor de W no ligante, pois retira-o para formar W_6Co_6C .

O mal que a presença desta fase intermetálica causa ao metal duro pode ser avaliado na figura 15, onde se nota uma drástica queda da resistência à ruptura por flexão.

2.4 - APLICAÇÕES DO METAL DURO

Dentre as qualidades do metal duro, certamente a mais explorada é a sua grande resistência ao desgaste. Com modificações na composição, sem alterar sua estrutura básica, as peças de metal duro podem atuar em situações distintas, como matrizes para extursão de aços (72% WC, 25% Co, 3% TiC + TaC), bicos para

jateamento abrasivo (94% WC, 6% Co), selos mecânicos em ambientes agressivos (WC-Cr-Ni) e pastilhas para usinagem, com uma gama de composições apresentando uma solução para cada tipo de material a ser usinado.

A produção mundial de metal duro gira na casa de dezenas de milhares de toneladas, com boa parte destinada à usinagem. A figura 16 dá uma idéia da distribuição do metal duro conforme sua aplicação.

Aplicações mais comuns: pastilhas de usinagem, brocas de mineração e perfuração de poços, matrizes para conformação em geral, rolos de laminação, buchas, anéis, ferramentas de corte, brocas, alargadores, fieiras, atomizadores para material cerâmico, guias de broca, pontas de apalpadores, esferas e pinos para moinhos, bicos para jateamento abrasivo, etc.

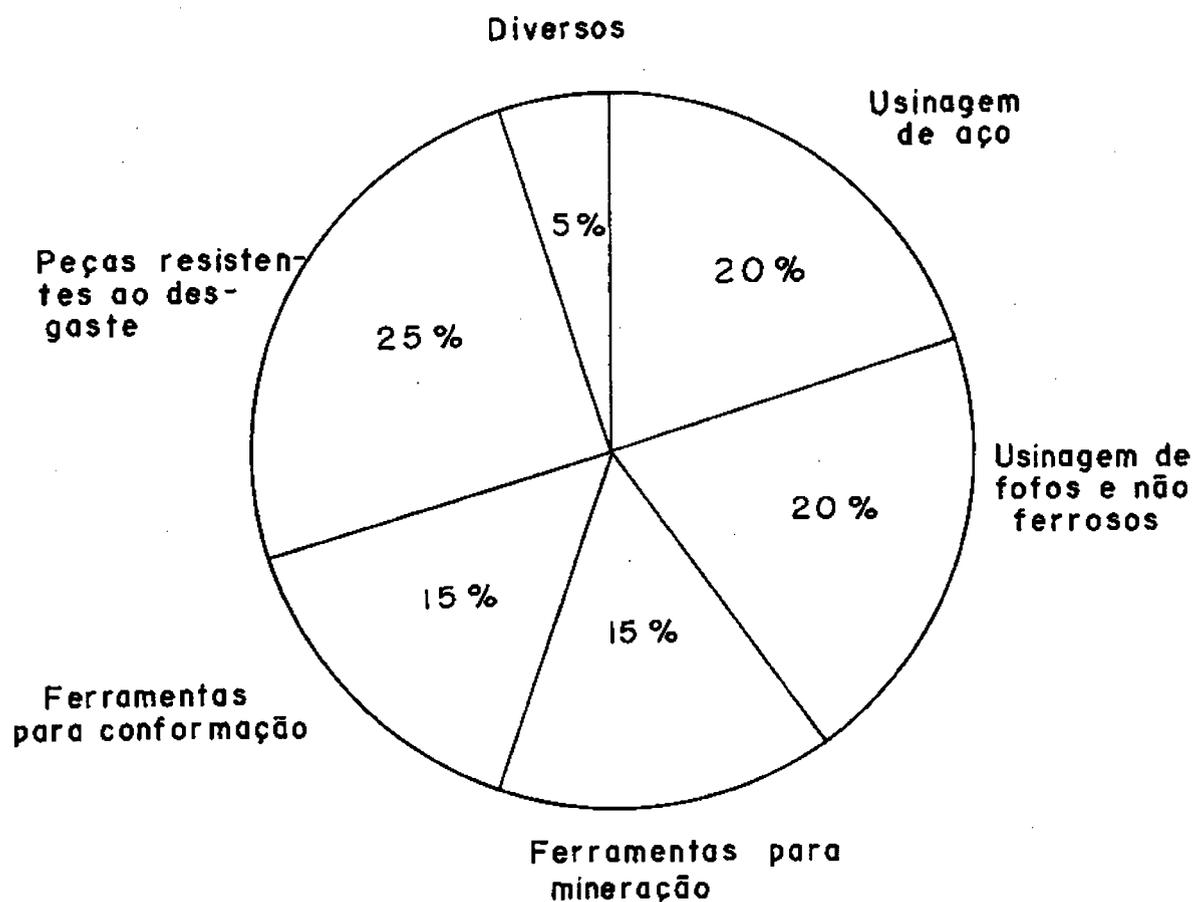


Figura 16 - Campos de aplicação do metal duro segundo sua frequência de uso.

É importante mencionar a drástica queda de dureza e de resistência ao desgaste do metal duro em situações onde se desenvolvem altas temperaturas, como no caso de laminação a quente de arames e usinagem de aço com formação de cavaco contínuo. Neste caso, também ocorre difusão química entre componentes do metal duro e do aço, promovida pela elevada temperatura e altas pressões localizadas. Devido à grande afinidade entre os elementos Fe, Co e C, ocorre transferência de Fe para o metal duro e Co e C para o cavaco, causando uma fragilização da ferramenta, principalmente pela saída do C.

2.5 - NOVAS LIGAS DESENVOLVIDAS

No metal duro, em sua maioria, a fase ligante é constituída de cobalto, um elemento especial por suas características e propriedades. O cobalto também é bastante utilizado na medicina, nas tinturas, na metalurgia e na química em geral. Com toda essa sua versatilidade e com o leque de aplicações, é preocupante a dependência que a tecnologia moderna tem desse elemento e, mais ainda, a situação das reservas mundiais. Devido a isso, muitos pesquisadores espalhados pelo mundo, tentam encontrar um substituto à altura ou mais barato para todas as situações onde o cobalto é utilizado.

Muitas pesquisas já se fizeram visando substituir, parcial ou totalmente, o cobalto no metal duro, aliado ao acréscimo de carbonetos múltiplos. Nasceram, então, metais duros com novos ligantes promissores, que resolvem em parte o problema e têm aplicações específicas, porém sem grande expressão.

A molhabilidade entre ligante e carbonetos é o fator que diferencia a seleção dos elementos que podem ou não serem usados como fase ligante. Os do grupo de Fe, como o Co, Ni, Cu e o próprio Fe, possuem esta propriedade com o cobalto em excelência.

O Dr. Prakash [2] (Alemanha), em 1983, apresentou um trabalho no qual propunha um ligante formado por Fe-Co-Ni que levou a metais duros que apresentavam propriedades relativamente boas para determinadas aplicações.

Recentemente, o trabalho desenvolvido pelo Dr. Navarro [6] propõe a substituição do Co por um ligante à base de Ni, endurecido por Si ou Si + Al. Esse metal duro apresentou boas propriedades iniciais, aliando muito bem a dureza com a tenacidade e é objeto de estudo, em relação a outras propriedades, no presente trabalho.

CAPITULO III

DESGASTE

“Desgaste é a indesejável e cumulativa mudança em dimensões, motivada pela remoção gradual de partículas da superfície em contato e com movimento relativo, devido, principalmente, a ações mecânicas”[24].

Desgaste ocorre como consequência natural de um movimento relativo entre superfície em contato. Muitos mecanismos podem estar envolvidos no desgaste, separadamente ou ao mesmo tempo, principalmente para os metais. Apesar do fato dos mecanismos de desgaste serem, individualmente, bem conhecidos, o fenômeno permanece tanto quanto imprevisível em termos quantitativos.

Tabela V - Atrito e desgaste e, testes de Pino e Anéis de Aço para ferramentas

* exceto nos Testes 1 e 6 - Carga 400 gVeloc. = 180 cm/s

| Materiais | Coef. Atrito | Desgaste ($\text{cm}^3/\text{cm } 10^{-12}$) |
|-----------|--------------|---|
|-----------|--------------|---|

| | | |
|---------------------------|------|---------|
| 1. Aço doce em aço doce | 0,62 | 157.000 |
| 2. 60/40 bronze ao chumbo | 0,24 | 24.000 |
| 3. PTE (teflon) | 0,18 | 2.000 |
| 4. Aço inox ferrítico | 0,53 | 270 |
| 5. Polietileno | 0,65 | 30 |
| 6. WC em WC | 0,35 | 2 |

Embora os coeficientes de atrito entre pares de materiais estejam entre 0,1 e 1,0, o desgaste correspondente pode variar em milhares de vezes [25], como mostra a tabela V.

Desgaste em metais é muito complexo e inclui fatores complicativos como a dureza das superfícies, oxidação do metal exposto, transferência de metal e mudanças de fase na composição metalúrgica. Mais e mais a atenção tem sido voltada à questão de como, exatamente é constituído o desgaste, como deve ser medido, que interação de fatores determina sua magnitude e como pode ser minimizado e controlado.

3.1 - MECANISMO DE DESGASTE

As pesquisas sobre desgaste são bastante recentes em relação a outras ciências. Importantes passos têm sido dados no caminho de seus mistérios nos últimos 40 anos, notadamente, nos anos 70. Talvez, por este fato, ainda não há, entre os pesquisadores, unanimidade sobre uma classificação dos tipos de mecanismos de desgaste. Alguns trabalhos mais recentes sugerem uma quantidade excessiva de tipos que são derivações dos mecanismos básicos de desgaste. Pretendem, com isso, sugerir definições para níveis diferentes de desgaste ou composições de mecanismos num mesmo processo de desgaste.

Para se estudar e melhor entender o desgaste, é essencial conhecer os distintos e independentes mecanismos envolvidos. Burwell [26] listou quatro mecanismos básicos de desgaste, quais sejam:

- A - Desgaste Abrasivo
- B - Desgaste Adesivo

C - Desgaste Corrosivo

D - Desgaste por Fadiga Superficial

3.1.1 - DESGASTE ABRASIVO

O desgaste por abrasão ocorre quando de uma determinada superfície são arrancadas partículas pela rugosidade de uma superfície dura ou por uma partícula abrasiva entre as superfícies em movimento relativo.

Poranto, o mecanismo de desgaste pode se apresentar de duas formas [25]:

a - de dois corpos

b - de três corpos

O desgaste abrasivo de dois corpos se caracteriza pela dureza superior de uma superfície em relação a outra e pela rugosidade da superfície mais dura. Caso isto não ocorra, provavelmente o abrasivo não será o mecanismo de desgaste dominante.

Nesta modalidade de desgaste, os picos da superfície dura, que desliza sobre a mole, risca-a arrancando partículas ou suas rugosidades. Embora pareça de toda maléfico, este mecanismo de desgaste é muito bem aproveitado em limagem e retíficas.

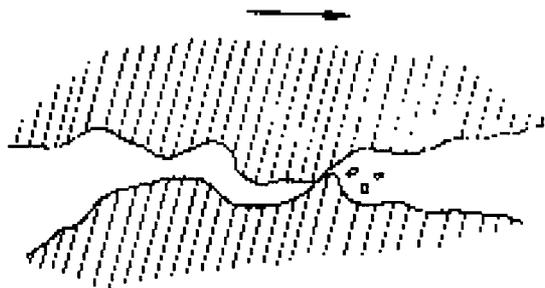


Figura 17 - Mecanismo de abrasão de dois corpos.

Já no desgaste abrasivo de três corpos, a presença de uma partícula abrasiva entre as superfícies irá causar prejuízo na de dureza superior. Isto porque há uma tendência de algumas partículas abrasivas se inscrustarem na superfície

mais mole riscando a outra. Esta aderência é temporária enquanto que outros grãos abrasivos ficam rolando entre as superfícies sem causar prejuízo significativo.

Para que este tipo de desgaste ocorra, é necessário que as partículas abrasivas não sejam muito finas e que sejam mais duras que as superfícies do sistema.

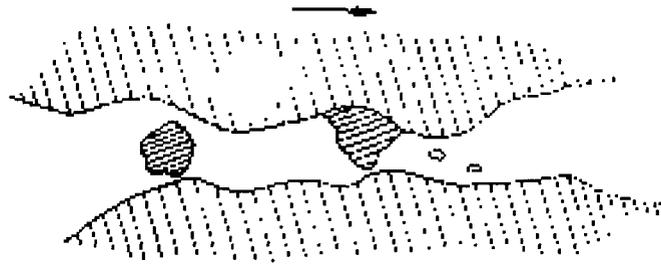


Figura 18 - Mecanismo de abrasão de três corpos.

Esta forma de desgaste que pode ser danosa em equipamentos mecânicos com superfícies em movimento relativo e expostas ao ambiente, também pode ser muito importante como em operações de polimento e lapidação.

3.1.2 - DESGASTE ADESIVO

O desgaste por adesão ocorre sempre que superfícies metálicas se atritam, mesmo que tenham um excelente acabamento.

Quando as superfícies estão em contato, apenas poucos pontos se tocam e a área real de contato é muito pequena. Isto faz com que, mesmo para cargas muito baixas, as pressões nos pontos de contato sejam grandes o suficiente para ultrapassar a tensão de escoamento de um dos materiais, causando uma deformação plástica local até que a área real de contato seja aumentada a ponto de suportar a carga aplicada.

Se as superfícies não apresentam sujeira ou filmes de corrosão que impeçam o contato íntimo dos metais nos pontos deformados, surgirão fortes forças de adesão provocando a chamada "soldagem a frio". Um subsequente deslizamento

entre as superfícies provocará rompimento ~~ho ponto~~ ~~adentro~~ ou fora dele. Isto dependerá de condições superficiais como a temperatura, a geometria local, grau de encruamento, tensões envolvidas e a compatibilidade entre os metais [27]. Com o rompimento em outro ponto, que não na interface original, fica caracterizada a transferência de material de um corpo para outro e o início do processo de desgaste por adesão [25].



Figura 19 - Mecanismo de desgaste por adesão.

O desgaste por adesão pode ser controlado e ter seus efeitos amenizados, assim como pode chegar a níveis onde causa uma adesão tão forte que as forças atuantes não são suficientes para provocar o deslizamento. Nestes níveis, a adesão é chamada de engripamento.

3.1.3 - DESGASTE CORROSIVO

Este mecanismo de desgaste tem início quando uma das superfícies que estão ou estarão em contato é atacada quimicamente por líquidos ou gás presentes no ambiente. O filme de material atacado possui características diferentes do resto do corpo e será removido quando em deslizamento por outra superfície. Portanto o desgaste corrosivo necessita de corrosão e deslizamento.

Normalmente, o filme arrancado provém de uma oxidação causada por vapor d'água ou pela presença de gases corrosivos presentes no ar. Após a remoção do filme de óxido, uma nova película pode ser formada imediatamente provocando assim uma situação de desgaste incontrolado. Em contrapartida, existem situações nas quais há formação de uma camada protetora, onde o tradicional exemplo é o surgimento instantâneo de uma finíssima película óxida na superfície do alumínio, de forma contínua.

Nos casos onde a corrosão é a maior causa do desgaste, há uma interação entre os vários mecanismos. Comumente a corrosão e a abrasão estão combinadas. Normalmente as partículas óxidas removidas são abrasivas e como a adesão é improvável, elas farão parte do conseqüente desgaste abrasivo de três corpos, que agravará os prejuízos causados às superfícies.

Esta forma de desgaste pode ser controlada pela utilização de substâncias anticorrosivas ou mesmo pela formação de uma camada protetora.

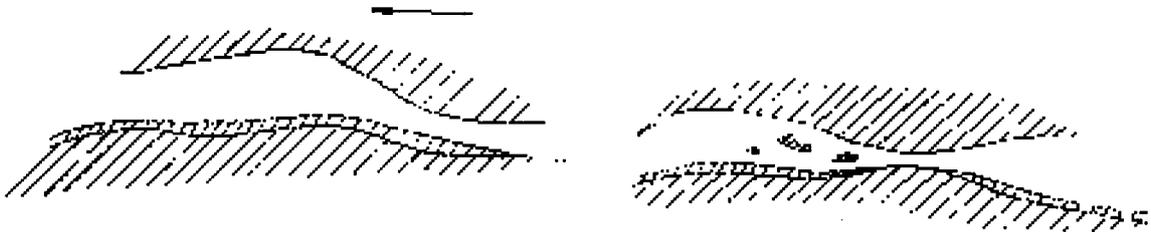


Figura 20 - mecanismo de desgaste por corrosão.

É interessante ressaltar que, em casos onde o desgaste adesivo é desastroso, a corrosão pode ser provocada pospositamente por substâncias corrosivas para se ter, então, um desgaste mais ameno (por exemplo, em usinagem de metais [25]).

3.1.4 - DESGASTE POR FADIGA SUPERFICIAL

Os mecanismos de desgaste abrasivo e adesivo dependem de um contato direto entre as superfícies e tem seus efeitos cumulativos desde o início do deslizamento. No caso da fadiga superficial, este desgaste não é progressivo e se manifesta de forma abrupta a um tempo que dificilmente pode ser previsto. Ele ocorre em superfície em contato com rolamento. Segundo Hertz [28], a máxima tensão de compressão ocorre na superfície, mas a máxima tensão de cisalhamento ocorre abaixo desta superfície. Devido ao rolamento, estas tensões de cisalhamento variam de zero a um máximo e retornam a zero, produzindo tensões cíclicas que poderão levar ao surgimento de uma trinca abaixo da superfície. A propagação dessa trinca fará com que ela aflore. Após surgir na superfície, sua propagação fica

a carga da penetração de óleo que, aprisionado e comprimido pela superfície rolante, age como uma cunha. Esta forma de desgaste é caracterizada pelo tamanho das partículas arrancadas e pela geometria das crateras deixadas. Na ausência de óleo, formar-se-ão escamas de geometria diferentes.

Para se evitar a formação de crateras (pitting), são usados óleos de viscosidade mais elevada para que não possam entrar na trinca e formar a cunha.

As peças sujeitas ao desgaste por fadiga superficial podem ter uma variação muito grande na sua vida útil. Sujeitas aparentemente às mesmas condições, as variações podem chegar a 200 vezes, o que não ocorre em outros mecanismos de desgaste.

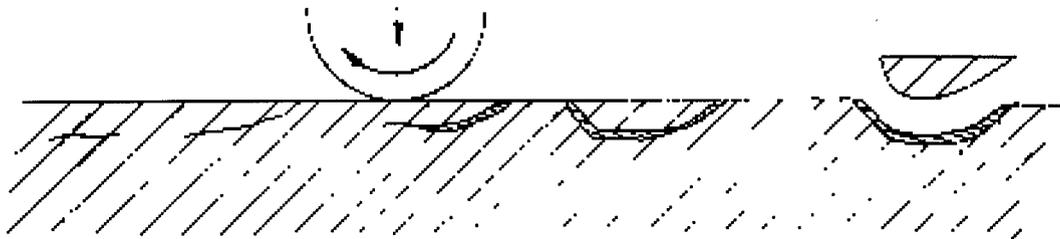


Figura 21 - Mecanismo de desgaste por fadiga superficial.

Evidentemente, é muito difícil afirmar que há apenas um dos mecanismos básicos de desgaste atuando em determinado sistema. Mas, neste trabalho, daremos evidência ao desgaste abrasivo de três corpos por ser, como comprovaremos adiante, a principal forma de desgaste atuante em nossos ensaios.

CAPITULO IV

SELEÇÃO DAS LIGAS, PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS E ENSAIOS REALIZADOS

4.1 - SELEÇÃO DAS LIGAS E METODOLOGIA

Para o desenvolvimento do presente trabalho, foram selecionadas as composições Ni + 5%Si e Ni + 3%Si + 3%Al para fase ligante, baseado nos resultados obtidos na tese de doutoramento do prof. Julio Navarro [6], parte dos quais foram reproduzidos na tabela VI. As propriedades analisadas foram : resistência à ruptura por flexão e dureza. Além dessas propriedades, a avaliação das ligas baseou-se na análise microestrutural desses metais duros.

Tabela VI - Relação das composições Desenvolvidas no LABMAT.

| Liga Nº | DWC (μm) | % WC | % de ligante | Composição do ligante | | | | Dureza HV 20 | Resist. à ruptura por flexão [N/mm ²] |
|------------|--------------------------|-------|-----------------|-----------------------|------|------|------|-----------------|---|
| | | | | % Ni | % Si | % Al | % C | | |
| 1 | 5,00 | 86,35 | 13,65 | 95,23 | 3,33 | - | 1,43 | 1016 | 2011 a 2531 |
| 2 | 2,50 | 86,35 | 13,65 | 95,23 | 3,33 | - | 1,43 | 1144 | 2133 a 2885 |
| 3 | 2,50 | 86,35 | 13,65 | 93,83 | 4,32 | - | 1,84 | 1197 | 2335 a 2810 |
| 4 | 2,50 | 86,35 | 13,65 | 92,47 | 5,27 | - | 2,25 | 1144 | 2507 a 3110 |
| 5 | 5,00 | 86,35 | 13,65 | 90,00 | 7,00 | - | 2,99 | 1037 | 1910 a 2724 |
| 6 | 2,50 | 94,00 | 6,00 | 94,10 | 4,10 | - | 1,80 | 1510 | 1510 a 1890 |
| 7 | 2,50 | 92,00 | 8,00 | 94,13 | 4,10 | - | 1,80 | 1436 | 1592 a 2156 |
| 8 | 2,50 | 90,00 | 10,00 | 94,10 | 4,10 | - | 1,80 | 1362 | 1786 a 2260 |
| 9 | 2,50 | 88,00 | 12,00 | 94,10 | 4,10 | - | 1,80 | 1220 | 2568 a 3192 |
| 10 | 2,50 | 86,35 | 13,65 | 94,10 | 4,10 | - | 1,80 | 1190 | 2335 a 2810 |
| 11 | 2,50 | 90,00 | 10,00 | 97,00 | - | 3,00 | - | 1082 | 1611 a 2141 |
| 12 | 2,50 | 90,00 | 10,00 | 95,00 | - | 5,00 | - | 1280 | 1770 a 2359 |
| 13 | 2,50 | 89,80 | 10,00 | 95,00 | - | 5,00 | 0,20 | 1257 | 1423 a 2169 |
| 14 | 2,50 | 90,00 | 10,00 | 93,00 | - | 7,00 | - | 1400 | 1020 a 1445 |
| 15 | 2,50 | 90,00 | 10,00 | 94,00 | 3,00 | 3,00 | - | 1362 | 1640 a 2231 |

Os metais duros estudados com os ligantes a base de níquel, foram comparados com metal duro convencional (WC-Co), para não só quantificar como também, qualificar sua resistência à abrasão. Para se ter maior certeza nos resultados quando da comparação, optou-se por confeccionar os corpos de prova de metal duro convencional e ensaiá-los nas mesmas condições que as novas ligas.

Foram produzidas amostras de metal duro com 4 (quatro) percentagens distintas de fase ligante: 6, 10, 12 e 18%, para os três tipos de ligantes usados.

Essas percentagens de ligante foram escolhidas estrategicamente por serem normalmente destinadas a aplicações muito distintas umas das outras, mas sempre onde a principal propriedade requisitada é a resistência ao desgaste. Por

exemplo, o metal duro com 6% de Co é usado em aplicações que exigem alta dureza aliada à elevada resistência ao desgaste, como em bicos de jateamento, assentos de válvulas, etc. Já os de 18% necessitam de tenacidade aliada a resistência ao desgaste, pois são empregados em matrizes de conformação mecânica, onde devem suportar a produção de milhões de peças sem comprometer as dimensões.

Obviamente, percentuais de ligante fora dessa faixa são também utilizados, mas com frequência relativamente baixa.

4.2 - MATÉRIA PRIMA UTILIZADA

- Pó de Carboneto de Tungstênio

Na confecção dos corpos de prova do presente trabalho, foi utilizado um tipo de carboneto como fase dura, o de tungstênio. Evitou-se, assim, uma complexidade demasiada dos experimentos dando maior ênfase às composições de maiores aplicações.

O pó de WC foi adquirido da Seco Tools do Brasil. Foi utilizado pó de WC com tamanho médio de partícula de 2,5 μm , por ter sido também usado no trabalho anterior [6] e por ser, de longe, a granulometria mais produzida e utilizada pelos fabricantes de metal duro no Brasil.

- Pó de Níquel

O níquel, base do ligante, foi obtido a partir do carboneto de níquel, produzido pela Níquel Tocantins. O carboneto foi convertido em óxido pela calcinação. A calcinação do carboneto de níquel foi feita em forno tipo mufla à temperatura de 1100°C por 3 horas. O óxido obtido foi misturado aos demais componentes do metal duro (WC, SiC, AlN).

Durante a mistura o óxido é bastante moído, tornando a massa de pó homogênea com o óxido de níquel finamente distribuído, o que influencia sobremaneira a formação do livre caminho médio durante a sinterização.

Principais elementos revelados pela análise química no pó de carbonato de níquel: Ni = 44,88%; C = 3,25%; MgO = 0,85%; Mn = 0,11%; Co = 1,2 %; S = 0,13%.

A mistura, antes de seguir seu processamento, foi reduzida a 700°C por 1 hora em forno de grafite sob atmosfera de H₂.

- Pó de Carboneto de Silício

O pó de carboneto de silício usado apresentou tamanho de partícula de 1µm; foi adquirido da Carborundum, tendo pureza de 99%, com tamanho de partícula maior e moído até 1µm, aproximadamente.

- Pó de Nitreto de Alumínio

O pó de nitreto de alumínio possuía granulometria inicial abaixo de 75 µm. Sendo de dureza elevada e conseqüentemente quebradiço, o pó de AlN foi moído durante 100 horas em moinho do tipo "mortar" com panela de metal duro sob proteção líquida de heptano.

Não foi feito um controle final do tamanho de partícula do AlN e seu grau de pureza é da ordem de 99%. O pó inicial foi obtido d Stark Berlin, Alemanha.

- Pó de Carbono

Foi utilizado pó de carbono de alta pureza, importado da Alemanha e com tamanho de partícula inferior a 2 µm.

4.3 - PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS

- Mistura dos Componentes

Embora tenham utilizado, aproximadamente, 100 gramas para confecção dos corpos de prova (CP), as misturas foram preparadas com 800 gramas cada, pois a experiência acumulada ao longo de anos de pesquisa levou à conclusão que, para quantidades menores de pó (no caso dos moinhos usados), a mistura é deficiente, causando problemas sérios na estrutura final da peça. O sistema de mistura escolhido foi o moinho de bolas, por sua reconhecida eficiência no efeito de mistura, isto é, íntima aproximação entre as partículas de carbonetos e as do ligante. Outra vantagem é o não aquecimento da massa, o que causaria, fatalmente, a oxidação de alguns componentes. Industrialmente, um novo equipamento vem sendo usado, o "Atritor", que tem o mesmo efeito do moinho de bolas com a vantagem de ser mais rápido.

Foi utilizada uma quantidade de esferas 2,5 vezes superior à quantidade de pó, em peso, e rotação do recipiente entre 45 e 55 rpm. As esferas usadas foram de metal duro e o recipiente de aço cementado.

O tempo de mistura foi, para todas as composições, de 140 horas. Foi adicionado heptano à mistura para protegê-la contra oxidação, facilitar a movimentação das esferas e não permitir a separação por diferença de densidade entre, principalmente, C e WC.

Após a etapa de mistura, esta sofreu redução de H₂ como já comentado.

- Adição do Aglutinante

Na indústria, utiliza-se como elemento aglutinante a parafina ou etileno glicol, em quantidades entre 1,5 e 2% de peso da mistura, dissolvidos em um líquido hidrocarboneto qualquer, como heptano, hexano, éter, acetona, álcool, etc. Comprovadamente, quantidades inferiores a 1,5% de aglutinante tornam a lubrificação e a aglutinação do pó insuficientes. Em contrapartida, acima de 2% podem causar defeitos pela saída brusca de grande quantidade do aglutinante do interior da peça quando da desparafinação.

Além da função de aglutinação do pó, a parafina ou etileno glicol tem o importante papel de, durante a compactação, lubrificar as paredes da matriz/punções facilitando, principalmente, a extração do compactado.

No presente trabalho, utilizou-se, em todas as misturas, 1,5% em peso de parafina do tipo P.A. dissolvida em heptano, também P.A. . Após a adição do aglutinante, o pó foi secado, peneirado e granulado, utilizando-se grânulos entre 200 e 300 μm para compactação.

A granulação do pó é fundamental para a melhoria de sua escoabilidade, responsável pelo preenchimento da matriz de compactação. O preenchimento não homogêneo da cavidade causa gradientes de densidade do compactado, podendo, conseqüentemente, surgir grandes “vazios” (macroporos) durante a sinterização.

- Compactação

Os corpos de prova foram compactados em matriz de aço, de perfil retangular, do tipo flutuante (duplo efeito) e com pressão de 130 Mpa. Pressão essa intermediária às aplicadas industrialmente, que vão de 100 a 150 Mpa em matrizes simples ou de duplo efeito. A compactação foi efetuada em prensa hidráulica com velocidade de aplicação de carga lenta e constante.

- Desparafinação e Pré-Sinterização

As amostras foram desparafinadas e pré-sinterizadas em um forno elétrico com resistência de grafita, sob atmosfera redutora ($\text{H}_2 + \text{N}_2$). Por ser forno de aquecimento direto, as peças foram acondicionadas em barquetes de alumina e recobertas com pó grosso de grafita, o que evitou aquecimento muito rápido e gradientes exagerados de temperatura.

Como a evaporação da parafina se processa totalmente entre 350 e 500°C, a velocidade de aquecimento foi controlada e bastante lenta nessa faixa (1 a 2°C/min).

Esse cuidado impede a saída brusca da parafina do interior da peça. Após a desparafinação seguiu-se o aquecimento a uma velocidade maior (6 a 8°C/min) até 800°C onde se manteve a temperatura por 60 min.

Nessa temperatura, surgem ligações (“necks”) entre as partículas de níquel, que originam uma certa resistência no compactado. Essa resistência mecânica, adquirida na pré-sinterização, é suficiente para que a peça seja, com cuidados, trabalhada pelos processos convencionais de remoção de material, como usinagem, retífica, etc.

Pré-sinterizados, inicialmente com 50 x 10 x 7 mm, os CP's foram, então, cortados, ficando com 24 x 10 x 7 mm.

- Sinterização

Para sinterização das peças, foi utilizado o mesmo equipamento usado na etapa de pré-sinterização, composto por:

- um forno com resistência de grafita, que opera sob vácuo, atmosferas redutoras ou inertes;
- uma bomba de vácuo de duplo estágio com vazão de 4m³/h;
- gases H₂ e N₂ do tipo comercial.

A sinterização foi feita da seguinte forma:

- acondicionamento das amostras em barquetes de grafita cobertas com pó grosseiro de grafita;
- três evacuações da câmara de sinterização, à temperatura ambiente, intercaladas pelo enchimento da câmara por N₂ (2 vezes) e N₂+H₂ que permanecia até o fim da sinterização;
- aquecimento à velocidade de 6 a 8 °C/min até a temperatura de sinterização;
- manutenção na temperatura de sinterização por 90 min;

- resfriamento lento, dentro do forno, até a temperatura ambiente.

O cuidado na “lavagem” da câmara de sinterização por gases inertes, deve-se à necessidade de se manterem baixas as pressões parciais de O_2 e umidade durante a sinterização, o que não seria garantido apenas pelo deficiente sistema de vácuo.

Deve-se ressaltar que a presença abundante de carbono, juntamente com o H_2 , proporcionou condições muito boas para a sinterização do metal duro, com níquel e com cobalto, não tendo sido detectada presença de óxidos nas microestruturas. Todas essas condições de sinterização também refletiram na inexistência da fase δ , bem como, no surgimento esporádico de grafita livre em algumas amostras.

Tabela VII - Temperaturas de Sinterização Utilizadas para as Composições Estudadas.

| % Ligante Composição | 06 | 10 | 14 | 18 |
|----------------------------------|------|------|------|------|
| WC-NiSiAl | 1470 | 1470 | 1420 | 1420 |
| WC-NiSi | 1470 | 1460 | 1420 | 1420 |
| WC-Co | 1460 | 1420 | 1400 | 1400 |
| Temperatura de Sinterização (°C) | | | | |

As amostras foram sinterizadas em quatro grupos, cada qual numa faixa de temperatura diferente, dependendo do percentual da fase ligante.

4.4 - ENSAIOS REALIZADOS

4.4.1 - PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras foram preparadas de acordo com o ensaio pretendido. Basicamente, todas tiveram a camada “pele de sinterização” retirada por retífica com rebolo diamantado. Trata-se de uma camada de 0,15 a 0,3 na superfície da peça, que possui características e propriedades muito diferentes das do núcleo. Essas diferenças se devem a reações com o ambiente de sinterização, causando efeitos como a evaporação da fase ligante, crescimento exagerado dos carbonetos e eventual perda de carbono.

Os corpos de prova tiveram as superfícies a serem ensaiadas retificadas, primeiramente por um rebolo de desgaste e posteriormente por um de acabamento, ambos diamantados. As amostras destinadas à metalografia, ensaio de dureza e ensaio de resistência à ruptura por flexão foram polidas com pasta de diamante desde 15 μm , passando pela de 6,3 até a de 1 μm . Sendo que os corpos de prova para ensaio de ruptura por flexão tiveram suas quatro laterais trabalhadas seguindo exigências da norma ASTM 8865-79.

4.4.2 - ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados em equipamento HECKERT-JENA, modelo HPO-250, usando-se escala Vickers e carga 20 N.

4.4.3 - ANÁLISES METALOGRAFICAS

As análises metalográficas foram realizadas em microscópio ótico NEOPHOT 31 marca ZEISS JENA. As amostras sofreram polimento e foram atacadas com reagente de Murakami por 10 segundos para revelar a possível presença de fase intermetálica.

4.4.4 - ENSAIOS DE RESISTÊNCIA À RUPTURA POR FLEXÃO

Os ensaios de resistência à ruptura por flexão foram orientados pela norma ASTM B-406-76, específicas para metais duros, que prevê a utilização de CP's com dimensões de $5,0 \pm 0,25 / 6,25 \pm 0,25 / 19$ mm, com rugosidade máxima de $0,4 \mu\text{m}$ (RMS) nas quatro laterais. A figura 22 mostra o dispositivo de ensaio, no qual a peça de metal duro sofre a aplicação de uma carga pontual por uma esfera de 10 mm de diâmetro, quando apoiada sobre dois roletes distantes 14,3 mm um do outro. A esfera e os roletes também são de metal duro e o CP é posicionado por um parafuso micrométrico. A aplicação da carga deve ser lenta e constante, na ordem de 1,5 kN/s.

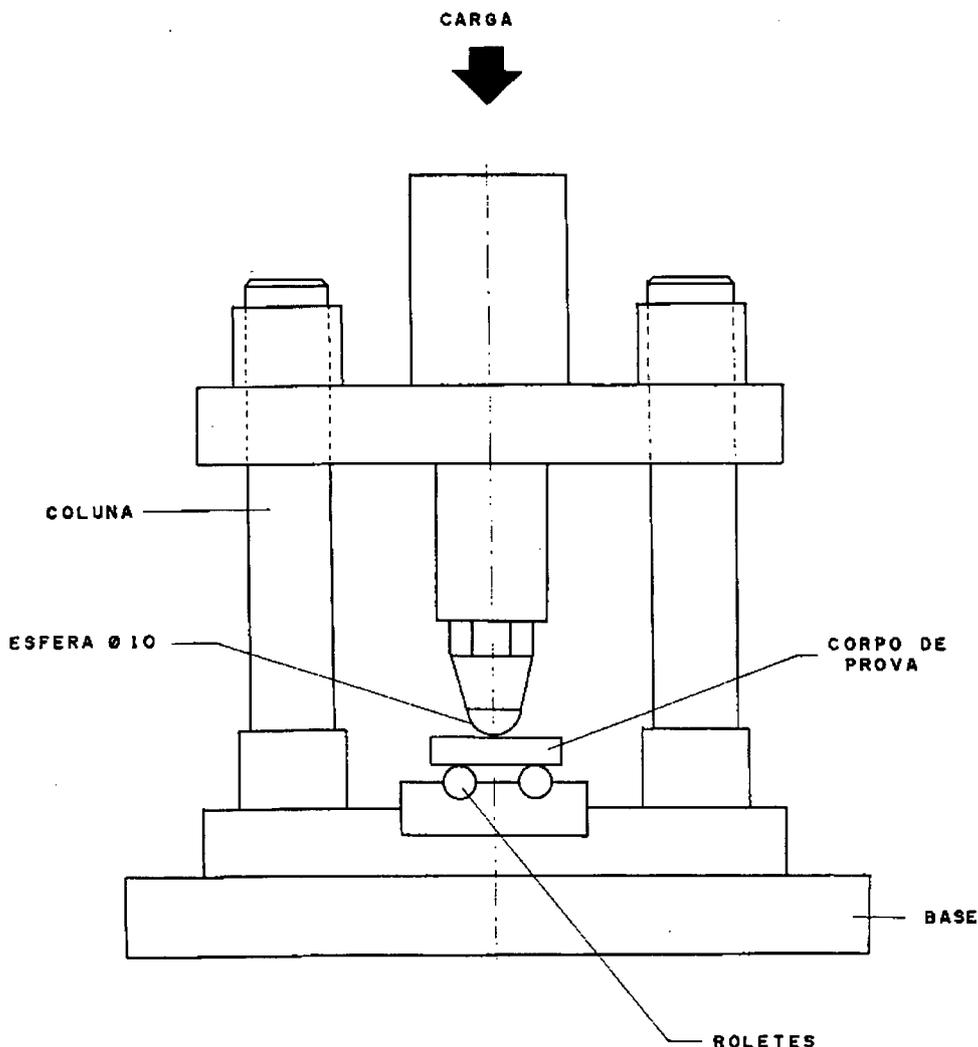


Figura 22 - Esquema do dispositivo de ensaio de resistência à flexão.

A equação matemática que dá a tensão de ruptura por flexão é:

$$\tau = \frac{3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot b \cdot h^2}$$

onde:

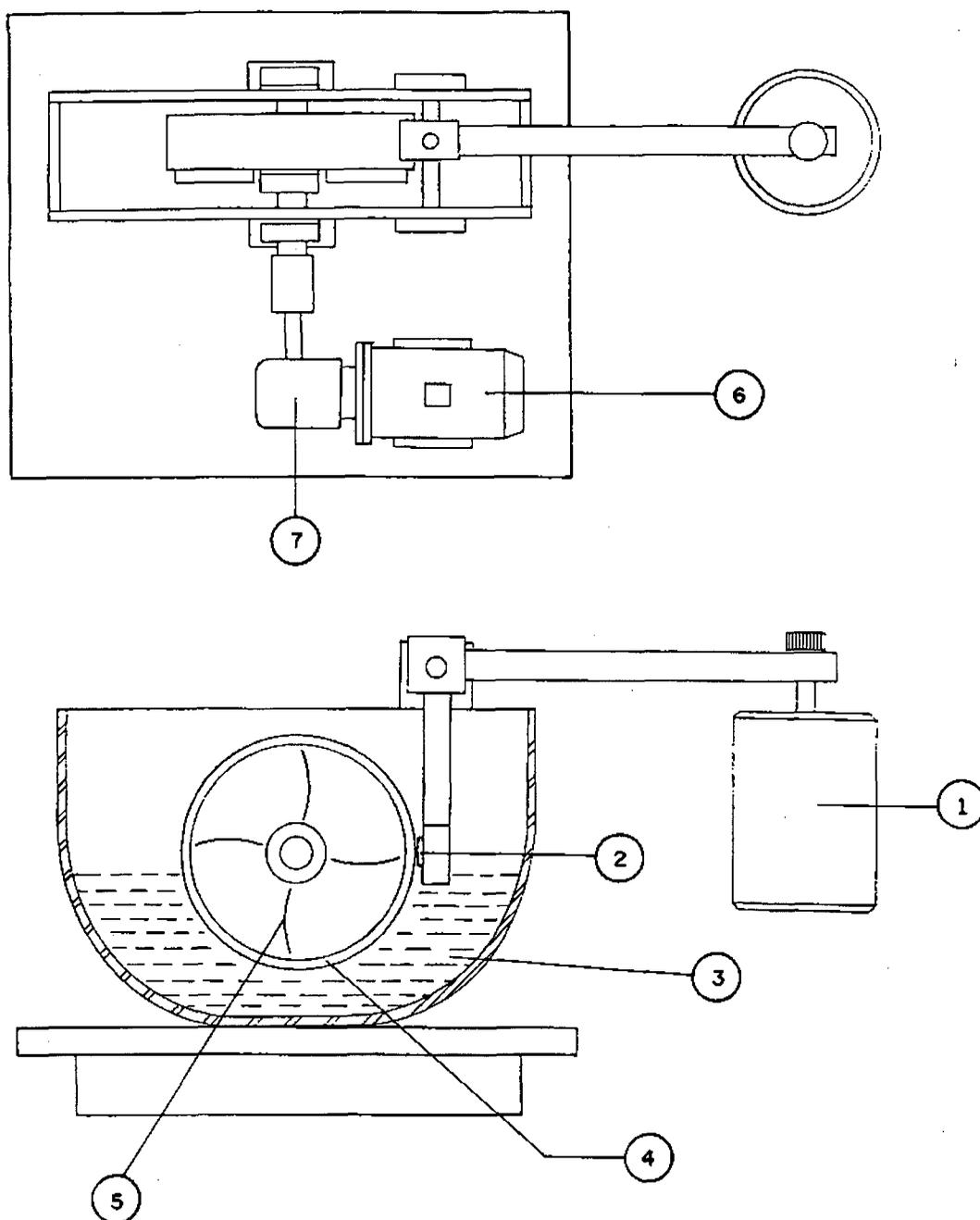
- τ = tensão de ruptura por flexão
- P = carga aplicada até a ruptura
- L = distância entre os apoios (14,3 mm)
- b = largura do corpo de prova
- h = espessura do corpo de prova

4.5 - ENSAIOS DE RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO

Principal etapa deste trabalho, os ensaios de resistência ao desgaste abrasivo foram realizados segundo a norma ASTM B.611-76.

Para realização dos ensaios, foi construído, no Laboratório de Materiais, um dispositivo especificado por norma, figura 23.

As amostras a serem ensaiadas devem ter 5 mm de espessura mínima e ter uma área superficial suficientemente grande para que o desgaste ocorra no seu interior. Tolerâncias dimensionais não são importantes, mas o corpo de prova deve ser plano, com um desvio máximo de 0,004 mm/mm. O acabamento da superfície da amostra não é importante, entretanto, as superfícies a serem atritadas devem ser limpadas com solvente para remover óleos e graxas.



- 1 - peso (5 Kg)
- 2 - corpo de prova
- 3 - solução de óxido de alumina
- 4 - disco de aço ~~1020~~
- 5 - palheta para mistura
- 6 - motor
- 7 - redutor de velocidade

Figura 23 - Esquema do dispositivo usado nos ensaios de desgaste abrasivo.

O princípio do ensaio é o de se colocar o corpo a ser ensaiado em contato com um rolo de aço 1020 que gira a 100 ± 5 rpm, parcialmente mergulhado em uma solução de água e abrasivo, a qual é arrastada pelo rolo e promove o riscamento da superfície da amostra. Como o rolo é de material relativamente mole, a partícula de abrasivo penetra nesse material e age como uma ferramenta arrancando pequenas partículas do metal duro.

Na realidade, os ensaios não foram realizados exatamente como previa a norma, por empecilhos técnicos ou por se discordar de algumas de suas orientações.

As dificuldades encontradas, que ocasionaram alterações em relação às especificações da norma, foram:

1- a impossibilidade de formar uma pasta com a proporção água/abrasivo requerida pela norma. Na proporção especificada, a massa fica extremamente seca, ou seja, a água não é suficiente para molhar toda a superfície livre do pó abrasivo;

Aumentada a proporção de água, verificou-se que devido ao reduzido tamanho da partícula de abrasivo (30 mesh), estava ocorrendo desgaste abrasivo do rolo pelas asperezas do metal duro e, também, desgaste adesivo, com o abrasivo muito pouco inferindo;

Constatados esses problemas, optou-se pela mudança do tamanho das partículas de abrasivo. Foi utilizado, então, óxido de alumínio com composição:

Al_2O_3 (99,2%), SiO_2 (0,03%), Fe_2O_3 (0,02%), Na_2O (0,35) e tamanho médio de partícula de $200\mu\text{m}$. Com essa medida a proporção de água/abrasivo sugerida pela norma pode ser utilizada.

2- outro problema ocorreu com o número de revoluções determinado pela norma, 1000 revoluções. Essa distância de deslizamento causava, nos corpos de prova, um desgaste muito pequeno e de difícil medição. Decidiu-se, então, modificar o número de revoluções para 3.000, o que permitiu obter um desgaste bastante significativo e facilmente mensurável;

- 3- a potência do motor utilizado no dispositivo foi insuficiente para as condições especificadas pela norma. Contornou-se o problema através da limitação da carga aplicada sobre a amostra em 10 kg, metade da indicada pela norma. O reflexo desta alteração no volume de desgaste foi compensado pelo aumento na distância de deslramento.

Procedimento de Ensaio

- as amostras foram pesadas em balança analítica SARTORIUS com precisão de leitura de 0,0001 g e, em seguida, foi feita a determinação da densidade de cada corpo de prova segundo o método B 311, ou seja, o Princípio de Arquimedes;
- a amostra foi fixada no braço menor do dispositivo por parafuso e, então posicionada em contato com o rolo de maneira a garantir o paralelismo entre as superfícies;
- o motor foi ligado e a carga de 10 kg aplicada sobre a peça. A partir deste instante, fez-se o controle do tempo de desgaste. A solução com o pó abrasivo foi agitada durante o ensaio para evitar que se aglomerasse no fundo do recipiente;
- findado o tempo de ensaio, a peça foi retirada e cuidadosamente limpada e secada antes de ser novamente pesada na mesma balança.

A norma sugere que seja calculada a resistência à abrasão, A , que é dada em $\text{cm}^3/\text{revolução}$ pela equação:

$$A = (L/1000 \cdot D) \cdot 10^5$$

Onde:

L = massa perdida, em gramas

D = densidade da peça, em g/cm^3

Poder-se-ia, ainda, calcular o número característico de desgaste, W ($1/\text{cm}^3$), obtido pela relação: $W = D/L$.

Optou-se pela não utilização dessas relações, uma vez que os resultados não poderiam ser diretamente comparados aos de outros trabalhos que viessem a utilizar a norma ASTM B.611-76, por terem sido obtidos sob condições um pouco diferentes das recomendadas.

Se a carga fosse igual à da norma, o fato de ter sido utilizado um componente de desgaste diferente não afetaria o valor de A pois este seria calculado, agora por:

$$A = L/3000 \cdot D \cdot 10^5 \quad \text{cm}^3/\text{revolução}$$

CAPÍTULO V

APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS

Os resultados obtidos nos ensaios de desgaste de 3 corpos de metais duros, utilizando como fase dura o WC e como fase ligante ligas de níquel-silício e níquel-silício-alumínio em vários teores de ligante são apresentados juntamente com valores obtidos, em iguais condições de ensaio, de ligas WC-Co. Os percentuais da fase ligante utilizados foram: 6, 10, 14 e 18% em peso.

As fases ligantes a base de ligas de níquel apresentam a composição química, estabelecida na mistura por pesagem, equivalente a Ni + 4,5% Si e Ni + 3%Si + 3% Al (em peso). Como consequência da dissolução de W e C durante a sinterização esses ligantes apresentarão a composição alterada. Os teores de carbono e tungstênio dissolvidos não foram determinados devido a dificuldades experimentais.

Em pesquisa anterior [6], quando do desenvolvimeto desses novos tipos de metal duro com ligantes a base de níquel, as propriedades de dureza e resistência a ruptura por flexão, além das características microestruturais, demonstraram o potencial para utilização industrial como materiais resistentes ao desgaste. Portanto, uma determinação sistemática da resistência ao desgaste se fez necessária e foi objetivo deste trabalho.

De acordo com a literatura [30, 31], espera-se uma maior resistência ao desgaste destes metais duros uma vez que o níquel puro, isto é, o composto WC-Ni, mesmo apresentando menor dureza e resistência à ruptura por flexão do que o composto WC-Co, demonstra maior resistência ao desgaste, o que pode ser concluído dos dados contidos na figura 24.

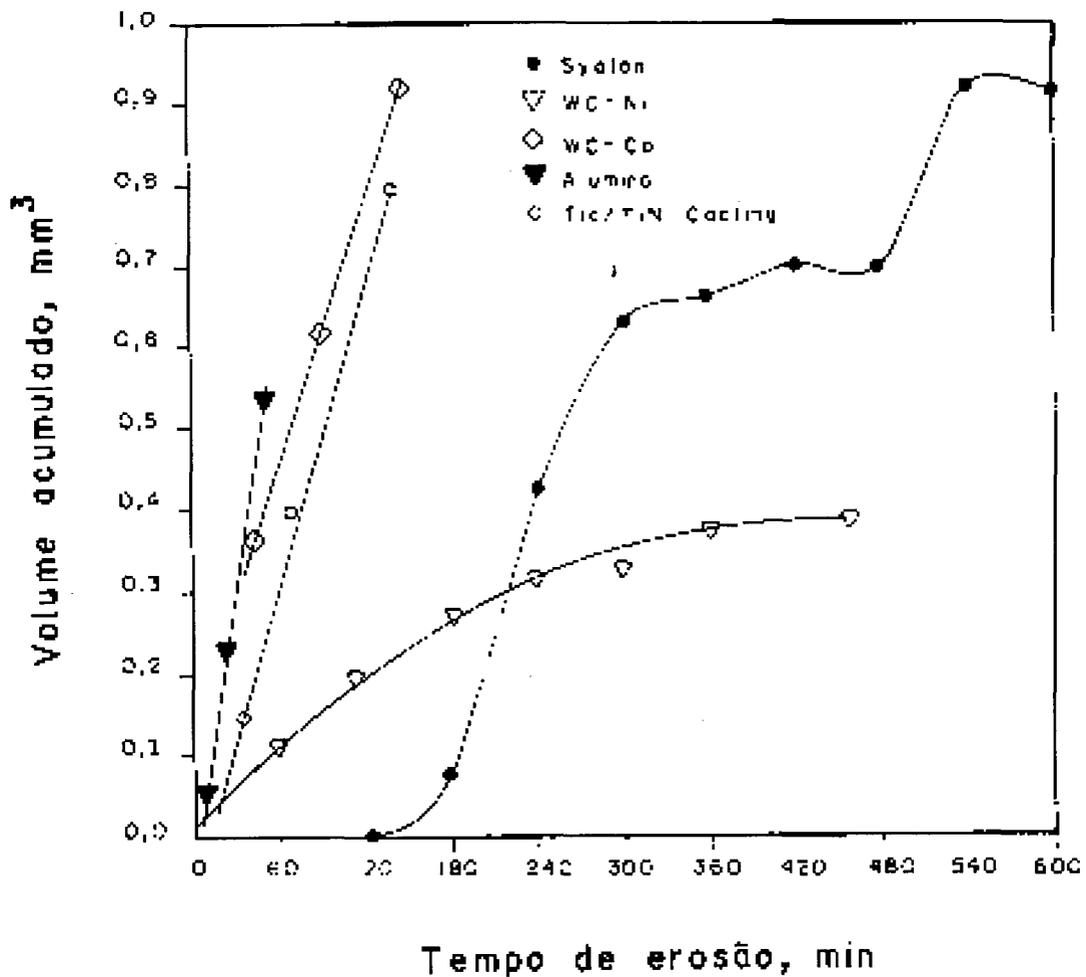


Figura 24 - Remoção de material por desgaste erosivo de diversos materiais [30].

A figura 25 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de desgaste abrasivo e a figura 26 aqueles obtidos nos ensaios de desgaste adesivo de metais duros WC-Co, WC-NiSi e WC-NiSiAl, em função do teor de fase ligante presente.

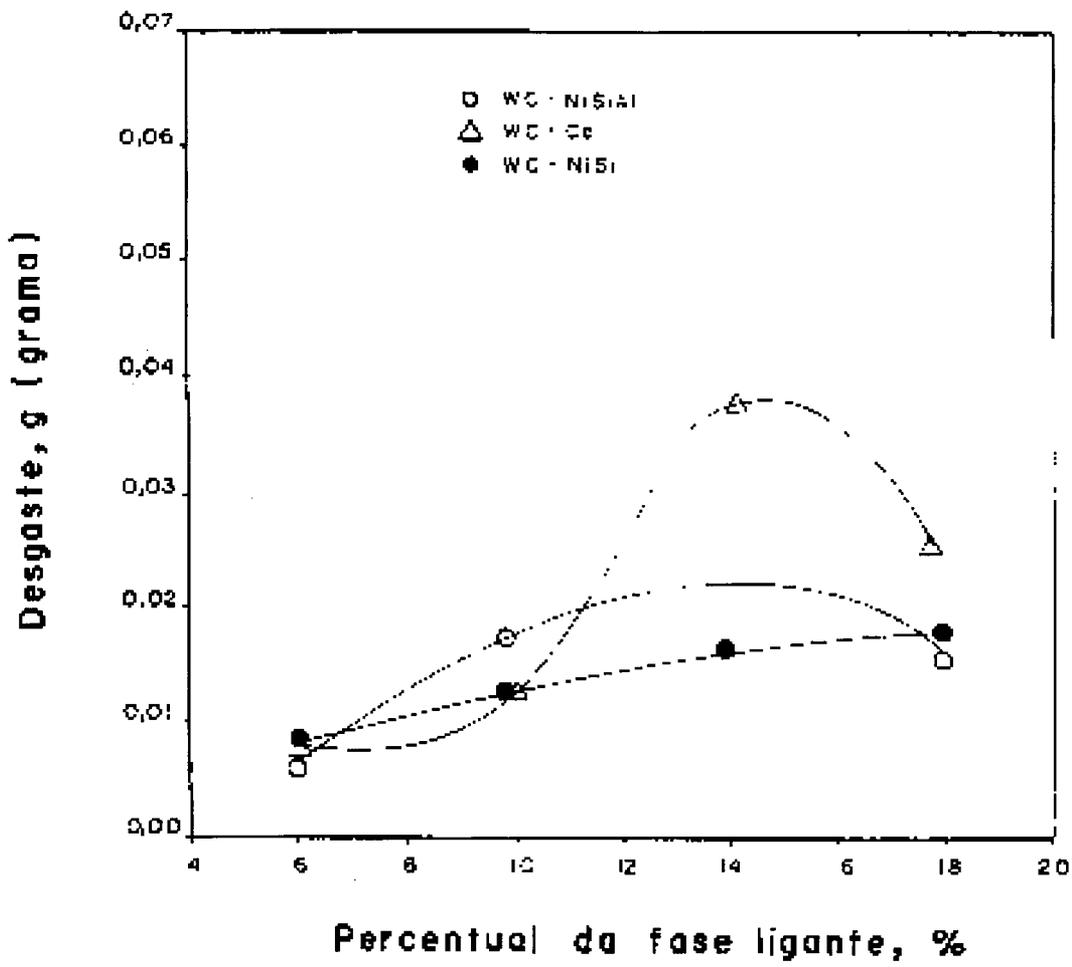


Figura 25 - Desgaste abrasivo de compósitos WC-Co, WC-NiSi e WC-NiSiAl em função do percentual de fase ligante.

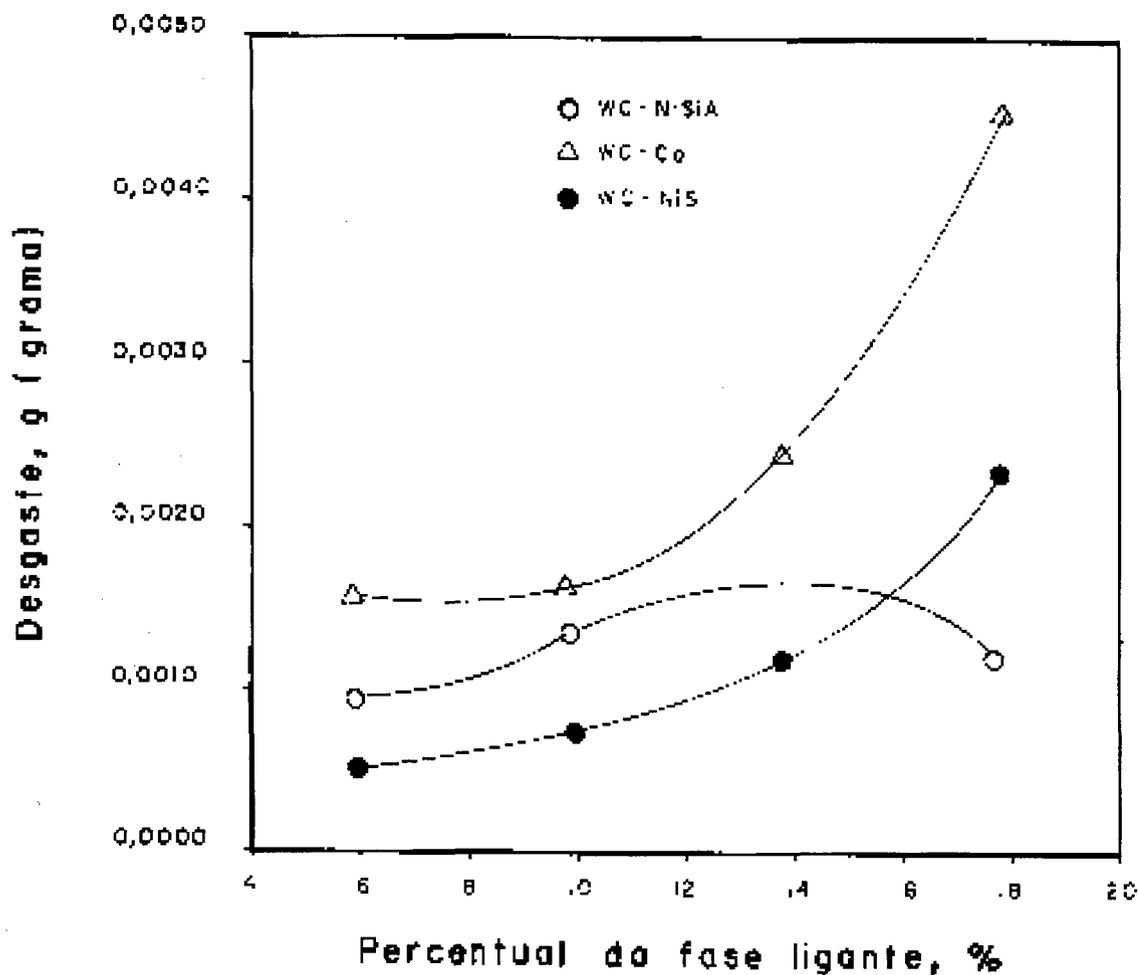


Figura 26 - Desgaste adesivo de WC-Co, WC-NiSi e WC-NiSiAl em função do percentual de fase ligante.

Nos ensaios de desgaste por abrasão, os metais duros com ligantes a base de níquel apresentam valores de desgaste semelhantes aos do WC-Co na faixa de baixos percentuais de fase ligante e valores menores para a faixa de altos percentuais. Nos ensaios de desgaste por adesão no entanto, os metais duros obtidos com ligante a base de níquel apresentam um desgaste menor para qualquer teor de fase ligante utilizado. Em ambos os tipos de ensaios, o menor valor de desgaste é encontrado nos metais duros sem cobalto, contendo apenas silício no níquel. Isso pode ser igualmente observado nas figuras 27 e 28, que mostram respectivamente, o desgaste abrasivo expresso em função da dureza e da resistência à ruptura por flexão.

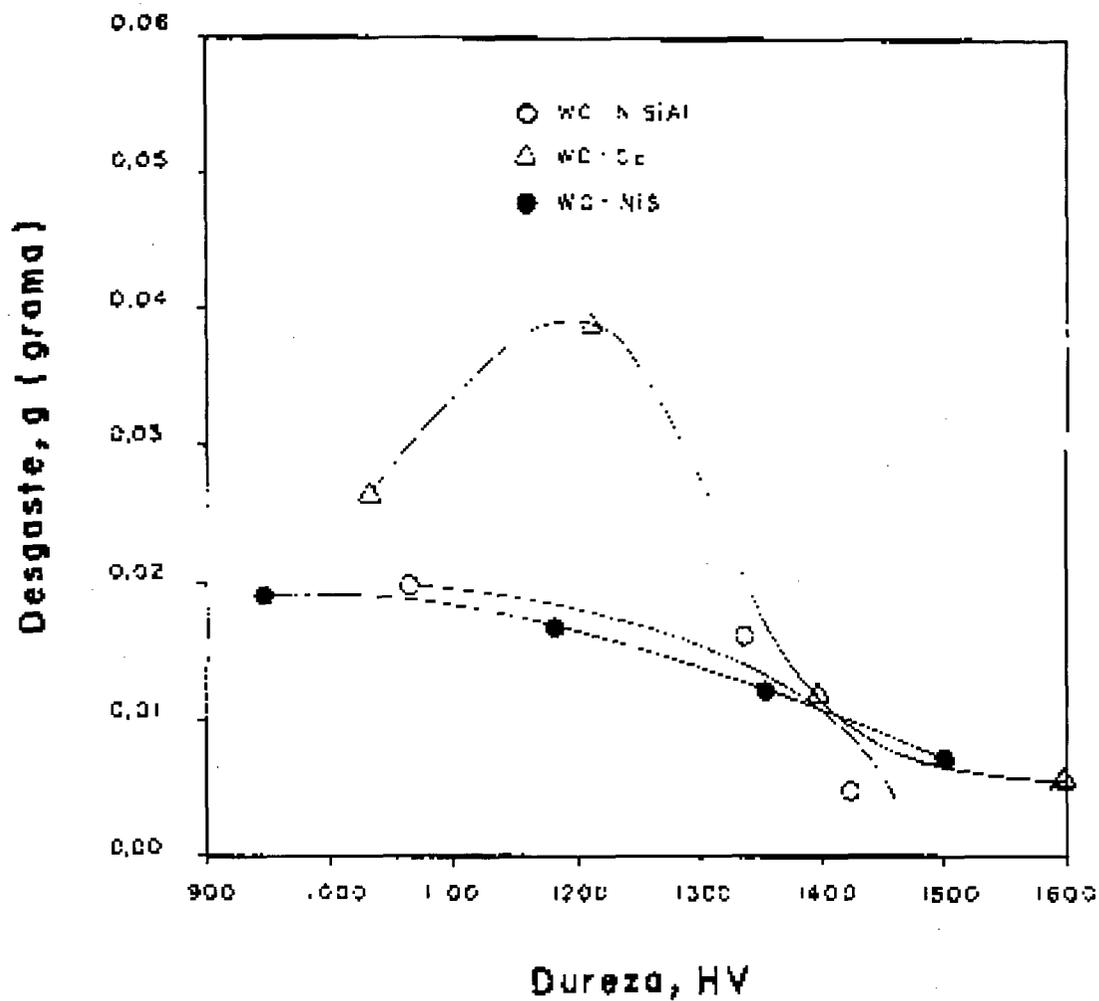


Figura 27 - Desgaste abrasivo dos metais duros expresso em função de sua dureza.

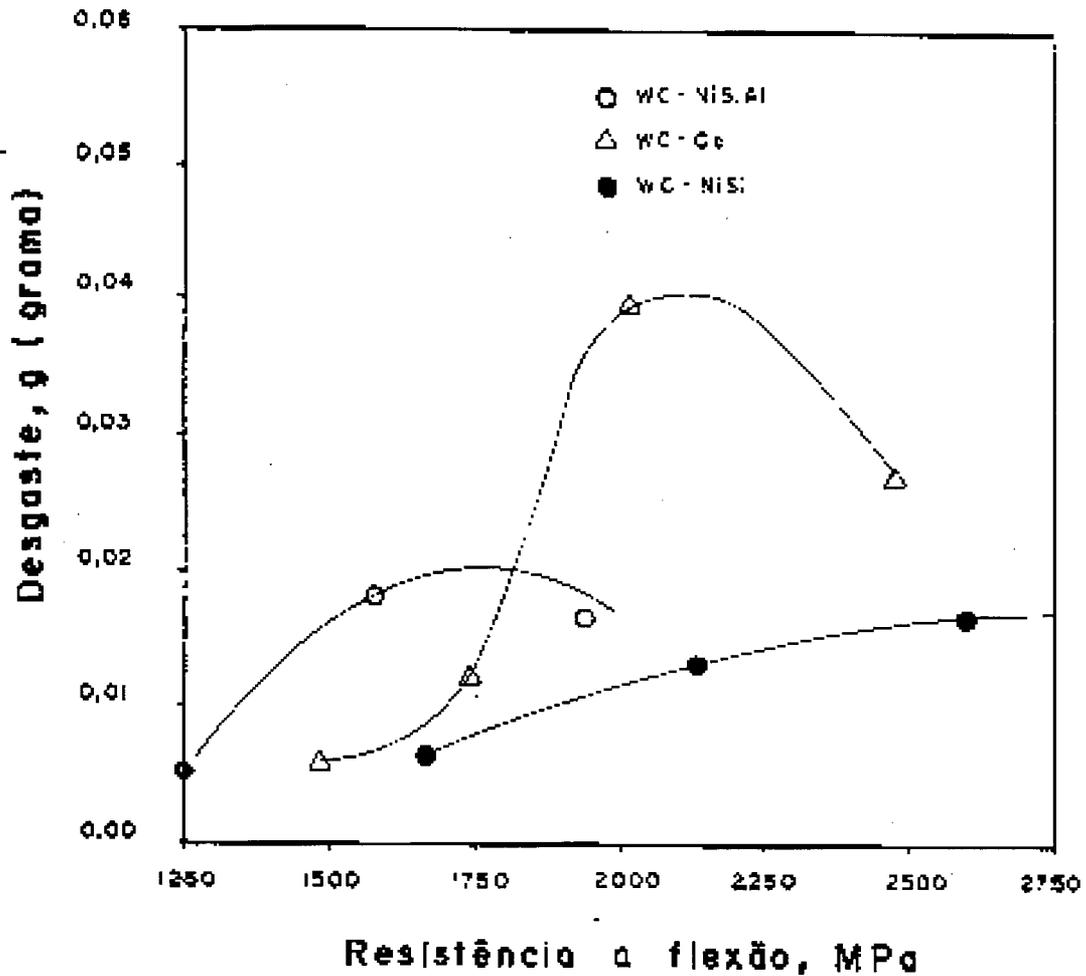


Figura 28 - Desgaste abrasivo dos metais duros expresso em função da sua resistência à ruptura por flexão.

Conforme esperado, o desgaste é maior para durezas menores. Quanto à influência da resistência à ruptura por flexão não há uma dependência linear, mas ocorre um pico de desgaste para resistências à ruptura por flexão intermediárias. Estudos de Budinski [9] mostraram, para o metal duro WC-Co, resultados semelhantes aos encontrados aqui, conforme pode ser visto na figura 29.

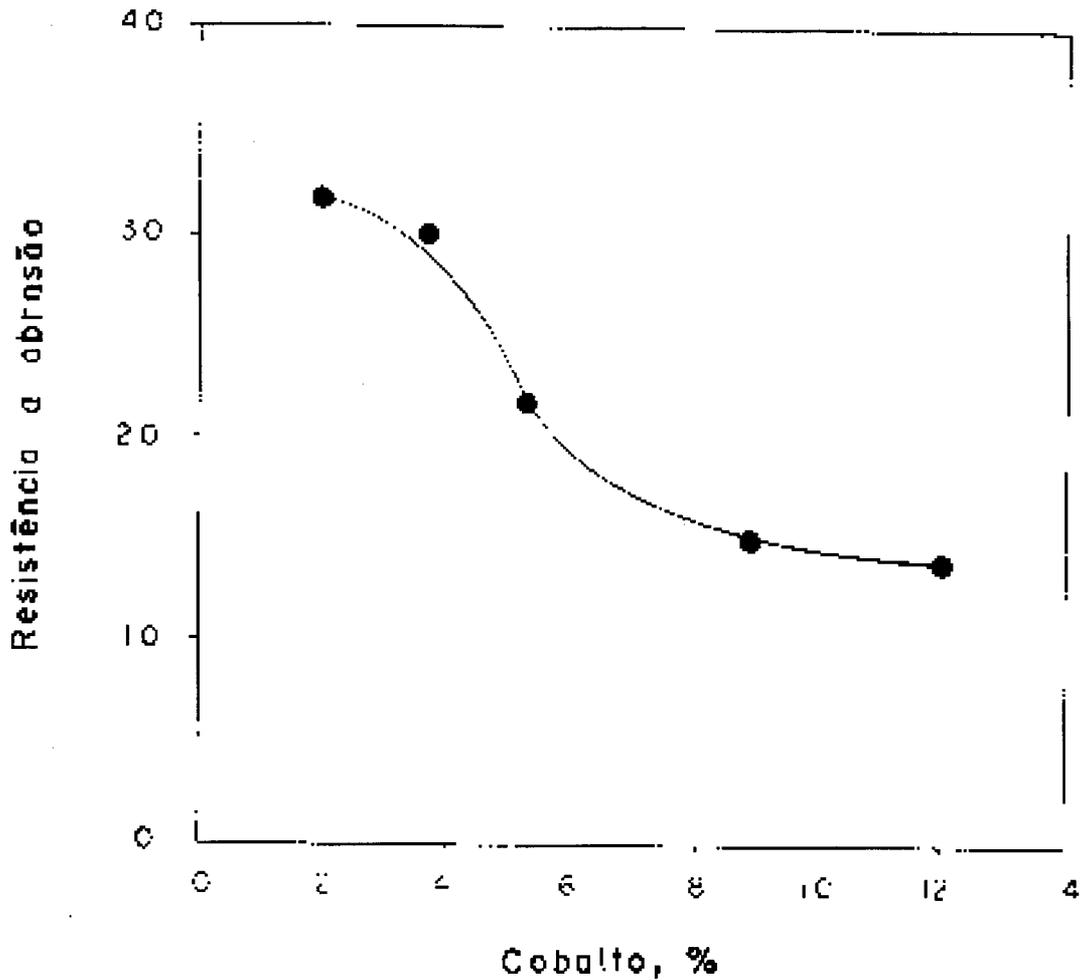


Figura 29 - Resistência ao desgaste por abrasão de metal duro WC-Co, em função do teor de cobalto [9].

Quanto maior o teor de cobalto, menor a dureza do metal duro e menor a sua resistência à ruptura por flexão apresenta um máximo em função do teor de cobalto (ver item 2.3.1) porque existe um valor do livre caminho médio da fase de ligante ótimo, que leva à melhor resistência à ruptura por flexão.

Para atender a diferença sensível na resistência ao desgaste dos metais duros com ligante a base de níquel em relação àquela dos metais duros com cobalto, tornam-se necessários estudos mais aprofundados sobre os aspectos metalúrgicos, mecânicos e microestruturais envolvidos. As figuras 30 A e B mostram a microestrutura dos metais duros analisados.

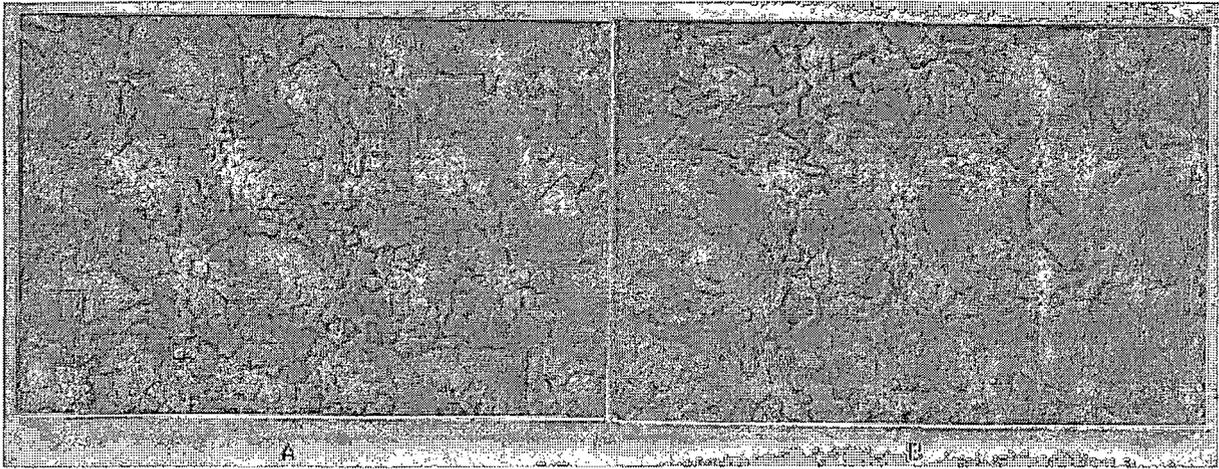


Figura 30 - Microestrutura dos metais duros estudados A: WC-10%Co e B: WC-10% NiSi.

Conforme pode ser observado, as microestruturas não apresentam diferenças nítidas. Pode-se inferir uma pequena diferença no ângulo diedral e no grau de contiguidade do esqueleto de WC devido à diferença na molhabilidade da fase líquida pelo WC das ligas envolvidas. Maiores conclusões sobre a influência da fase ligante no desgaste poderão ser feitas com base em análises de microscopia eletrônica.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

Este trabalho consistiu na produção e determinação da resistência ao desgaste abrasivo de metais duros com ligantes a base de níquel, e da comparação destes com o metal duro convencional em vários percentuais de fase ligante. Os novos tipos de metal duro com ligante a base de ligas de níquel foram desenvolvidos no LABMAT, em pesquisa anterior [6].

Dos resultados obtidos, conclui-se que:

- o metal duro com ligante níquel-silício possui uma excelente resistência ao desgaste abrasivo de três corpos, para, praticamente, toda percentagem de ligante comercialmente utilizada;
- o metal duro com ligante níquel-silício-alumínio tem uma resistência ao desgaste intermediária entre as do WC-Co e do WC-NiSi;
- quanto ao desgaste adesivo, torna-se mais evidente a superioridade do metal duro WC-NiSi em relação ao WC-Co; o WC-NiSiAl fica numa posição intermediária, mas se destacando para teores altos da fase ligante.

Os excelentes resultados encontrados credenciam o metal duro com o ligante à base de Ni-Si a ser usado em aplicações onde a resistência ao desgaste abrasivo é requisitada, como por exemplo em bicos para jateamento, matrizes de conformação e feiras.

Embasados nas outras propriedades avaliadas neste e noutro trabalho [6] pode-se, também, indicar este metal duro para aplicações onde é necessária a conjugação de várias qualidades. Como exemplo, podem-se citar matrizes para conformação e núcleos para trefilação. Nesses dois casos, é esperado ótimo desempenho, uma vez que o desgaste adesivo é o principal mecanismo de desgaste.

BIBLIOGRAFIA

- [1] CAVE, J.A.. Superalloy-Bonded Hardmetal. Proceedings of 11th Internacional Plansee Seminar, v.1, 1985.
- [2] PRAKASH, L.J.. Weiterentwicklung von Wolframcarbide Hartmetallen unter Verwendung von Eisen-Basis-Bindelegierungen. Tese de Doutorado, Universidade de Kalsrhue, Alemanha, 1980.
- [3] GREWE, H. & KOLASKA, J.. Cobalt-Substitution in Technischen Hartmetallen. Proceedings of 11th International Plansee Seminar, 1985.
- [4] EDWARDS, R.. Proceedings of 1st International Plansee Seminar, 232. Austria, 1952.
- [5] HANSEN, M. & ANDERKO, K.. Constitution of Binary Alloys. McGraw-Hill Book Company, 1958.
- [6] SANTOS, J.N.. Desenvolvimento de Metais Duros sem Cobalto. Tese de Doutorado, Univ. Federal de Santa Catarina, 1989.
- [7] YIH, Stephen W. H.. Tungsten: Sources, Metallurgy, Properties and Applications – Ed. Plenum Press, New York, 1979.
- [8] BENESOVSKY, F.. Hartmetalle em "Ulmans Enciclopedia der Technischen Chemie", vol. 12 – Verlag Chemie, Weinheim, Austria, 1981.
- [9] BUDINSKI, K.G.. Tool Materials. Editado em Wear Control Handbook. New York, 1980.

- [10] POWEL, J.. Cemented Carbides em Engineering, Technical File, 108. December, 1982.
- [11] BROOKES, K.J.A.. The Manufacture of Sintered Carbides, Engineer's Digest, vol. 33, nº 6. June, 1972.
- [12] BENESOVSKY, F.. Hartmetalle, seine Herstellung, Eigenschaften und Anwendunge em Pulvermetallurgie und Sinterwerkstoffe, 2^a ed, Metallwerk Plansee, Reute, Austria, 1980.
- [13] BOLTON, J.D.. Plastic Deformation Mechanisms in Tungsten Carbide. Journal of Materials Science, 15. Ano 1980.
- [14] BOLTON, J.D.. Plastic Deformation Mechanisms in Tungsten Carbide. Journal of Materials Science, 17. Ano 1982.
- [15] WESTBROOK, J.H.. Microhardness Testing High Temperatures. Proc. American Society of Testing Materials, v.57, 1957.
- [16] COBALT MONOGRAPH. Livro preparado pelo Battelle Memorial Institute (USA) e editado pelo Centre d'Information du Cobalt (Bruxelas), 1960.
- [17] EXNER, H.E. & GURLAND, J.. A Review of Parameters Influencing some Mechanical Properties of Tungsten Carbide-Cobalt Alloys. Powder Metalurgy nº 25, v.13, 1970.
- [18] GURLAND, J. & BARDZIL, P.. Relation of Strength, Composition and Grain Size of Sintered WC-Co Alloys. Transactions AIME, Journal of Metals nº1. Fevereiro, 1955.
- [19] KIEFER, R. & BENESOVSKY, F.. Hartmetalle Springer Verlag, Viena, 1965.
- [20] TU, K.N. & GURLAND, J.. A Study of the Mechanical Properties of High Cobalt Cemented Tungsten Carbides. Proceedings of the 2nd International Powder Metalurgy Conference, Praga, 1967.
- [21] EXNER, H. E.. Structur und Eigenschaften der Hartmetallegerung WC-10% Co. Tese de Doutoramento, Montan Hochschule Loeben, Alemanha, 1964.

- [22] AMBERG, S. & DOXNER, H.. Porosity in Cemented Carbides. Powder Metallurgy nº20, 1977.
- [23] GURLAND, J.A.. Study of the Effect of Carbon Content on the Structure and Properties of Sintered WC-Co Alloys. Journal of Metals. Fevereiro, 1954.
- [24] SUZUKI, H. & KUBOTA, H.. The Influence of Binderphase Composition on the Properties of WC-Co Cemented Carbides Planseeber. Pulvermet. nº 14, 1966.
- [25] LEAL, L. C. M.. Apostila sobre Tribologia. Universidade Federal de Santa Catarina, 1985.
- [26] TEER, D.G., ARNELL, R.D.. Wear. Editado em Principles of Tribology por J. Halling, 3ª edição. Inglaterra, 1983.
- [27] BURWELL, J. T.. Survey of Possible Wear Mechanisms. Wear, nº 1, 1957.
- [28] RABINOWICS, E.. Wear Coeficients - Metals. Editado em Wear Control Handbook por M. B. Peterson e W. O. Wier. ASME, NY, 1980.
- [29] HERTZ, H. reine angew. Math. 92, 1881.
- [30] RÜDIGER, O., KOLASHA, J.. Zusammensetzung und Eigenschaften des Bindermetalls in WC-Co Legierungen. Techn. Mitt. KRUPP nº 29, 1971.
- [31] GRAHAM, D. H., BALL, A.. Particle Erosion of Candidate Materials for Hydraulic Valves. Revista Wear nº 133, v.1. Setembro, 1989.
- [32] FOHL, J., WEISSENBERG, T., WIEDEMAYER.. General Aspects for Tribological Applications of Hard Particle Coatings. Revista Wear, nº 130, v.2. Agosto, 1989.
- [33] THOMAS, V.. Cemented Carbides. Industrial Lubrification and Tribology. Julho/Agosto, 1986.