

OK

2002

SÃO PAULO

Dissertação apresentada à
Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo
para obtenção do título de
Mestre em Engenharia.

VIDA A FADIGA DE ÊMBOLOS EM CARBONETO DE
TUNGSTÊNIO UTILIZADOS EM COMPRESSORES
ALTERNATIVOS DE ETILENO A 2.200 BAR

ULYSSES PADOVANI

ULYSSES PADOVANI

**VIDA A FADIGA DE ÊMBOLOS EM CARBONETO DE
TUNGSTÊNIO UTILIZADOS EM COMPRESSORES
ALTERNATIVOS DE ETILENO A 2.200 BAR**

Orientador: DOUGLAS GOUVEA

Área de Concentração: ENGENHARIA DE MATERIAIS

**Dissertação apresentada
à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo
para obtenção do título de
Mestre em Engenharia.**

SÃO PAULO

2002

Para Cristina, Lucas e Thais

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr Douglas Gouvêa da Escola Politécnica da USP pela orientação técnica e apoio pessoal durante toda a execução deste trabalho.

Aos Eng. Walter Fortes Jr, Eng. Eduardo Takaiuki Sato e Sr Nívio Roque da Politélicos União S.A. pelo suporte técnico e financeiro que possibilitou a execução deste trabalho. Aos Sr Tito Rubens Daniele, Sr Vagner Sidney Greco e Eng. Paulo Sergio Hugueros de Castro pelos dados e informações sobre inspeção dos êmbolos.

Aos Eng. Luis Gerardo Torres Rivero e Eng. Rudi Horn da Tribo Hartmetall na Alemanha, pelo fornecimento dos corpos de prova e de informações sobre propriedades, processo de fabricação e controle de qualidade dos materiais estudados.

Ao Eng. Aurélio Da Dalt e ao Sr José Carlos de Aguiar da Spectra Tecnologia pelas informações técnicas sobre fadiga de materiais e pela execução operacional dos ensaios de fadiga.

Ao Eng. João Kirchorf da Braskem pelos dados sobre análise de falha de êmbolos.

Aos Eng. MSc Heinz Herbert Damm e Eng. Thomas Damm da Etage pelas discussões técnicas e fornecimento de dados sobre o processo de fabricação e propriedades dos materiais estudados.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS
LISTA DE TABELAS
RESUMO
ABSTRACT

1	INTRODUÇÃO	8
2	REVISÃO DA LITERATURA	11
2.1	FADIGA EM MATERIAIS METÁLICOS	11
2.2	FADIGA EM METAL DURO	32
2.3	SOLICITAÇÕES MECÂNICAS A QUE A PEÇA ESTÁ SUBMETIDA	35
2.3.1	TENSÕES DE ORIGEM TÉRMICA	40
2.4	DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DE WEIBULL	50
3	MATERIAIS E MÉTODOS	54
3.1	ENSAIO MECÂNICO DE FADIGA	54
3.2	ESPECIFICAÇÃO E FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA - ISO 3327 MODIFICADA	57
3.3	DISPOSITIVO DE ENSAIO (DESENHOS EM AUTO CAD)	62
3.4	ATUADOR E INSTRUMENTAÇÃO DE ENSAIO DE FADIGA	65
3.5	MICROSCÓPIA DE SUPERFÍCIES DE FRATURA - PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS PARA MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA	69
4	RESULTADOS	70
4.1	RESULTADOS DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE FADIGA A FLEXÃO 3 PONTOS	70
4.1.1	ANÁLISE DAS DISTRIBUIÇÕES DE WEIBULL	75
4.1.2	DIAGRAMAS DE WOHLER PLOTANDO PARÂMETRO NO DE WEIBULL VERSUS TENSÃO DE RUPTURA PARA OS DOIS MATERIAIS	95
4.2.1	ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA NO MICROSCÓPIO	

98	ELETRÔNICO DE VARREDURA	176
103	ESTÁ SUBMETIDO	
106	4.4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	
110	5. CONCLUSÕES	
112	6. SUGESTÕES PARA ESTUDOS POSTERIORES	
113	7. ANEXOS	
113	7.1 TERMODINÂMICA E DIAGRAMAS DE FASE DE METAL DURO	
	7.2 PROPRIEDADES E PROCESSO DE FABRICAÇÃO DO METAL DURO	
126	7.2.1 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE METAL DURO	
141	7.2.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS E COMPATIBILIDADE QUÍMICA	
155	7.3 CONTROLE DE QUALIDADE DO COMPONENTE FINAL	
157	7.3.1 CONTROLE DA MICROESTRUTURA DO METAL DURO	
159	7.3.2 ULTRASSOM	
171	7.3.3 LÍQUIDO PENETRANTE FLUORESCENTE	
172	7.4 RECOMENDAÇÕES PARA PREVENIR FALHA DE ÊMBolos	
	7.4.1 RECOMENDAÇÕES EM RELAÇÃO À MONTAGEM NO HIPER	
172	COMPRESSOR	
172	7.4.2 CONTROLE DE QUALIDADE DE FABRICAÇÃO	
173	7.4.3 INSPEÇÃO DE PEÇAS EM SERVIÇO	
175	7.4.4 EM RELAÇÃO AO MANUSEIO DE PEÇAS EM SERVIÇO	
175	7.4.5 EM RELAÇÃO À OPERAÇÃO DO HIPER COMPRESSOR	
176	8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	

LISTA DE FIGURAS

13	Figura 1 Falha por fadiga em eixo de 190,5mm de diâmetro	
14	Figura 2 Corpo de prova para a máquina de teste de flexão rotativa de R. R. Moore	
16	Figura 3 Diagrama S' – N para aço UNS G10400 recozido	
18	Figura 4 Relação observada entre a resistência à tração e o limite de resistência à fadiga para aços forjados e fundidos	
20	Figura 5 Relação entre a resistência a fadiga e a resistência a tração versus número de ciclos	
24	Figura 6 Exemplo de uso da regra de Miner para prever a resistência à fadiga de um material previamente submetido a excesso de tensão durante número finito de ciclos	
26	Figura 7 Exemplo de uso da regra de Manson para prever o limite de resistência a fadiga de um material previamente submetido a excesso de tensão durante número finito de ciclos	
29	Figura 8 Fatores de correção relativos ao acabamento superficial para aços	
36	Figura 9 Desenho do êmbolo 1º estágio	
36	Figura 10 Desenho de montagem do êmbolo no cilindro	
36	Figura 11 Desenho de montagem do acionamento do êmbolo	
48	Figura 12 Distribuição de temperatura em cilindro maciço de aço	
51	Figura 13 Gráfico da função densidade de probabilidade de Weibull	
53	Figura 14 Gráfico para obtenção dos parâmetros de Weibull através de regressão linear	
62	Figura 15 Desenho de montagem do dispositivo de ensaio	
62	Figura 16 Desenho dos componentes do dispositivo de ensaio	
66	Figura 17 Conjunto do atuador hidráulico para ensaio de fadiga	
67	Figura 18 Fotografia mostrando a Unidade de Controle do Atuador Hidráulico	
68	Figura 19 Fotografia mostrando tela de acompanhamento do ensaio de fadiga	
72	Figura 20 Gráficos de Wohler representando os dados obtidos nos ensaios de vida a fadiga para o material V25 (89% WC, 11%Co)	
	Figura 21 Gráficos de Wohler representando os dados obtidos nos ensaios de	

74	vida a fadiga para o material V25 (89% WC, 11%Co)
76	Figura 22 Diagrama Weibull para material V20 sem ciclar
78	Figura 23 Diagrama Weibull para material V20 após mais de 106 ciclos aplicados anteriormente ao ensaio de ruptura estática
80	Figura 24 Diagrama Weibull para material V20, tensão 2.543 MPa
82	Figura 25 Diagrama Weibull para material V20, tensão 2.189 MPa
84	Figura 26 Diagrama Weibull para material V25 sem ciclar
86	Figura 27 Diagrama Weibull para material V25 após 106 ciclos
89	Figura 28 Diagrama Weibull para material V25, tensão 2.543 MPa
91	Figura 29 Diagrama Weibull para material V25, tensão 2.189 MPa
92	Figura 30 Diagrama Weibull para material V25, tensão 1.836 MPa
95	Figura 31 Diagrama Wohler para material V20, para máxima densidade de probabilidade de falha
96	Figura 32 Diagrama Wohler para material V25, para máxima densidade de probabilidade de falha
98	Figura 33 Micrografia mostrando trinca alinhada com lagos de cobalto
99	Figura 34 Análise de composição química com microsonda, indicando presença de Cobalto
100	Figura 35 Micrografia mostrando superfície de fratura próxima ao canto chanfrado do corpo de prova
101	Figura 36 Micrografia mostrando detalhe de início de trinca na superfície de fratura
102	Figura 37 Micrografia mostrando detalhe de início de trinca ampliado 3.000 vezes na superfície de fratura
104	Figura 38 Fotografia mostrando trinca em êmbolo que quebrou em serviço
105	Figura 39 Fotografia mostrando destacamento de material e microtrincas reveladas através de líquido penetrante fluorescente
116	Figura 40 Sinterização de misturas de duas fases, A e B, que são mutuamente insolúveis uma na outra, mas possuem tensões interfaciais satisfazendo a Eq. (49)
118	Figura 41 Sinterização de misturas de duas fases, A e B, que tem solubilidade limitada uma na outra
119	Figura 42 Diagrama pseudo-binário WC-Co. (Ref. Swarzkopf et al., 1960)

122	Figura 43 Diagrama ternário de fases do sistema Carbono – Tungstênio - Cobalto à temperatura de 1400°C.....
123	Figura 44 Diagrama ternário de fases do sistema Carbono – Tungstênio - Cobalto à temperatura de 1300°C.....
124	Figura 45 Diagrama ternário de fases do sistema Carbono – Tungstênio - Cobalto à temperatura de 1100°C.....
125	Figura 46 Diagrama ternário de fases do sistema Carbono – Tungstênio - Cobalto à temperatura de 1000°C.....
128	Figura 47 Moinho atritor de esferas.....
129	Figura 48 / A / B Prensagem mecânica.....
133	Figura 49 Micrografia de carboneto de tungstênio com grãos menores que 1,0 micron.....
134	Figura 50 Micrografia de carboneto de tungstênio com grãos de 6 a 16 micra.....
138	Figura 51 Micrografia de metal duro Ferro TiC.....
140	Figura 52 Recipiente para sinterização HIP de metal duro Ferro TiC.....
157	Figura 53 Micrografia mostrando distribuição de tamanho de grão heterogênea.....
158	Figura 54 Micrografia mostrando trinca transgranular originada a partir de marca de dureza Vickers – aumento 1500x.....
163	Figura 55 Vista do êmbolo sendo transportado para colocação em máquina entre pontas para execução do ensaio de ultrassom.....
164	Figura 56 Fotografia mostrando inspeção por ultrassom de contato com transdutor de feixe axial (90°).....
165	Figura 57 Fotografia de transdutor de ultrassom de feixe angular 2MHz, 45° ..
166	Figura 58 Vista lateral de transdutor de ultrassom de feixe angular 2MHz, 45°
167	Figura 59 Fotografia mostrando tela do instrumento de ultrassom indicando reflexões do feixe angular 45° ..
168	Figura 60 Fotografia mostrando posicionamento do transdutor de ultrassom SE (feixe sônico axial) para detecção de defeitos ao longo do comprimento do êmbolo.....
169	Figura 61 Fotografia mostrando tela do instrumento de ultrassom durante ensaio com o sensor SE na posição da Figura 60.....
	Figura 62 Fotografia mostrando trinca revelada através de ensaio por líquido

171	penetrante fluorescente.....
174	região do engaxetamento.....

Figura 63 Fotografia mostrando descascamento da superfície do êmbolo na

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Desvios padrão do limite de resistência a fadiga para diversos materiais metálicos.....	19
Tabela 2	Símbolos e definições para cálculo da tensão em flexão 3 pontos.....	58
Tabela 3	Dados obtidos nos ensaios de vida a fadiga para o material V25 (89% WC, 11%Co)	71
Tabela 4	Dados obtidos nos ensaios de vida a fadiga para o material V20 (91,5% WC, 8,5%Co)	73
Tabela 5	Dados obtidos para análise de Weibull – Material V20 submetido a ruptura estática, sem ciclagem anterior.....	76
Tabela 6	Dados obtidos para análise de Weibull – Material V20 submetido a ruptura estática, após 106 ciclos	78
Tabela 7	Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V20 no nível de tensão de 2.543 MPa	80
Tabela 8	Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V20 no nível de tensão de 2.189 MPa	82
Tabela 9	Dados para análise de Weibull, para ensaio de ruptura estática do material V25, não submetido previamente a ciclagem de tensões.....	84
Tabela 10	Dados para análise de Weibull, para ensaio de ruptura estática do material V25, submetido previamente a 106 ciclos de tensão.....	86
Tabela 11	Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V25 no nível de tensão de 2.543 MPa.....	88
Tabela 12	Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V25 no nível de tensão de 2.189 MPa.....	90
Tabela 13	Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V25 no nível de tensão de 1.836 MPa.....	92
Tabela 14	Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios estáticos.....	94
Tabela 15	Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga – Material V20.....	94
Tabela 16	Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga – Material V25.....	94

Tabela 17	Composição química e características físicas principais de metal duro segundo a norma ISO e suas aplicações. (*)	143
Tabela 18	Principais aplicações de metal duro (*)	144
Tabela 19	Composição química, características físicas e principais aplicações do metal duro, para deformação e corte a frio, que não constam na norma ISO	145
Tabela 20	Composição química, características físicas e principais aplicações do metal duro, com fase de WC de granulação extra grossa	146
Tabela 21	Principais fabricantes de metal duro no Brasil - composição química e características físicas principais	147
Tabela 22	Resistência a corrosão do WC sinterizado em Co	153
Tabela 23	Resultados do exame de ultrassom por contato	170

RESUMO

O processo de fabricação de Polietileno de Baixa Densidade requer a circulação de gás etileno a vazões da ordem de 40.000 Kg/hora e pressões de aproximadamente 2.200 bar. A compressão do gás ocorre dentro de cilindros forjados em AISI 4340 do hipercompressor. O gás etileno é comprimido nos cilindros através de êmbolos monofíticos sintetizados em carboneto de tungstênio, com elemento ligante cobalto. Os materiais utilizados na fabricação das peças podem ter as composições químicas 91,5% WC, 8,5% Co ou 89% WC, 11% Co. Um dos principais riscos na operação da planta de Polietileno de Baixa Densidade é a quebra de êmbolos de carboneto de tungstênio (3 polegadas de diâmetro x 1.100 mm de comprimento) durante a etapa de compressão. O trabalho proposto visa estudar o mecanismo em que ocorre a quebra dos êmbolos, apontando medidas que minimizem a probabilidade de ocorrência de falha. São obtidos neste trabalho dados de vida a fadiga dos dois materiais utilizados, através de carregamentos a flexão 3 pontos, até 10⁶ ciclos. Os ensaios revelaram forte deterioração da resistência dos dois materiais estudados quando submetidos a esforços cíclicos. A principal diminuição de resistência ocorreu na liga com maior teor de cobalto. Análise ao microscópio de varredura das superfícies de fratura dos corpos de prova em fadiga revelou a origem de trincas em defeitos de sinterização do material, como lagos de cobalto e poros. Considerou-se neste trabalho que o principal carregamento cíclico ao qual os êmbolos estão submetidos é devido às diferenças de temperatura entre a superfície e o núcleo da peça. Cálculo das tensões térmicas revelou que as tensões atuantes são substancialmente menores que a resistência a fadiga a 10⁶ ciclos dos dois materiais estudados. No entanto, levando-se em conta a presença de defeitos de sinterização maiores que os observados em nossos corpos de prova, tais tensões podem ser suficientes para provocar falha da peça por fadiga.

ABSTRACT

Manufacturing of Low Density Polyethylene requires ethylene gas flow at capacities near 40.000 Kg / hour and pressures ranging 2.200 bar.

Ethylene is compressed inside hyper compressor cylinders made of high strength steel AISI 4340. Compression inside cylinders is provided by tungsten carbide sintered plungers, featuring two options of chemical compositions (weight) 91,5%WC + 8,5%Co, or 89%WC + 11%Co.

One of major LDPE Plant operation risks is the failure of tungsten carbide plungers. Component measures approximately 80mm diameter and 1.100mm length. Breakage results high volume ethylene leakage which can lead to explosion if ignited.

Target of present work is to identify plunger failure mechanism and recommend actions to minimize failure probability.

Fatigue lifes of two materials used in plunger manufacturing are obtained by applying flexural loading on specimens, up to 10^6 cycles. Testing revealed strong strength deterioration of both materials under cyclic loading. Main loss of strength occurred on the highest content of cobalt.

Scanning electron microscopy featured fatigue crack origin on material sintering defects, such as cobalt lakes and pores, under specimen surface.

It is considered that main loading on plungers under normal operation is due to temperature differences between surface and core. Thermal stresses survey showed that thermal stresses are significantly lower than fatigue strength at 10^6 cycles for both materials. Nevertheless, taking into account sintering defects that could occur in large parts, not present in our test specimens, thermal stresses could be enough to lead to fatigue failure.

1 INTRODUÇÃO

Vida a fadiga de êmbolos em carboneto de tungstênio utilizados em compressores alternativos de etileno à pressão de 2.200 bar.

Apresentação do problema
Objetivos

Apresentação do problema

O processo de fabricação de Polietileno de Baixa Densidade requer a circulação de gás etileno a vazões da ordem de 40.000 Kg/hora e pressões de aproximadamente 2.200 bar.

A circulação em questão é provida por compressores alternativos acionados por motores elétricos com potência de 8.000HP a 200 rpm.

A compressão do gás ocorre dentro de cilindros forjados em AISI 4340. O gás etileno é comprimido nos cilindros através de êmbolos sintetizados em carboneto de tungstênio, com elemento ligante cobalto (91,5% WC, 8,5% Co ou 89%WC, 11%Co). A vedação do gás ocorre entre a superfície espelhada do êmbolo e anéis de engaxetamento (liga 78% Cu – 13% Pb – 9% Sn) do cilindro.

Um dos principais riscos na operação deste tipo de compressor é a quebra de êmbolos de carboneto de tungstênio (3 polegadas de diâmetro x 1.100 mm de comprimento) durante a operação de compressão. Tal quebra gera vazamentos de gás de grandes proporções, estilhaços de componentes e parada em emergência do processo.

○ risco envolve diretamente a segurança operacional da planta, devido a eventual incêndio ou explosão decorrentes do vazamento de gás.

○ trabalho proposto visa estudar o mecanismo em que ocorre a quebra dos êmbolos, apontando medidas que minimizem a probabilidade de ocorrência do evento.

A abordagem relativa à resistência do material dos êmbolos tradicionalmente utilizada pelos fabricantes e usuários destes componentes tem levado em conta na especificação do material somente as propriedades de resistência a ruptura transversal e dureza.

Objetivos

Propor o mecanismo de quebra das peças, considerando:

- Mecanismo de iniciação e propagação de trinca
- Vidas a fadiga obtidas em ensaios mecânicos das duas ligas utilizadas para fabricação destes componentes
- Solicitações mecânicas do componente em serviço
- Recomendação de cuidados na operação do compressor visando evitar condições favoráveis à falha do componente

○ trabalho visa determinar as condições de propagação de trinca no referido material (WC + Co), mostrando quais fatores influem na iniciação da trinca.

Em função dos fatores encontrados, serão recomendadas ações de controle de qualidade no processo de fabricação e na peça final visando evitar iniciação / propagação de trinca durante funcionamento do componente.

Prende-se também analisar a validade de utilização de critério de vida limite (horas de operação) destas peças para seu sucateamento.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 FADIGA EM MATERIAIS METÁLICOS

A teoria para projeto de componentes de máquinas sujeitos a fadiga é apresentada por Shigley J.E. (1).

Na obtenção de propriedades de materiais relacionadas com o diagrama tensão-deformação, aplica-se a carga gradualmente, dando-se tempo suficiente para o desenvolvimento das deformações. Nas condições usuais, testa-se o corpo de prova até sua destruição, de modo que as tensões sejam aplicadas apenas uma vez. Estas condições são conhecidas como condições estáticas e aparecem de modo muito aproximado em muitas peças estruturais e em peças de máquinas.

Frequentemente, entretanto, as tensões variam ou flutuam entre determinados valores. Por exemplo, um elemento sobre a superfície de um eixo rotativo, sujeito à ação de cargas de flexão, fica submetido à tração e à compressão alternadamente, em cada rotação do eixo. Se o eixo for de um motor elétrico girando a 1725 rpm, o elemento ficará sujeito à ação de tensões de tração e compressão 1725 vezes por minuto. Se, adicionalmente, o eixo for carregado também axialmente (causado, por exemplo, por uma engrenagem helicoidal ou parafuso sem fim), haverá superposição de um componente axial de tensão sobre as tensões devidas à flexão. Isto resulta em uma tensão, em outro elemento qualquer, flutuando também, porém entre valores diferentes. Estas e outras espécies de cargas que ocorrem em peças de máquinas produzem tensões chamadas repetidas, alternadas ou flutuantes.

Usualmente encontram-se peças de máquinas que falharam sob a ação de tensões repetidas ou flutuantes; todavia, uma análise mais cuidadosa revela que as tensões máximas verdadeiras estavam abaixo do limite de resistência do material e, quase sempre, até abaixo do limite de escoamento. A característica mais marcante dessas falhas é que as tensões foram repetidas um número muito grande de vezes. Diz-se, então que a falha dá-se por fadiga.

Uma falha por fadiga começa com uma pequena fissura. A fissura inicial é tão pequena, que não se pode detectá-la a olho nu, sendo mesmo muito difícil localizá-la em inspeção por magnetflux ou por raios X. A fissura aparecerá em um ponto de descontinuidade do material como uma mudança de seção reta, um rasgo de chaveira, um furo, ou um defeito metalúrgico. Outros pontos por onde provavelmente se inicia a falha por fadiga, embora não tão evidentes, são as marcas de inspeção ou cunhagem de inscrições, fissuras internas ou até irregularidades causadas pela usinagem. Uma vez iniciada a fissura, o efeito de concentração de tensões torna-se maior e a fissura progride mais depressa. A proporção que a área tensionada diminui de tamanho, devido ao aumento da fissura, a tensão aumenta de intensidade até, finalmente, a peça partir-se subitamente. Uma falha por fadiga, portanto, caracteriza-se por duas áreas distintas de fratura. A primeira delas é devida ao desenvolvimento progressivo da fissura, enquanto que a segunda deve-se à fratura súbita. A zona da fratura súbita assemelha-se muito à fratura de um material frágil, como ferro fundido que tenha falhado à tração.

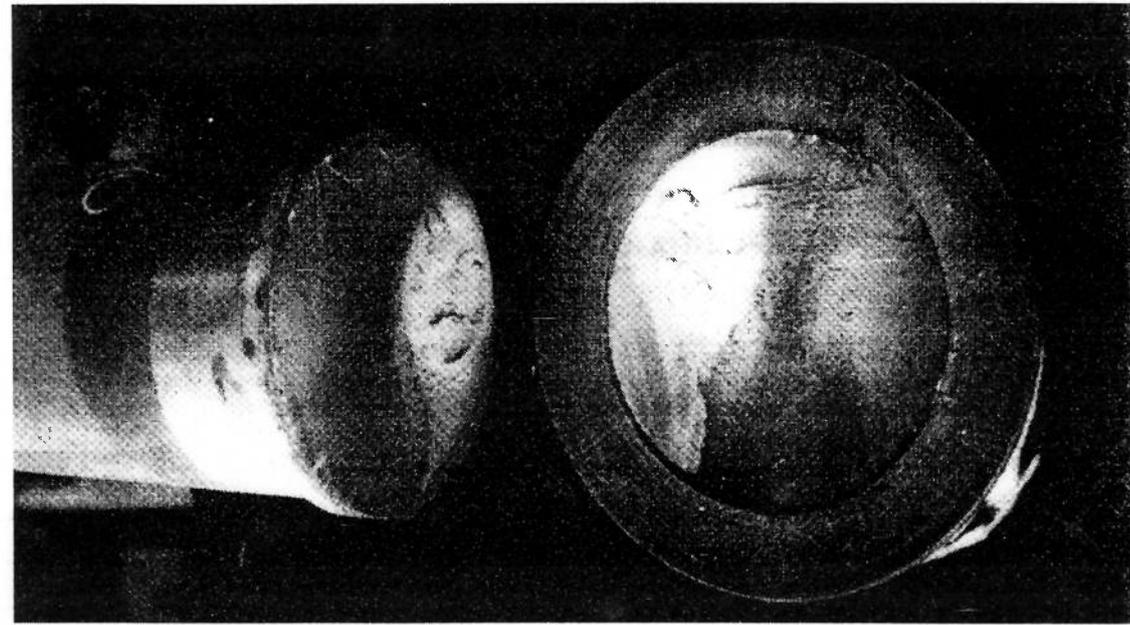


Figura 1 Falha por fadiga em eixo de 190,5mm de diâmetro (1)

○ eixo de 190,5mm (7,5 pol) de diâmetro mostrado na Figura 1 foi fabricado em aço UNS G10450, temperado e revenido e falhou durante ensaio de flexão rotativa.

Quando uma peça metálica de máquina falha estaticamente, usualmente apresenta uma deflexão muito grande antes da fratura, porque a tensão ultrapassa o limite de escoamento e a peça pode ser substituída antes da fratura ocorrer realmente. Assim, muitas falhas estáticas são visíveis e dão aviso com antecedência. Porém, uma falha por fadiga não dá aviso visível, é súbita e total, e portanto perigosa.

RESISTÊNCIA A FADIGA E LIMITE DE RESISTÊNCIA A FADIGA

Para a determinação da resistência de materiais sob a ação de cargas de fadiga, submetem-se corpos de prova a forças repetidas e variadas de intensidades especificadas, enquanto são contadas as inversões de ciclos ou de tensões, até a destruição desses corpos de prova. O dispositivo para o teste de fadiga mais empregado é a máquina de teste de flexão rotativa, de R. R. Moore. Esta máquina submete o corpo de prova à flexão pura (sem cisalhamento) por meio de pesos. O corpo de prova, mostrado na Figura 2, é cuidadosamente usinado e polido, com acabamento de polimento na direção axial, para se evitarem arranhões circunferenciais.

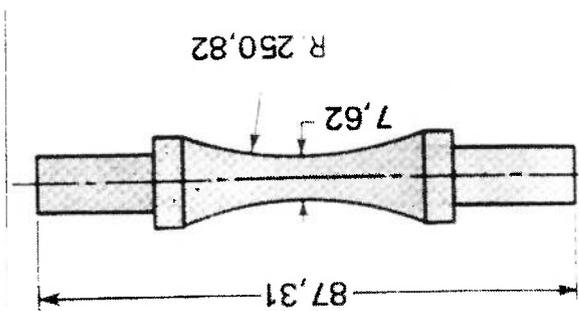


Figura 2 Corpo de prova para a máquina de teste de flexão rotativa de R. R. Moore⁽¹⁾

Há outras máquinas disponíveis para teste de fadiga que aplicam tensões axiais alternadas ou flutuantes, tensões de torção ou tensões combinadas aos corpos de prova.

Para estabelecer o limite de resistência à fadiga de um material, necessita-se de um grande número de testes, devido à natureza estatística da fadiga. Para o teste rotativo, aplica-se uma flexão constante e registra-se o número de revoluções (inversões de tensões) do corpo de prova necessárias para a falha. O primeiro

teste é feito com uma tensão solicitante um pouco menor do que o limite de resistência do material. O segundo teste é executado com uma tensão inferior à usada no primeiro teste. Este processo continua e colocam-se os resultados em um diagrama S-N (). Pode-se construir este gráfico em papel semilogarítmico ou em papel log-log. No caso de metais ferrosos e suas ligas, o gráfico torna-se horizontal depois de um determinado número de ciclos. Usando papel logarítmico, aparece a inflexão da curva, o que poderia não ficar evidente, se os resultados fossem registrados em coordenadas cartesianas.

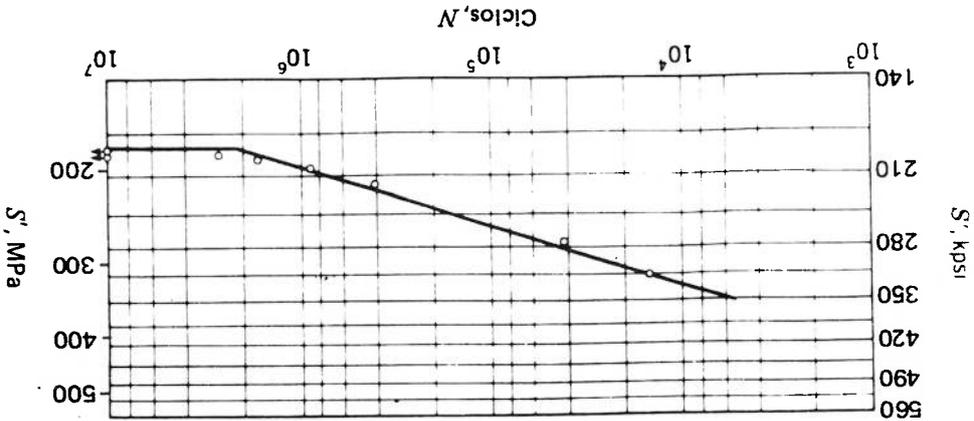
Chama-se de *resistência à fadiga* S_n a ordenada do diagram S-N. Ao mencionar esta resistência, deve-se sempre especificar o número de ciclos N ao qual ela corresponde.

No caso de aços, aparece uma inflexão no gráfico e abaixo deste ponto não ocorrerá a falha, não importando o número de ciclos. A resistência correspondente a esse ponto de inflexão chama-se *limite de resistência à fadiga*, S_f , ou *limite de fadiga*. O gráfico da Figura 3, para metais não ferrosos e suas ligas, nunca se torna horizontal e, portanto, esses materiais não têm limite de fadiga.

Um dos primeiros problemas a ser resolvido é verificar se há alguma relação geral entre o limite de fadiga e as resistências obtidas a partir de um simples ensaio de tração. A pesquisa, usando uma grande quantidade de dados de testes de tração e de testes rotativos de fadiga, mostra que há, de fato, uma relação entre os resultados desses dois testes. Pode-se observar essa relação na Figura 4. Devido à dispersão dos pontos, não se pode representar essa relação por uma curva única. Considera-se uma faixa que abrange todos os pontos obtidos experimentalmente. Uma inspeção mais apurada mostra que o limite de resistência a fadiga varia de 40 a 60% da resistência à tração para aços com S_u até 1.400 MPa. O limite de resistência à fadiga parece estar em torno de 700 MPa, para resistências à tração de 1.400 MPa ou maiores.

É adequado realizar um programa de testes nos materiais que serão empregados no projeto e na fabricação. Isto, de fato, é uma exigência e não uma opção, para prevenir a possibilidade de uma falha por fadiga. Devido a esta necessidade de testes, seria realmente desnecessário qualquer procedimento posterior no estudo da falha por fadiga, exceto por uma razão importante: o desejo de conhecer por que ocorre a falha por fadiga, de modo que métodos mais eficazes possam ser usados para se melhorar a resistência à fadiga. Assim, o primeiro propósito no estudo da fadiga é compreender por que ocorrem as falhas, de modo que se possa preveni-las.

Figura 3 Diagrama S' - N para aço UNS G10400 recozido (1)



Agora, é importante observar aqui que a dispersão do limite de fadiga não se deve, de modo algum, a uma dispersão, ou variação, nas resistências à tração dos corpos de prova testados. Se for tomado, por exemplo, um grande número de corpos de prova de aço testados na máquina de teste rotativo de fadiga, tendo $S_{rt} = 700$ MPa exatamente, os limites de fadiga desses corpos de prova estarão entre 280 e 420 MPa, com uma média de 350 MPa. É por esta razão que se decidiu sobre a seguinte relação para previsão do limite médio de fadiga de corpos de prova submetidos ao teste rotativo de fadiga:

$$S'_{rn} = 0,50 S_{rt} \quad S_{rt} \leq 1400 \text{ MPa} \quad (\text{Eq. 1})$$

$$S'_{rn} = 700 \text{ MPa} \quad S_{rt} > 1400 \text{ MPa} \quad (\text{Eq. 2})$$

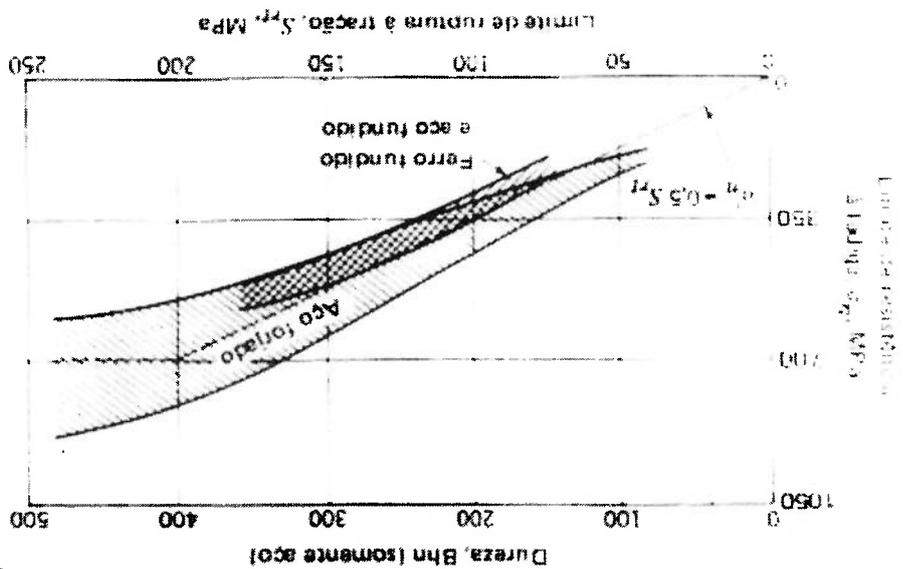
A notação "linha" de S'_{rn} refere-se ao corpo de prova submetido ao teste rotativo de fadiga, porque se deseja destinar o símbolo S_n para o limite de resistência à fadiga de uma determinada peça de máquina. Breve, saber-se-á que estes dois valores podem ser bem diferentes.

Conforme mostra a Figura 4, o limite de resistência à fadiga para o ferro fundido é um tanto menor do que para o aço. É usada, geralmente, a relação:

$$S'_{rn} = 0,40 S_{rt} \quad (\text{Eq. 3})$$

para o ferro fundido.

Figura 4 Relação observada entre a resistência à tração e o limite de resistência à fadiga para aços forjados e fundidos ⁽⁴¹⁾



Os fabricantes de ligas de alumínio e magnésio publicam tabelas completas das propriedades destes materiais, inclusive as resistências à fadiga. Estas vão, geralmente, de 30 a 40% da resistência a tração, dependendo do material ser fundido ou forjado. Esses materiais não têm limite de resistência a fadiga, e a resistência a fadiga é, usualmente, tomada em 10^8 ou 5×10^8 ciclos de inversão de tensões.

Conforme indicam os dados mostrados na Tabela 1, os desvios padrão do limite de resistência à fadiga variam de 4 a 10 por cento. Usando técnicas de controle, inspeção e cuidados razoáveis, é provável que se obtenha um desvio padrão de 8 por cento do limite de resistência à fadiga, sendo este valor empregado inicialmente nas análises de confiabilidade, para materiais metálicos.

Material	Resistência à Tração		Limite de Resistência à Fadiga		Desvio Padrão
	MPa	kpsi	MPa	kpsi	
Aço C43400	965	140	489	71	4,9
	1 310	190	586	85	7,8
	1 580	230	620	90	8,9
	1 790	260	668	97	6,5
Aço C43500	2 070	300	689	100	4,4
Liga de titânio série K50001	1 000	145	579	84	6,4
Liga de alumínio A97076	524	76	186	27	6,0
bronze de alumínio C63000	806	117	331	48	9,4
Cobre berílio C17200	1 210	175	248	36	7,5

Tabela 1 Desvios padrão do limite de resistência a fadiga para diversos materiais metálicos (42)

A barra sobre o símbolo S'_n , para indicar o valor médio, é uma notação inconveniente, e será agora abandonada. Em seu lugar, usar-se-á S'_n para o limite de resistência a fadiga do corpo de prova do teste rotativo que corresponde a uma confiabilidade estabelecida R . Se não for estabelecida a confiabilidade, considera-se S'_n como o limite de resistência à fadiga correspondente a $R = 0,50$, isto é, o limite médio de resistência à fadiga.

RESISTÊNCIA A FADIGA PARA VIDA FINITA

É possível determinar a resistência à fadiga S_f correspondente a uma vida finita qualquer N . A Figura 5 é um gráfico que mostra os resultados de um grande número de testes de fadiga de vários aços, com diversas resistências; no gráfico, a abscissa é o logaritmo do número de ciclos N , como no diagrama usual **S-N**, porém a ordenada é o logaritmo da razão entre a resistência à fadiga e a resistência à tração. Pode-se ver, neste gráfico, que quase todas as ordenadas caem sobre ou acima da linha traçada entre o limite de resistência a fadiga a 10^6 ciclos até o ponto correspondente a $0,9 S_{Tf}$ a 10^3 ciclos. A linha traçada que vai do ponto $0,95 S_{Tf}$ a 10^3 ciclos até a abscissa correspondente a 10^7 ciclos representa a resistência média a fadiga.

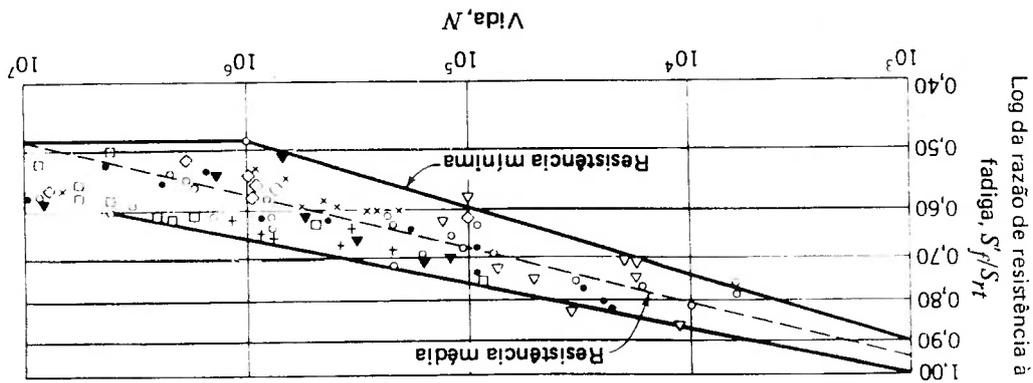


Figura 5 Relação entre a resistência a fadiga e a resistência a tração versus número de ciclos ⁽⁴¹⁾

Neste estudo, toda peça que tiver uma vida de 1000 ciclos ou menos será tratada com um problema de estática, isto é, um problema no qual é afastada a possibilidade de uma falha por fadiga. Deve-se observar, entretanto, que as falhas por fadiga a $N < 1000$ ciclos ocorrem em exemplos isolados.

O fato importante a ser observado em relação à Figura 5 é que ela, com a ajuda das (Eq. 1) e (Eq. 2) indica um meio de se estimar a resistência a fadiga S_f

correspondente a qualquer número de ciclos entre 10^3 e infinito. Assim, usando somente os dados publicados de testes de tração, é possível construir um gráfico $\log S - \log N$ e, nele, traçar tanto a linha da resistência mínima a fadiga, como a linha da resistência média. Tal gráfico possibilitará a determinação do S^f correspondente a qualquer vida N .

Uma maneira fácil de obter a resistência à fadiga S^f correspondente a um dado número de ciclos N é traçar o diagrama $S-N$ em papel log-log. Podem-se ler os valores com facilidade. Uma desvantagem deste procedimento é que a inclinação da linha $S-N$ é tão pequena que torna difícil obter resultados precisos.

A disponibilidade de computadores tornou possível criar um método mais fácil. Escreve-se a equação da linha $S-N$ como:

$$\log S^f = -m \log N + b \quad (\text{Eq. 4})$$

Esta linha deve passar pelos pontos $0,9 S^f$ a 10^3 ciclos e S^f a 10^6 ciclos. Substituindo-se estes valores na (Eq. 4), podem-se resolver as equações resultantes para as constantes m e b . Os resultados são:

$$m = 1/3 \cdot \log (0,9 S^f / S^f) \quad (\text{Eq. 5})$$

$$b = \log ((0,9 S^f)^2 / S^f) \quad (\text{Eq. 6})$$

Quando são dados S^f e S^f , podem-se resolver estas duas equações. Então, se N é dado e caso se deva encontrar S^f , coloca-se a (Eq. 4) na forma

$$S^f = 10^{b / N^m} \quad 10^3 \leq N \leq 10^6 \quad (\text{Eq. 7})$$

Por outro lado, se S^f é dado e se deseja calcular N , então a (Eq. 4) conduzirá a

$$N = 10^{b/m} / S_f^{1/m} \quad 10^3 \leq N \leq 10^6 \quad (\text{Eq. 8})$$

Os termos S_f e S'_n nas (Eq. 5) e (Eq. 8) designam, respectivamente, a resistência à fadiga e o limite de resistência à fadiga de um corpo de prova submetido ao teste rotativo de fadiga.

Em vez de uma única tensão alternada σ durante n ciclos, suponha-se que a peça esteja sujeita a σ_1 durante n_1 ciclos, σ_2 durante n_2 ciclos, etc. Sob estas condições, o problema é estimar a vida de uma peça sujeita a essas tensões alternadas ou estimar o fator de segurança, se a peça tiver uma vida infinita. Uma busca na literatura específica revela que ainda não se resolveu este problema completamente. Portanto, os resultados obtidos, usando-se qualquer dos métodos aqui apresentados, devem ser empregados como guias para indicar como se poderia procurar um aperfeiçoamento, e nunca devem ser empregados para se obterem valores absolutos, a menos que a experiência indique a possibilidade de fazê-lo. A literatura ainda não dispõe de um método em perfeita harmonia com a experiência.

Atualmente, a teoria mais usada para explicar a fadiga acumulativa é a teoria da soma das razões de ciclos, de Palmgren-Miner. Matematicamente, esta teoria estabelece que

$$n_1/N_1 + n_2/N_2 + \dots + n_i/N_i = C \quad (\text{Eq. 9})$$

onde n_i é o número de ciclos de tensão σ_i aplicados ao corpo de prova e N_i é a vida a fadiga correspondente a σ_i . Determina-se a constante C experimentalmente; usualmente encontra-se na faixa

$$0,7 \leq C \leq 2,2$$

Muitos autores recomendam $C = 1$ e a (Eq. 9) fica:

$$\sum n/N = 1 \quad (\text{Eq. 10})$$

Como ilustração do uso da regra de Miner, escolha-se um aço com as propriedades $S_{rt} = 550 \text{ MPa}$ e $S'_{n,0} = 276 \text{ MPa}$, onde se emprega a designação²³

S'_{n_0} , em vez da mais usual S'_n , para indicar o limite de resistência à fadiga do material virgem, ou sem danos. A Figura 6 mostra o diagrama $\log S - \log N$ representado pela linha cheia. Aplica-se, então, ao aço uma tensão alternada $\sigma_1 = 413 \text{ MPa}$ por $n_1 = 3000$ ciclos.

Como $\sigma_1 > S'_{n_0}$, o limite de resistência à fadiga será prejudicado. Deseja-se calcular o novo limite de fadiga, S'_{n_1} , do material, usando-se a regra de Miner. A figura mostra que o material original tem uma vida de $N_1 = 8320$ ciclos e, em consequência, depois da aplicação de σ_1 por 3000 ciclos, restam $N_1 - n_1 = 5320$ ciclos de vida. Isto localiza a resistência à fadiga para uma vida finita S'_{n_1} do material, conforme está indicado na Figura 6.

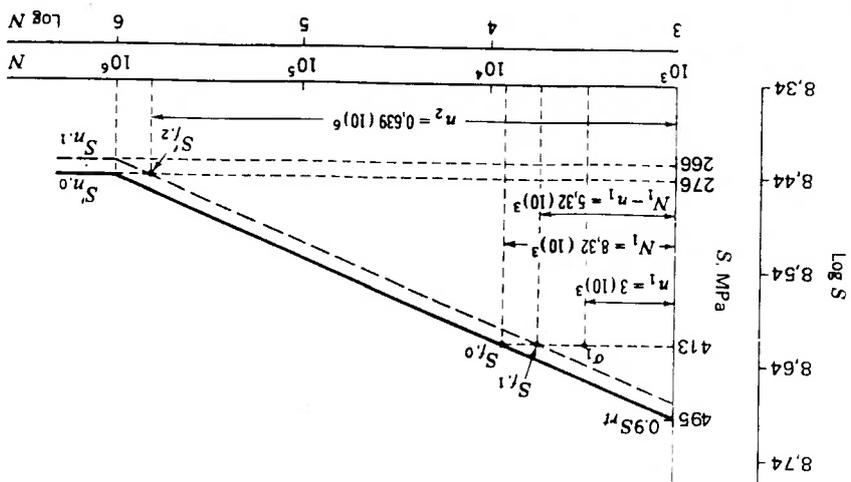


Figura 6 Exemplo de uso da regra de Miner para prever a resistência à fadiga de um material previamente submetido a excesso de tensão durante número finito de ciclos (1)

Para obter-se um segundo ponto, pergunta-se: conhecidos n_1 e N_1 , quantos ciclos de tensão $\sigma_2 = S'_{n_0}$ podem ser aplicados antes que o material falhe? Isto corresponde a n_2 ciclos de tensões alternadas; portanto, da (Eq. 10), obtem-se

$$n_1/N_1 + n_2/N_2 = 1$$

ou

$$n_2 = (1 - n_1/N_1) \cdot N_2$$

Então,

$$n_2 = [1 - 3(10)^3 / 8,32(10)^3] (10)^5 = 0,639(10)^5 \text{ ciclos}$$

Isto corresponde a uma resistência à fadiga para uma vida finita S_{t2} . A linha que liga S_{t1} a S_{t2} é o novo diagrama $\log S - \log N$ do material, de acordo com a regra de Miner. O novo limite de resistência à fadiga é $S_{n1} = 266 \text{ MPa}$.

Embora a regra de Miner seja muito usada, ela falha de duas maneiras, ao se compará-la com os ensaios práticos. Em primeiro lugar, esta teoria estabelece que a resistência estática S_{te} fica alterada, isto é, diminuída, devido à aplicação de σ_1 (ver Figura 6, em $N = 10^3$ ciclos). As experiências com aços não confirmam esta previsão.

A regra de Miner, conforme dada pela Figura 6, não considera a ordem de aplicação das tensões e, portanto, ignora qualquer tensão inferior a S'_{n0} . Porém, pode-se ver, na Figura 6, que uma tensão σ_3 na faixa $S'_{n1} < \sigma_3 < S'_{n0}$ causaria danos, se aplicada depois da modificação do limite de resistência a fadiga feita pela aplicação de σ_1 .

O método de Manson supera as duas deficiências observadas no método de Palmgren-Miner; historicamente, é uma abordagem muito mais recente e também fácil de usar. Exceto por uma pequena mudança, usa-se e recomenda-se o método de Manson. Manson traçou o diagrama $S - \log N$, em vez do $\log S - \log N$, conforme usualmente é recomendado. Manson também recorreu a experiências para determinar o ponto de convergência das linhas $S - \log N$ correspondentes à resistência estática, ao invés de selecionar arbitrariamente a intersecção de $N = 10^3$ ciclos com $S = 0,9 S_{te}$, como foi feito aqui. Naturalmente, é sempre melhor usar resultados de ensaios, mas utilizando os dados conhecidos

nos ensaios de tração simples, é possível desenvolver o que se conhece sobre fadiga.

O método de Manson, conforme apresentado aqui, consiste em ter todas as linhas $\log S - \log N$, isto é, linhas do material com ou sem danos, convergindo para o mesmo ponto, **0,9 Srt a 10^3 ciclos**. Além disso, as linhas $\log S - \log N$ devem ser construídas na mesma ordem cronológica em que ocorrem as tensões.

Os dados do exemplo precedente são usados para fins ilustrativos. Os resultados estão na Figura 7. Nota-se que a resistência S_f1 , correspondente a $N1 - n1 = 5.32 \cdot 10^3$ ciclos, é calculada da mesma maneira que antes. Traça-se uma linha pontilhada forte por este ponto e por **0,9 Srt a 10^3 ciclos**, para se chegar a $N = 10^6$ ciclos, e define-se o limite de resistência à fadiga $S'_{n,1}$ do material com danos. Neste caso, o novo limite de fadiga é 235 MPa, um pouco menos do que o encontrado pelo método de Miner.

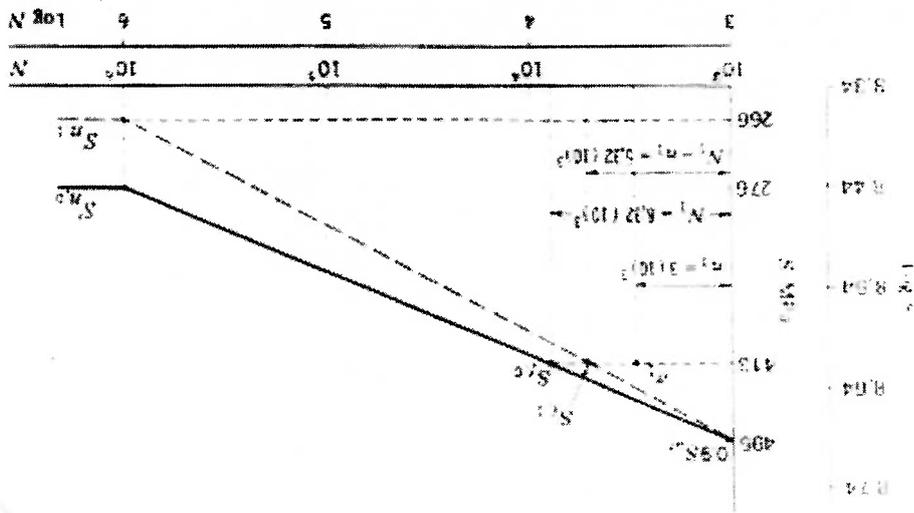


Figura 7 Exemplo de uso da regra de Manson para prever o limite de resistência a fadiga de um material previamente submetido a excesso de tensão durante número finito de ciclos (1)

Nota-se que uma tensão alternada como $\sigma = 248$ MPa não prejudicaria o limite de resistência à fadiga do material virgem, não importando quantos ciclos fossem

aplicados. Entretanto, se se aplicar $\sigma = 248 \text{ MPa}$ depois do material ter sofrido danos por $\sigma_1 = 413 \text{ MPa}$, então sofreria danos significativos.

FATORES MODIFICADORES DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À FADIGA

O limite de resistência à fadiga S_n de um elemento de máquina pode ser consideravelmente menor do que o limite de fadiga S'_n de um corpo de prova do teste de flexão rotativa. Pode-se explicar esta diferença empregando-se uma variedade de fatores de correção, cada um respondendo por um efeito em separado. Usando-se esta ideia, pode-se escrever:

$$S_n = k_a \cdot k_b \cdot k_c \cdot k_d \cdot k_e \cdot S'_n \quad (\text{Eq. 11})$$

Onde:

S_n = limite de resistência à fadiga da peça

S'_n = limite de resistência à fadiga do corpo de prova de flexão rotativa

k_a = fator de superfície

k_b = fator de tamanho

k_c = fator de confiabilidade

k_d = fator de temperatura

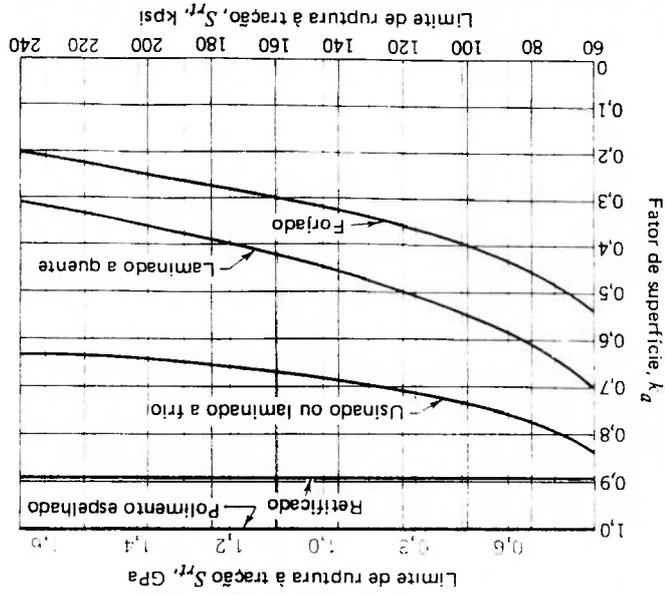
k_e = fator de concentração de tensões

A superfície de um corpo de prova de teste de flexão rotativa é muito polida, com um polimento final na direção axial, para eliminar quaisquer arranhões circunstanciais. Obviamente, a maioria das peças de máquina não tem tal acabamento superficial. Os fatores modificadores ka dependem da qualidade do acabamento e da resistência à tração. Deve-se examinar este gráfico cuidadosamente. Ele enfatiza a grande importância de um bom acabamento superficial, quando existe a possibilidade de haver falha por fadiga.

Os fatores mostrados neste gráfico forma obtidos, condensando-se grandes compilações de dados de testes de aços forjados e, provavelmente, também são válidos para aços fundidos e para os melhores tipos de ferros fundidos.

Os fatores de superfície para materiais não ferrosos, como ligas de alumínio, devem ser considerados como iguais à unidade, porque os limites de resistência à fadiga tabelados na literatura para estes materiais incluem o efeito de acabamento superficial.

Figura 8 Fatores de correção relativos ao acabamento superficial para aços (1)



DIMENSÕES DA PEÇA

O teste rotativo dá o limite de resistência à fadiga para um corpo de prova de 7,62mm de diâmetro. Quando se testam corpos de prova de dimensões maiores, com tensões alternadas à flexão e à torção, verifica-se que o limite de fadiga é de 10 a 15 por cento menor para corpos de prova até 50mm. Para corpos de prova maiores que 50mm, o limite de fadiga pode ser tanto quanto 25 por cento menor, porém deve-se, em tais casos realizar testes individuais.

A distribuição triangular de tensões, nos casos de flexão e torção, é muito semelhante à distribuição de tensões em uma barra com entalhe, isto é, a flexão e a torção assemelham-se à concentração de tensões. Provavelmente, este fato, combinado com o tamanho maior do corpo de prova, que, devida terá mais defeitos superficiais do que quando o tamanho é pequeno, responde pela redução nos limites de resistência à fadiga, à flexão e à torção devidas ao tamanho.

Portanto, para flexão e torção, deve-se selecionar k_b da seguinte maneira:

Dimensões	Fator k_b
$d \leq 7,6 \text{ mm}$	1
$7,6 \text{ mm} < d \leq 50 \text{ mm}$	0,85
$d > 50 \text{ mm}$	0,75

A dimensão d corresponde à profundidade h de seções não circulares sujeitas à flexão.

Os valores listados de k_b também são apropriados para cargas axiais alternadas, mas por questões completamente diversas. No caso de carregamento axial, a distribuição de tensões é constante e portanto não há concentração de tensões perto da superfície. Entretanto, medições cuidadosas de limites de resistência à fadiga de aços fundidos e forjados mostram algum decréscimo no limite de fadiga de corpos de prova quando a medida é feita perto do núcleo, comparada com

outros em que a medida é feita perto da superfície. Portanto, parece também perfeitamente apropriado o uso, para cargas axiais, dos valores listados anteriormente. Para seções não circulares, considera-se d como a menor dimensão da seção reta.

2.2 FADIGA EM METAL DURO

Um resumo sobre a literatura referente a fadiga em metal duro, bem como dados de vidas a fadiga de um tipo de metal duro e um tipo de cermet foram publicados por Schlieinkofer et al.⁽³⁾

Fadiga dos materiais é uma consequência da deterioração das propriedades de resistência como resultado de cargas cíclicas.

Testes de laboratório no comportamento mecânico de metal duro e cermets têm sido usualmente executados sob carregamentos estáticos ou monotônicos, ao invés das condições representativas dos carregamentos muito mais complexos que prevalecem nas condições de serviço das peças.

Desta forma existe a necessidade de estudos fundamentais objetivando caracterizar e comparar o comportamento de metal duro e cermets sob carregamentos estático ou monotônico e cíclicos a fim de discernir os efeitos de fadiga nestes materiais e caracterizar os mecanismos de falha, especialmente sob carregamentos cíclicos.

Algumas investigações tratam da falha de materiais de corte durante corte intermitente^{(4) (5)}. Os resultados mostram uma complexa superposição de influências de carregamentos mecânicos, mudanças de temperatura alternadas, e desgaste. Portanto não foi possível na ocasião separar o efeito de fadiga devido a carregamento mecânico cíclico.

A fadiga de material exhibe, em respeito aos mecanismos de formação de trinca e crescimento de trinca sob carregamentos mecânicos cíclicos, diferenças distintas comparadas ao comportamento sob carregamento estático. A pesquisa em fadiga de materiais frágeis não acompanhou o rápido desenvolvimento de novos materiais cerâmicos e compósitos contendo materiais cerâmicos.

Desenvolvimento na microestrutura levou a um aumento na tenacidade, mas com diminuição da resistência a esforços cíclicos. Este problema aumenta à medida³²

que os materiais frágeis se desviam mais da condição ideal de materiais homogêneos e amortos (6).

Investigações iniciais em vidro e cerâmicas chegaram à conclusão que a falha dos materiais sob carregamentos estáticos ou cíclicos é causada por propagação de trinca, e que as velocidades e mecanismos de trinca praticamente não apresentam diferenças entre as duas condições de carregamento (7)(8). A falha de vidro, porcelana e alumina foi supostamente causada pelo mecanismo que ocorria sob carregamento estático (7). Por outro lado, investigações posteriores mostraram que fenômeno típico de fadiga também ocorre em cerâmicas policristalinas homogêneas e heterogêneas (9)(10).

Aspectos especiais, muito restritos ao comportamento de compostos consistindo de cerâmicas frágeis envolvidas por uma fase dútil ligante foram tratadas em algumas investigações no passado que trataram da resistência a fadiga (11)(12) crescimento de trinca em fadiga (13)(14), inter-relação entre crescimento de trinca em fadiga e microestrutura (13), influência da microestrutura e das condições de superfície em fadiga (15), a influência da zona plástica na ponta da trinca em fadiga e a resistência a trinca (16).

Investigações sobre crescimento de trinca em fadiga em materiais frágeis, cerâmicas, e compostos contendo cerâmicas, sob carregamentos cíclicos com e sem tensões médias a 25°C e a temperaturas maiores, mostram que mudanças microscópicas irreversíveis (formação de micro-trincas, transformações de fase, escorregamento de contorno de fase e nucleação de poros durante processo de fluência) acontecem em frente à ponta da trinca, de forma análoga aos processos de escorregamento irreversíveis que ocorrem na fadiga de materiais dúteis, e que adicionalmente processos diferentes, causados por fechamento da trinca (crack closure), pontes entre trincas (crack bridging), e atrito entre superfícies opostas da trinca, têm influência no crescimento de trinca em fadiga em materiais frágeis. Em especial, os últimos processos são claramente diferentes nos mesmos materiais sob carregamentos estático ou sob incremento monótonico (17).

O comportamento de compostos com cerâmica frágil e fase ligante dútil foi

investigada sob carregamento cíclico em um número pequeno de trabalhos⁽¹⁸⁾. Já em 1941, Dawihl determinou os limites de fadiga (número de ciclos até a falha, $N_f > 2 \times 10^6$) de 450 MPa para WC + 6% Co e de 690 MPa para WC + 11% Co a 25°C⁽¹⁹⁾. Resultados apresentados por Brooks levam a limites de fadiga de 600 – 850 MPa para 10^8 ciclos com WC + 5 a 25% Co 20. Estes valores de tensão situam-se a cerca de 30% da resistência de dobramento. De acordo com isto estão os resultados de Schedler, que encontrou limites de fadiga para materiais similares na faixa de 30 a 40% das resistências de dobramento⁽¹⁸⁾.

Um modelo qualitativo de crescimento de trinca em compostos contendo cerâmica frágil e ligante dúctil para carregamentos foi desenvolvido⁽²¹⁾.

Estudo publicado em 2002 sobre sensibilidade a fadiga elaborado por L. Lanes et al⁽⁴⁰⁾ mostrou que quanto maiores as dimensões da fase cobalto nos compostos de carboneto de tungstênio em cobalto, maior a perda de resistência devido a fadiga.

2.3 SOLICITAÇÕES MECÂNICAS A QUE A PEÇA ESTÁ SUBMETIDA

Durante funcionamento do compressor, os êmbolos estão sujeitos aos seguintes esforços mecânicos:

- Flexão devido ao desalinhamento entre o êmbolo e a cruzeta de acionamento
- Flambagem devido à força axial resultante da compressão do etileno na ponta do êmbolo
- Tensões térmicas na região de selagem do etileno, devido aos ciclos de aquecimento devido ao atrito e à compressão do gás, e de resfriamento devido à expansão do gás.

DESENHOS MOSTRANDO MONTAGEM DO ÊMBOLO NO HYPER
COMPRESSOR

Figura 9 Desenho do êmbolo 1º estágio

Figura 10 Desenho de montagem do êmbolo no cilindro

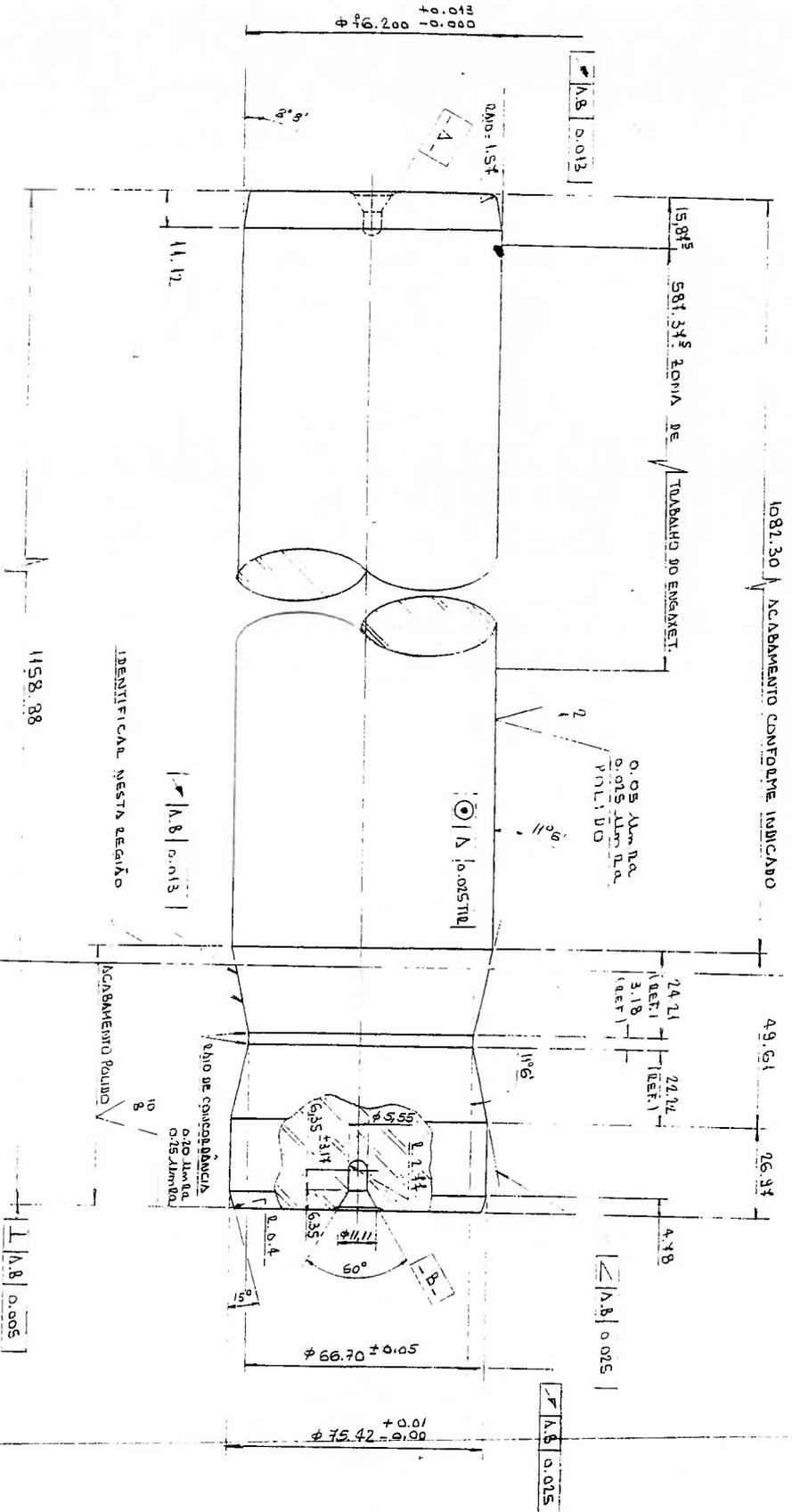
Figura 11 Desenho de montagem do acionamento do êmbolo

Através da análise dos desenhos nas Figuras 9, 10 e 11 é possível visualizar a forma em que ocorrem os carregamentos na peça.

O carregamento de flexão acontece devido a desalinhamento entre a cruzeta e o cilindro.

O carregamento de fambagem tem origem no efeito da pressão de etileno atuando na direção do eixo longitudinal da peça.

O carregamento devido a diferenças de temperatura entre a superfície e o núcleo da peça ocorre devido aos efeitos de aumento de temperatura no núcleo da peça em função de atrito e compressão do gás, contra o resfriamento na superfície da peça devido à expansão do etileno que vaza pela vedação dinâmica. Este carregamento que origina tensões térmicas é o que gera tensões mais altas durante operação normal da mesma, sendo estudado neste trabalho com maior detalhe.



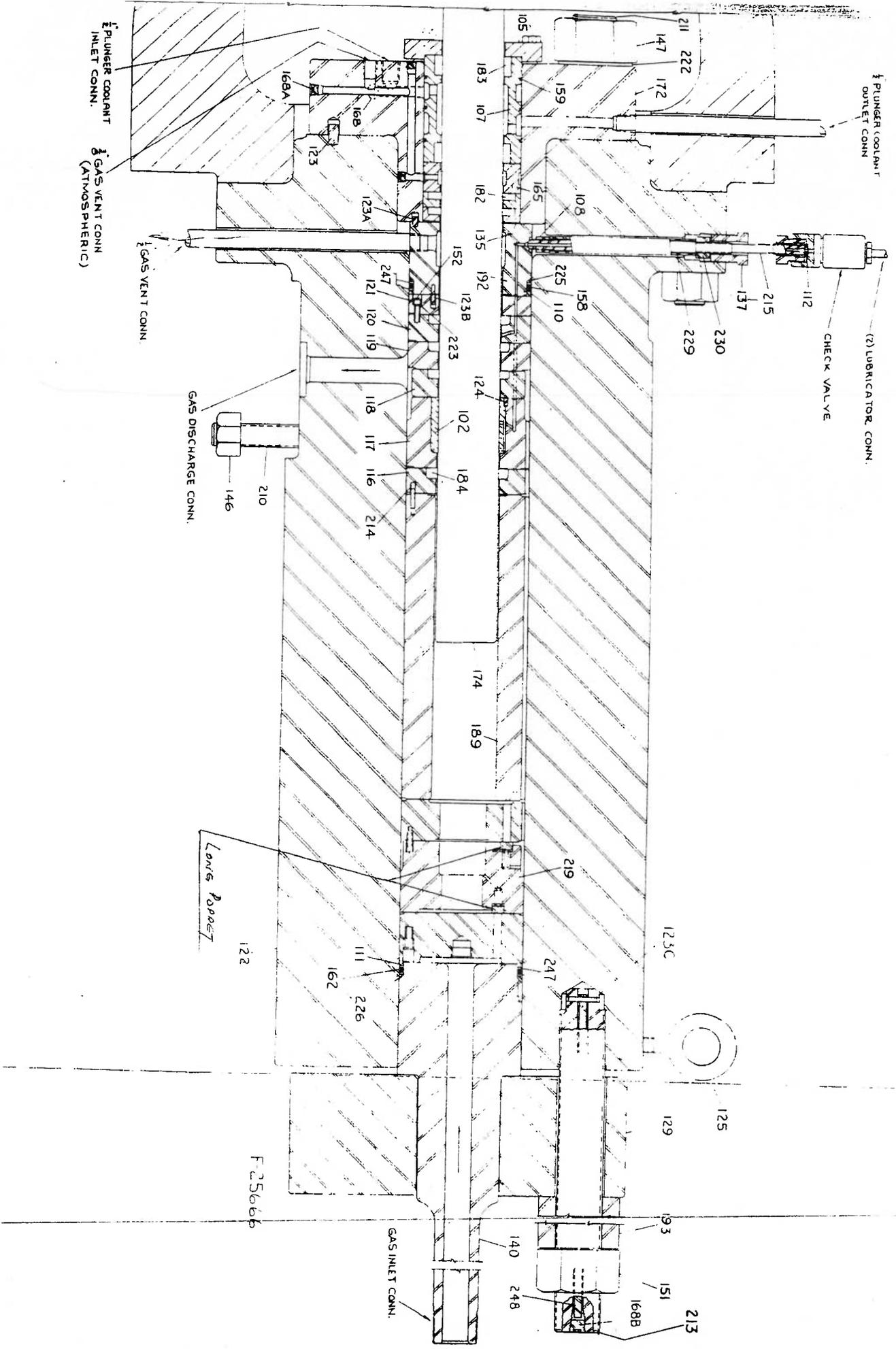
NOTAS:

1. MATERIAL : CARBONETO DE TUNGSTÊNIO SINTERIZADO (GRUPO K-94 KERMAMETAL)
2. ACABAMENTO GERAL : 0.10 a 0.25 $\mu m Ra$ (Ra) EXCETO ONDE INDICADO AO CONTRÁRIO
3. TOLERÂNCIA GERAL : VITAS ± 0.38, ANGULARES ± 0.30°
4. DIMENSÕES EM MILÍMETROS, EXCETO ONDE INDICADO AO CONTRÁRIO
5. TODOS OS CANTOS, VIOS DE DEBILITAÇÃO SEM CHAMFADOS COM UNDO DE 0.4 A 0.4
6. ESTE DESENHO CAMBIA E SUBSTITUI O DESENHO ANTERIOR Nº B.0550

CD.	DESENHO	TÍTULO
01	02	EMBOLO DO 2º ESTÁGIO
02	03	EMBOLO DO 3º ESTÁGIO
03	04	EMBOLO DO 4º ESTÁGIO
04	05	EMBOLO DO 5º ESTÁGIO
05	06	EMBOLO DO 6º ESTÁGIO
06	07	EMBOLO DO 7º ESTÁGIO
07	08	EMBOLO DO 8º ESTÁGIO
08	09	EMBOLO DO 9º ESTÁGIO
09	10	EMBOLO DO 10º ESTÁGIO
10	11	EMBOLO DO 11º ESTÁGIO
11	12	EMBOLO DO 12º ESTÁGIO
12	13	EMBOLO DO 13º ESTÁGIO
13	14	EMBOLO DO 14º ESTÁGIO
14	15	EMBOLO DO 15º ESTÁGIO
15	16	EMBOLO DO 16º ESTÁGIO
16	17	EMBOLO DO 17º ESTÁGIO
17	18	EMBOLO DO 18º ESTÁGIO
18	19	EMBOLO DO 19º ESTÁGIO
19	20	EMBOLO DO 20º ESTÁGIO

SECOND STAGE CYLINDER

171



1/2 PLUNGER COOLANT INLET CONN.
3/8 GAS VENT CONN. (ATMOSPHERIC)

1/2 PLUNGER COOLANT OUTLET CONN.

(2) LUBRICATOR CONN.
CHECK VALVE

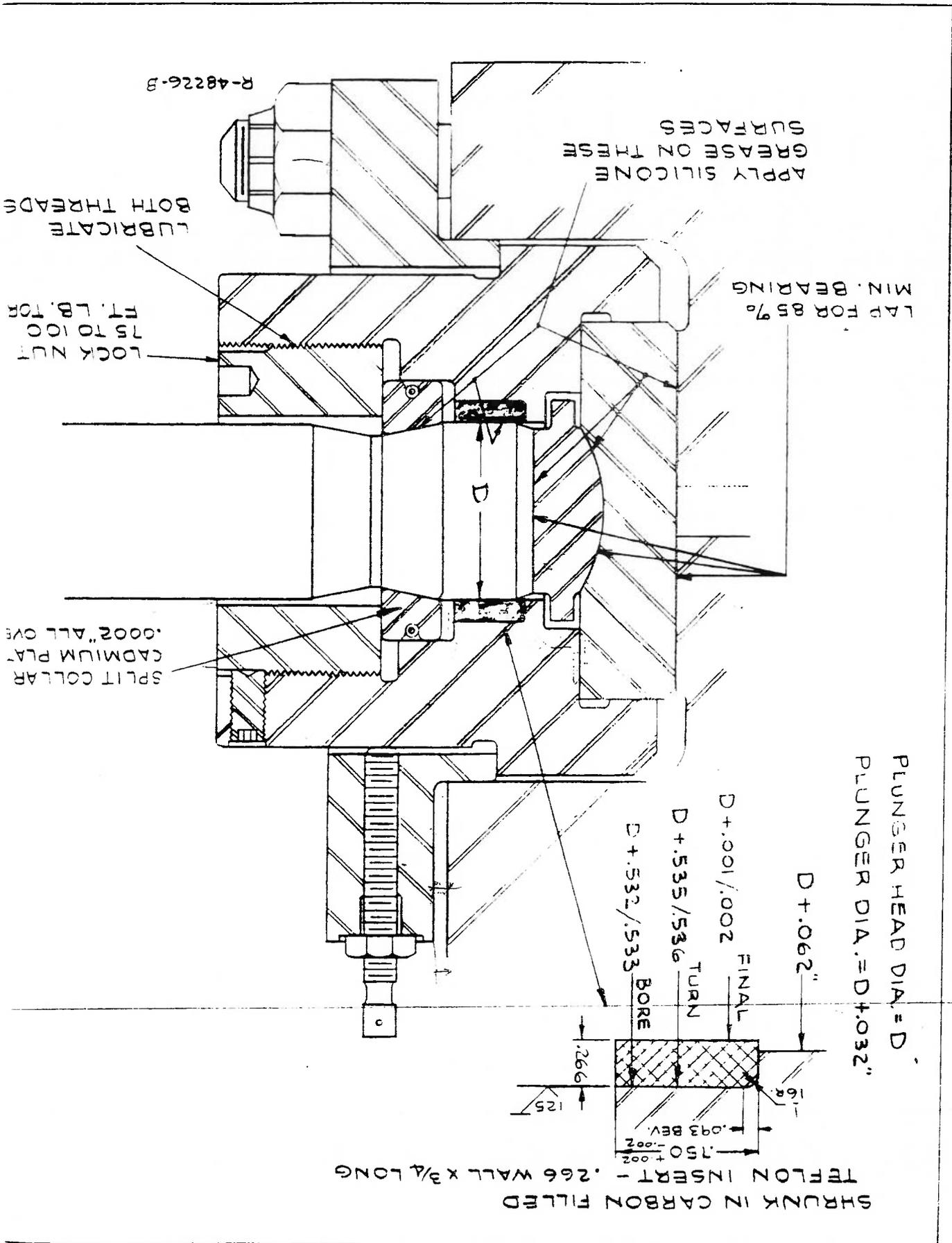
1/2 GAS VENT CONN.

GAS DISCHARGE CONN.

GAS INLET CONN.

Long Pocket

F 25666



2.3.1 TENSÕES DE ORIGEM TÉRMICA

CILINDRO LONGO DE SEÇÃO CIRCULAR

A análise de tensões térmicas em cilindro longo é apresentada por Timoshenko e Goodier ⁽²⁾.

No estudo deste problema, supõe-se que a distribuição de temperatura é simétrica em relação ao eixo, e independente da coordenada axial z . Começaremos estudando o caso no qual o deslocamento axial w é sempre nulo e depois modificaremos a solução para incluir o caso de extremos livres.

Dada a simetria axial do problema e a uniformidade do mesmo segundo esta direção, as três tensões e as três deformações tangenciais serão nulas, portanto teremos que considerar somente as três componentes σ_r , σ_θ , σ_z . As relações tensão – deformação no elemento infinitesimal de volume são:

$$\epsilon_r - \alpha T = 1/E [\sigma_r - \nu (\sigma_\theta + \sigma_z)] \quad \text{(Eq. 12)}$$

$$\epsilon_\theta - \alpha T = 1/E [\sigma_\theta - \nu (\sigma_r + \sigma_z)] \quad \text{(Eq. 13)}$$

$$\epsilon_z - \alpha T = 1/E [\sigma_z - \nu (\sigma_r + \sigma_\theta)] \quad \text{(Eq. 14)}$$

Levando em conta que o deslocamento tangencial $w = 0$, e portanto $\epsilon_z = 0$, a terceira destas equações fica:

$$\sigma_z = \nu (\sigma_r + \sigma_\theta) - \alpha ET \quad \text{(Eq. 15)}$$

Substituindo σ_z nas Eq. 13 e Eq. 14, temos:

$$\begin{aligned} \epsilon_r - (1 + \nu)\alpha T &= \frac{E}{1 - \nu^2} \left(\sigma_r - \frac{1 - \nu}{\nu} \sigma_\theta \right) \\ \epsilon_\theta - (1 + \nu)\alpha T &= \frac{E}{1 - \nu^2} \left(\sigma_\theta - \frac{1 - \nu}{\nu} \sigma_r \right) \end{aligned}$$

(Eq. 16)

(Eq. 17)

Isolando σ_r e σ_θ nas Eq. 16 e Eq. 17.

Utilizando a equação de equilíbrio no volume infinitesimal:

$$d\sigma_r/dr + (\sigma_r - \sigma_\theta)/r = 0 \quad (\text{Eq. 18})$$

Considerando as deformações no elemento de volume infinitesimal cilíndrico:

$$\sigma_r = du/dr \quad (\text{Eq. 19})$$

$$\epsilon_\theta = u/r \quad (\text{Eq. 20})$$

Após isolar σ_r e σ_θ nas Eq. 16 e Eq. 17, considerar a Eq. 18, e substituir ϵ_r e ϵ_θ conforme Eq. 19 e Eq. 20, obteremos uma equação diferencial de 2º grau. A solução desta equação diferencial nos dará o valor do deslocamento radial u .

(Eq. 24)

$$\sigma_z = -\frac{\alpha E T}{1 - \nu} + \frac{\alpha E T C_1}{2\nu E C_1 (1 + \nu)(1 - 2\nu)}$$

15. obteremos σ_z .

Substituindo os valores de σ_r e σ_θ encontrados na Eq. 22 e Eq. 23, conforme Eq.

(Eq. 23)

(Eq. 22)

(Eq. 21)

$$\begin{aligned} \sigma_\theta &= \frac{\alpha E}{1 - \nu} \cdot \frac{1}{r^2} \int_r^a T_r dr - \frac{\alpha E T}{1 - \nu} + \frac{1}{E} \left(\frac{1 + \nu}{C_1} - \frac{1 - 2\nu}{C_2} \right) + \frac{r}{C_2} \\ \sigma_r &= -\frac{\alpha E}{1 - \nu} \cdot \frac{1}{r^2} \int_r^a T_r dr + \frac{1}{E} \left(\frac{1 + \nu}{C_1} - \frac{1 - 2\nu}{C_2} \right) - \frac{r}{C_2} \\ u &= \frac{1 + \nu}{1 - \nu} \cdot \alpha \cdot \frac{r}{1} \int_r^a T_r dr + C_1 r + \frac{r^2}{C_2} \end{aligned}$$

Substituindo u, obtemos a Eq. 22 e Eq. 23 abaixo:

Resolvendo a equação diferencial de 2º grau obtemos a Eq. 21 abaixo.

CILINDRO MACIÇO

Considerando cilindro maciço, anulamos o valor de a , limite inferior das integrais.

Levando em conta a condição de contorno que o deslocamento radial u deve anular-se para $r = 0$, obtemos $C_2 = 0$.

A constante C_1 se obtém a partir da condição de que sobre a superfície $r = b$ não atua nenhuma força, ou seja

(σ_r) $_{r=b} = 0$. Aplicando a Eq. 22 obtemos então:

$$\frac{C_1}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} = \frac{1}{\alpha} \frac{1}{r} \frac{\partial^2}{\partial r^2} \int_0^b T_r dr$$

(Eq. 25)

Integrando a Eq. 24, obtemos a resultante da tensão axial:

$$\int_0^b \sigma_z 2\pi r dr = - \frac{2\pi\alpha E}{1 - \nu} \int_0^b T_r dr + \frac{2\nu E C_1}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \pi b^2$$

(Eq. 26)

Considerando a tensão axial uniforme C_3 , teremos uma força resultante igual a $C_3 \cdot \pi b^2$. O valor de C_3 que anula a força axial total vem dado, então, pela relação:

$$C_3 \cdot \pi b^2 = \frac{2\pi\alpha E}{2\nu E C_1} \int_0^b T_r dr - \frac{(1+\nu)(1-2\nu)}{2\nu} \pi b^2 \quad (\text{Eq. 27})$$

Substituindo os valores encontrados para C_1 e C_2 , e considerando C_3 no cálculo de σ_z , considerando a Eq. 21, Eq. 22, Eq. 23 e Eq. 24, obtemos:

$$\begin{aligned} n &= \frac{1}{1+\nu} \cdot \alpha \left[(1-2\nu) \int_0^b \frac{b^2}{r} T_r dr + \int_0^r T_r dr \right] \\ \sigma_r &= \frac{\alpha E}{1} \left(\frac{b^2}{1} \int_0^r T_r dr - \frac{r^2}{1} \int_r^b T_r dr \right) \\ \sigma_\theta &= \frac{\alpha E}{1} \left(\frac{b^2}{1} \int_0^r T_r dr + \frac{r^2}{1} \int_r^b T_r dr - T_r \right) \\ \sigma_z &= \frac{\alpha E}{2\nu} \left(\frac{b^2}{2\nu} \int_0^b T_r dr - T_r \right) \end{aligned}$$

(Eq. 28)

(Eq. 29)

(Eq. 30)

(Eq. 31)

CILINDRO MACIÇO
 CÁLCULO DA DISTRIBUIÇÃO DE TEMPERATURA NO INTERIOR DO

Para podermos calcular as tensões atuantes num determinado raio r dentro do cilindro é necessário conhecermos a função de distribuição de temperatura no cilindro $T(r)$.

Tomemos, por exemplo, um cilindro longo cuja temperatura inicial seja constante e igual a T_0 . Se a partir do instante $t = 0$ a superfície lateral do cilindro se mantem à temperatura T_1 , a distribuição da temperatura que corresponde a outro instante t , vem dada pela série:

$$T = T_0 + \sum_{n=1}^{\infty} A_n J_0 \left(\beta_n \frac{r}{b} \right) e^{-\mu_n t}$$

(Eq. 32)

na qual $J_0(\beta_n r/b)$ é a função de Bessel de ordem zero e β é o símbolo das raízes da equação $J_0(\beta) = 0$. Os coeficientes da (Eq. 32) são:

$$A_n = \frac{\beta_n J_1(\beta_n)}{2}$$

(Eq. 33)

e as constantes μ_n vem dadas pela equação:

$$p_n = \frac{k}{c_p} \cdot \frac{\beta_n^2}{b^2}$$

(Eq. 34)

Nota 1: Supõe-se que a superfície do cilindro fica bruscamente à temperatura zero. Se a temperatura da superfície é T_1 , devemos substituir T_0 por $T_0 - T_1$ nas equações obtidas.

- k é a condutibilidade térmica, c é o calor específico do material e p é a densidade. Levando em conta que :

$$\int_0^r J_0 \left(\beta_n \frac{b}{r} \right) r dr = \frac{\beta_n}{b r} J_1 \left(\beta_n \frac{b}{r} \right)$$

(Eq. 35)

Substituindo a solução de $T(r)$ representada na Eq. 32, na Eq. 29, na Eq. 30, e na Eq. 31 obtemos:

$$\sigma_r = \frac{2\alpha ET_0}{1-\nu} \sum_{n=1}^{\infty} e^{-n\alpha t} \left\{ \frac{\beta_{n2}}{1} - \frac{1}{b} J_1 \left[\frac{\beta_{n2} r}{b} J_1(\beta_n) \right] \right\}$$

$$\sigma_{\theta} = \frac{2\alpha ET_0}{1-\nu} \sum_{n=1}^{\infty} e^{-n\alpha t} \left\{ \frac{\beta_{n2}}{1} + \frac{1}{b} J_1 \left[\frac{\beta_{n2} r}{b} J_1(\beta_n) \right] - \frac{\beta_{n2} J_1(\beta_n)}{J_0[\beta_n(r/b)]} \right\}$$

$$\sigma_z = \frac{2\alpha ET_0}{1-\nu} \sum_{n=1}^{\infty} e^{-n\alpha t} \left\{ \frac{\beta_{n2}}{2} - \frac{J_0[\beta_n(r/b)]}{\beta_{n2} J_1(\beta_n)} \right\}$$

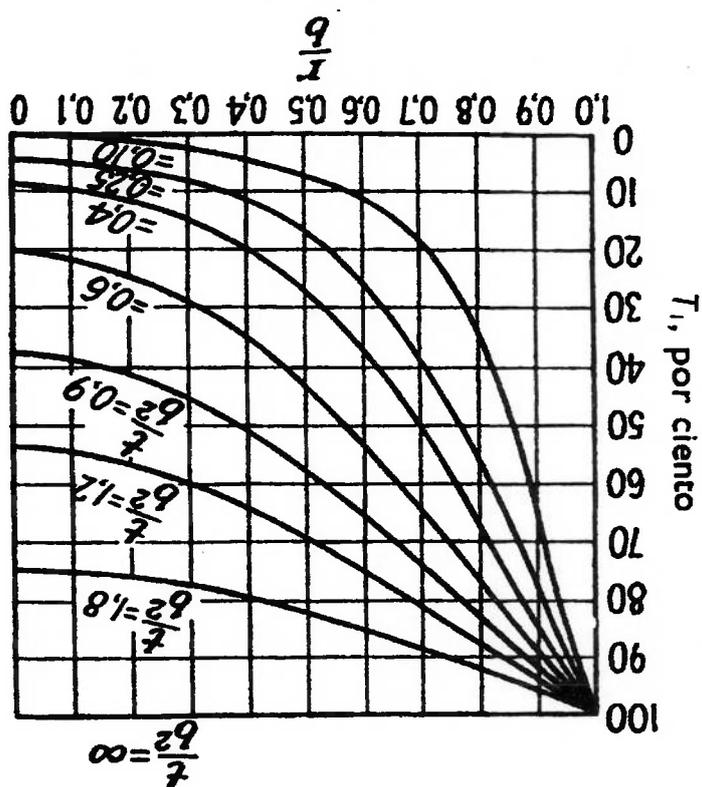
(Eq. 36)

(Eq. 37)

(Eq. 38)

As Eq. 36, Eq. 37, e a Eq. 38 representam a solução completa do problema.

Figura 12 Distribuição de temperatura em cilindro maciço de aço



A Figura 12 representa a distribuição de temperatura em um cilindro de aço, que se supõe a temperatura inicial uniforme e igual a zero, e cuja superfície se mantem à temperatura T_1 a partir de um instante $t = 0$. As diferentes curvas representam a distribuição de temperatura ao longo do raio para diferentes valores de $\frac{b}{r}$ (t é medido em segundos e b em centímetros). A figura permite calcular a temperatura média do cilindro completo e também a de uma seção

interior do mesmo de raio r . Obtidas estas temperaturas, obtemos as tensões térmicas.

Se tomarmos um valor muito pequeno para t , as temperaturas médias antes mencionadas tendem a zero, e na superfície teremos:

$$\sigma_r = 0, \quad \sigma_\theta = \sigma_z = -\frac{\alpha E T_1}{1 - \nu}$$

(Eq. 39)

(Eq. 40)

Este valor, que é o máximo que pode chegar a tensão que se origina de aquecimento de um cilindro, equivale a tensão necessária para suprimir completamente a dilatação térmica na superfície. Durante o aquecimento, esta tensão é de compressão e durante o resfriamento é de tração.

2.4 DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

A distribuição de Weibull é utilizada para descrever os tempos de vida até falha de componentes. Estes componentes podem ser transistores, impressoras, lasers, ou mesmo pessoas.

Os tempos de vida de componentes (ou pessoas) não são os mesmos. Vidas até falha se acumulam em torno de alguma média, com menos eventos em vidas menores e ou maiores. Fazendo-se um gráfico de barras da frequência das vidas até falha, teremos um histograma. A forma do histograma dependerá do fenômeno que está sendo estudado. Se os componentes falham de acordo com uma distribuição de Weibull, a probabilidade de que uma peça única falhe em um tempo particular, t , é:

$$F(t) = 1 - \exp[-(t/a)^b] \quad (\text{Eq. 41})$$

Onde "a" é chamado parâmetro de escala, "b" é o parâmetro de forma, e F é chamada função distribuição cumulativa (cdf). Conhecendo-se "a" e "b" é possível calcular $F(t)$. Os valores de "a" e "b" são estimados dos dados experimentais. A distribuição de Weibull é chamada paramétrica porque a probabilidade depende dos parâmetros "a" e "b".

Além da cdf, existem outras funções de interesse. Um componente deve sobreviver ou falhar. Portanto a probabilidade de sobrevivência, $S(t)$, e a probabilidade de falha, $F(t)$, devem somar 1. Assim, a função de sobrevivência é:

$$S(t) = 1 - F(t) = \exp[-(t/a)^b] \quad (\text{Eq. 42})$$

A cdf é a área da curva da função densidade de probabilidade (pdf), $f(t)$. Um gráfico da função pdf deve ajustar-se ao histograma dos tempos de vida citado

acima. A forma do gráfico é de um sino deslocado para um lado. Vide Figura 13 abaixo.

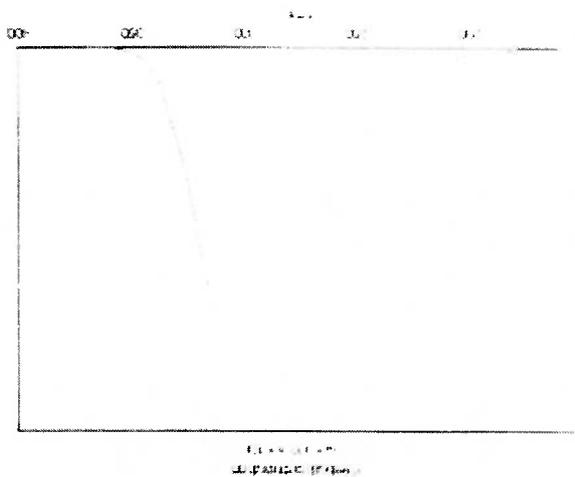


Figura 13 Gráfico da função densidade de probabilidade de Weibull

Usando cálculo, o valor de $F(t)$ é a integral da pdf de 0 ao tempo de interesse, t . Assim, a pdf é escrita como:

$$f(t) = (b/t)[(t/a)^b] \exp[-(t/a)^b] \quad (\text{Eq. 43})$$

Outra função de interesse é o perigo $h(t)$. Ela mostra a taxa de falha de um componente no instante seguinte, dado que ele sobreviveu até o tempo t . Para Weibull, pode mostrar-se que:

$$H(t) = f(t)/S(t) = (b/t)[(t/a)^b] \quad (\text{Eq. 44})$$

Para aqueles envolvidos em confiabilidade, a função perigo de Weibull pode ser utilizada para representar partes diferentes da curva da banheira, dependendo do valor de b . Por exemplo, se $b < 1$, então a taxa de falha, $h(t)$, diminuirá com o tempo. Isto pode ocorrer se alguns dos componentes testados apresentarem defeito e falham mais cedo. Conforme são removidos, a taxa de falha diminui uma vez que as peças com defeito são retiradas da população.

Esta chamada mortalidade infantil pode ser bem modelada com a distribuição de Weibull. Se $b > 1$, então $h(t)$ aumenta com o tempo. Neste caso, as peças se desgastam e a taxa de falha aumenta com o tempo. Se $b = 1$, então o perigo é constante com o tempo. Esta é a chamada região intrínseca da curva da banheira, onde a taxa de falha não muda.

CÁLCULO DOS PARÂMETROS "a" E "b" A PARTIR DOS DADOS EXPERIMENTAIS

Os parâmetros a e b podem ser estimados dos dados. Um exemplo esclarecerá isto. Suponha que algumas lâmpadas foram testadas e falharam com as seguintes vidas: 270, 289, 290, 292, 293, 296, 310, 313, 339 e 345 horas. A equação $F(t)$ pode se converter em uma equação de regressão linear conforme segue:

$$F(t) = 1 - \exp[-(t/a)^b]$$

$$\ln[1-F(t)] = -(t/a)^b$$

$$\ln[-\ln[1-F(t)]] = b \ln(t) - b \ln(a)$$

ou

$$Y = mX + c$$

Onde:

$$Y = \ln[-\ln[1-F(t)]], m = b, X = \ln(t) \text{ e } c = -b \ln(a)$$

"ln" significa logaritmo natural. Agora, temos uma equação mais comum para uma linha reta, com declividade m e interceptando Y em c . O próximo passo é estimar $F(t)$. Note que as vidas acima estão ordenadas da menor para a maior. Existem 10 tempos de vida, e cada um pode receber um índice de 1, 2, 3, etc... A probabilidade de falha em um tempo particular t , $F(t)$, pode ser estimada aproximadamente pelo índice do tempo de falha dividido pelo tamanho da amostragem, neste caso 10.

Colocando estes dados numa tabela temos:

Dados de tempos de vida de Weibull

Índice Tempo de Vida	F	Y	X
		$\ln(-\ln[1-F(t)])$	$\ln(t)$
1	270	0.1	5.598
2	289	0.2	5.666
3	290	0.3	5.670
4	292	0.4	5.677
5	293	0.5	5.680
6	296	0.6	5.690
7	310	0.7	5.737
8	313	0.8	5.746
9	339	0.9	5.826
10	345	1	-

A última coluna não tem nenhum dado, uma vez que $\ln(0)$ não é definido. Plotando estes dados temos:

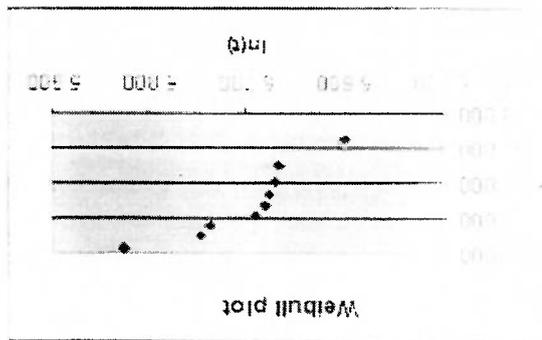


Figura 14 Gráfico para obtenção dos parâmetros de Weibull através de regressão linear

Usando software de regressão linear, a declividade da reta de regressão é estimada como 14.2, e a intersecção como -81.2. Desta forma, a declividade é uma estimativa do parâmetro b, e encontrada como 309.5.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 ENSAIO MECÂNICO DE FADIGA

MÉTODO DE INVESTIGAÇÃO E DETALHES EXPERIMENTAIS

A investigação do fenômeno de fadiga para cargas cíclicas em metal duro faz parte deste trabalho, em conjunto com a análise de tensões às quais os êmbolos estão submetidos em serviço.

Estrutura e propriedades do metal duro estão relacionadas às cerâmicas. Neste experimento, os materiais, com duas composições químicas diferentes de metal duro (V20 – 92%WC 8%Co e V25 – 89%WC 11%Co) foram submetidos a carregamento monotônico, e carregamento cíclico a 20Hz em ar à temperatura ambiente. Para estes experimentos, um dispositivo hidráulico de aplicação de carga e corpos de prova foram adaptados, utilizado-se como referência a norma ISO 3327.

O comportamento dos materiais sob diferentes carregamentos é apresentado e discutido. A investigação das características microscópicas das superfícies de fratura e da microestrutura no volume na frente da ponta da trinca através de microscopia eletrônica de varredura provê informação adicional sobre o processo que ocorre durante a fadiga destes materiais sob esforços cíclicos.

A partir do comportamento mecânico sob os diferentes carregamentos e dos resultados da investigação de microestrutura, conclusões em relação aos processos responsáveis por confiabilidade e limite de vida podem ser obtidas.

A fim de analisar experimentalmente os fenômenos típicos e os processos de falha no material sob carregamentos cíclicos, os comportamentos sob carregamento aumentando a tensão monotonicamente e cíclicos tem de ser comparados. Estes carregamentos podem ser aplicados em um dispositivo de atuação hidráulica. Os resultados obtidos, especificamente a resistência intrínseca, definida como a resistência a fratura sob carregamento aumentado

monotonicamente, sem crescimento de trinca subcrítica, a vida útil sob carregamento cíclico, e as observações de microestrutura no estado inicial, nas superfícies de fratura e no volume de material ao redor da ponta da trinca, permitirão concluir sobre os processos de dano e falha no material sob carregamentos cíclicos.

É necessário aplicar uma alta velocidade de carregamento para evitar crescimento subcrítico da trinca. Para cada material foram testados cerca de 25 corpos de prova no total e os resultados foram analisados por distribuição de Weibull. A probabilidade de falha é dada por $F = (i - 1) / n$, para a quantidade i de corpos de prova rompidos e a quantidade n total de corpos de prova.

Os testes sob carregamentos cíclicos foram executados com carregamento alternado senoidal (relação de tensões $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} \sim 0,02$), à temperatura ambiente, na frequência de 20 Hz. A amplitude da máxima tensão aplicada σ_{\max} no carregamento cíclico manteve-se entre 2543 e 1836 MPa. O limite de durabilidade foi definido para vida de 10^6 ciclos.

Para análise estatística dos resultados na distribuição de Weibull, um certo número de corpos de prova teve de ser testado, aplicando um valor definido de amplitude de tensão para carregamento cíclico. Valores razoáveis de amplitude de tensão para estes testes podem ser deduzidos dos resultados de experimentos com carregamento aumentando monotonicamente e com tensões σ_{\max} para carregamentos cíclicos na faixa do limite de durabilidade.

Os valores aplicados para σ_{\max} estarão entre a resistência inicial σ_c e o valor de σ_{\max} no limite de durabilidade.

Corpos de prova submetidos a carregamentos cíclicos em fadiga de 10^6 ciclos correspondendo ao limite de tensão de durabilidade foram testados novamente em relação a sua resistência intrínseca no ensaio de carregamento aumentado monotonicamente σ_c . Estes valores foram comparados com aqueles valores de resistência intrínseca σ_c obtidos sem o carregamento cíclico.

Para as investigações de microestrutura mencionadas anteriormente, corpos de prova que fraturaram em fadiga após mais que 10^5 ciclos foram analisados no microscópio eletrônico de varredura.

A caracterização das superfícies de fratura foi executada utilizando microscópio eletrônico de varredura, com microsonda para verificação da composição química das fases presentes.

3.2 ESPECIFICAÇÃO E FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA - ISO 3327 MODIFICADA

METAL DURO - DETERMINAÇÃO DA RESISTÊNCIA A RUPTURA

TRANSVERSAL

A norma ISO 3327 descreve o procedimento para determinação da tensão de ruptura aplicando carga aumentada monotonicamente ao corpo de prova até sua quebra.

Neste trabalho foram ensaiados corpos de prova até sua ruptura aumentando a carga monotonicamente, bem como corpos de prova rompidos após um número de ciclos de aumento e diminuição de carga. Para que fosse possível ciclar a carga no corpo de prova, foram feitas adaptações no dispositivo de ensaio, a fim de guiar o corpo de prova durante a ciclagem.

Os corpos de prova foram fabricados conforme especificado na norma ISO 3327. O dispositivo para aplicação de carga nos corpos de prova foi também modificado em relação à norma, a fim de proporcionar redução do custo de fabricação do mesmo, mantendo a confiabilidade do ensaio.

O método utilizado é aplicável para metal duro com ductilidade extremamente pequena. Se for utilizado com metal duro apresentando deformação plástica significativa antes de quebrar, podem ser obtidos resultados incorretos. Neste caso, este método pode ser utilizado para fins comparativos somente.

Tabela 2 Símbolos e definições para cálculo da tensão em flexão 3 pontos

Símbolo	Definição	Unidade
F	Força necessária para fraturar o corpo de prova	N
l	Distância entre os suportes	mm
b	Largura do corpo de prova, perpendicular à sua altura	mm
h	Altura do corpo de prova	mm
k	Fator de correção para compensar os chanfros	adimensional
R_{bm}	Resistência à ruptura transversal	MPa

O princípio de funcionamento do ensaio é a quebra de corpo de prova detado livremente sobre dois suportes cilíndricos. A força é aplicada na posição central entre os dois suportes, sob condição de rápida aplicação em carregamento monotônico da força.

O equipamento de teste deve conter dispositivo capaz de aplicar força uniformemente crescente, com precisão de 1% ou melhor.

O dispositivo para teste deve ter dois suportes cilíndricos detados livremente, com uma distância fixa entre eles, e um terceiro rolete para aplicação da força. Os três cilindros especificados para nosso ensaio tiveram seu diâmetro aumentado em relação à norma, para 9,0mm. A norma originalmente previa que estes cilindros fossem fabricados em metal duro. No entanto em nosso ensaio os cilindros foram fabricados em aço ferramenta AISI D2, temperado e revenido para dureza de 56 HRC.

O desvio de paralelismo das faces opostas longitudinais, em ambas direções, longitudinal e transversal, não deve exceder 0,03mm.

Os quatro cantos no comprimento devem ser chanfrados em 0,15 a 0,20mm, a um ângulo de 45° e todas as marcas de retífica devem ser paralelas ao comprimento.

Não deve ser removido mais do que 0,01mm de espessura do material por passe de retífica, e eventuais marcas de retífica devem ser paralelas ao comprimento do corpo de prova. A quantidade total de material retirada de cada face não deve ser maior que 0,1mm, e a rugosidade superficial deve ser $Ra \leq 0,4 \mu m$.

Os corpos de prova devem ser retificados nas quatro faces paralelas ao comprimento, utilizando-se rebolo diamantado, utilizando-se grande quantidade de líquido de refrigeração.

Os corpos de prova têm seção transversal quadrada, medindo 5,0 +/- 0,1 mm de lado. O comprimento do corpo de prova é de 35,0 +/- 0,1 mm.

Os corpos de prova utilizados neste trabalho foram fabricados pela empresa Tribo Hartmetal na Alemanha, conforme especificação abaixo.

CORPOS DE PROVA

A montagem dos cilindros deve ser feita de modo a minimizar desvios de paralelismo entre os cilindros de suporte.

Os cilindros de suporte devem ser montados paralelos, com uma distância entre eles de 30,0 +/- 0,5mm. A medição da distância entre os suportes deve ser medida com precisão de 0,1mm.

As medições de largura e altura usadas para cálculo dos resultados devem ser efetuadas no ponto central do corpo de prova, com precisão de 0,01mm. Os corpos de prova devem ser submetidos a inspeção visual, não apresentando quaisquer defeitos tais como trincas ou deformações.

PROCEDIMENTO DE ENSAIO

Colocar o corpo de prova nivelado e centralizado sobre os cilindros de suporte, de modo que seu comprimento seja perpendicular ao comprimento dos roletes de suporte. Ajustar e fixar as guias laterais do dispositivo ao corpo de prova, a fim de garantir que o mesmo se manterá na mesma posição durante todo o ensaio.

Trazer gradualmente o cilindro de força em contato com o corpo de prova.

O desvio da linha de aplicação da força em relação ao centro da distância entre os roletes de suporte não deve exceder 0,5mm.

Para obtenção da resistência intrínseca σ_i em carregamento monotônico, aumentar a tensão no corpo de prova a uma taxa uniforme de 200 MPa por segundo. Isto corresponde a uma taxa de incremento de força de 600 N por segundo para o corpo de prova utilizado.

Para determinação de σ_f tensão de ruptura em fadiga, variar a carga de forma senoidal, variando a força (vertical para baixo) aplicada de 200 N até a força calculada para obtenção do nível desejado de tensão para ruptura em fadiga.

OBTENÇÃO DOS RESULTADOS

A resistência a ruptura transversal R_{bm} , expressa em MPa, é dada pela fórmula:

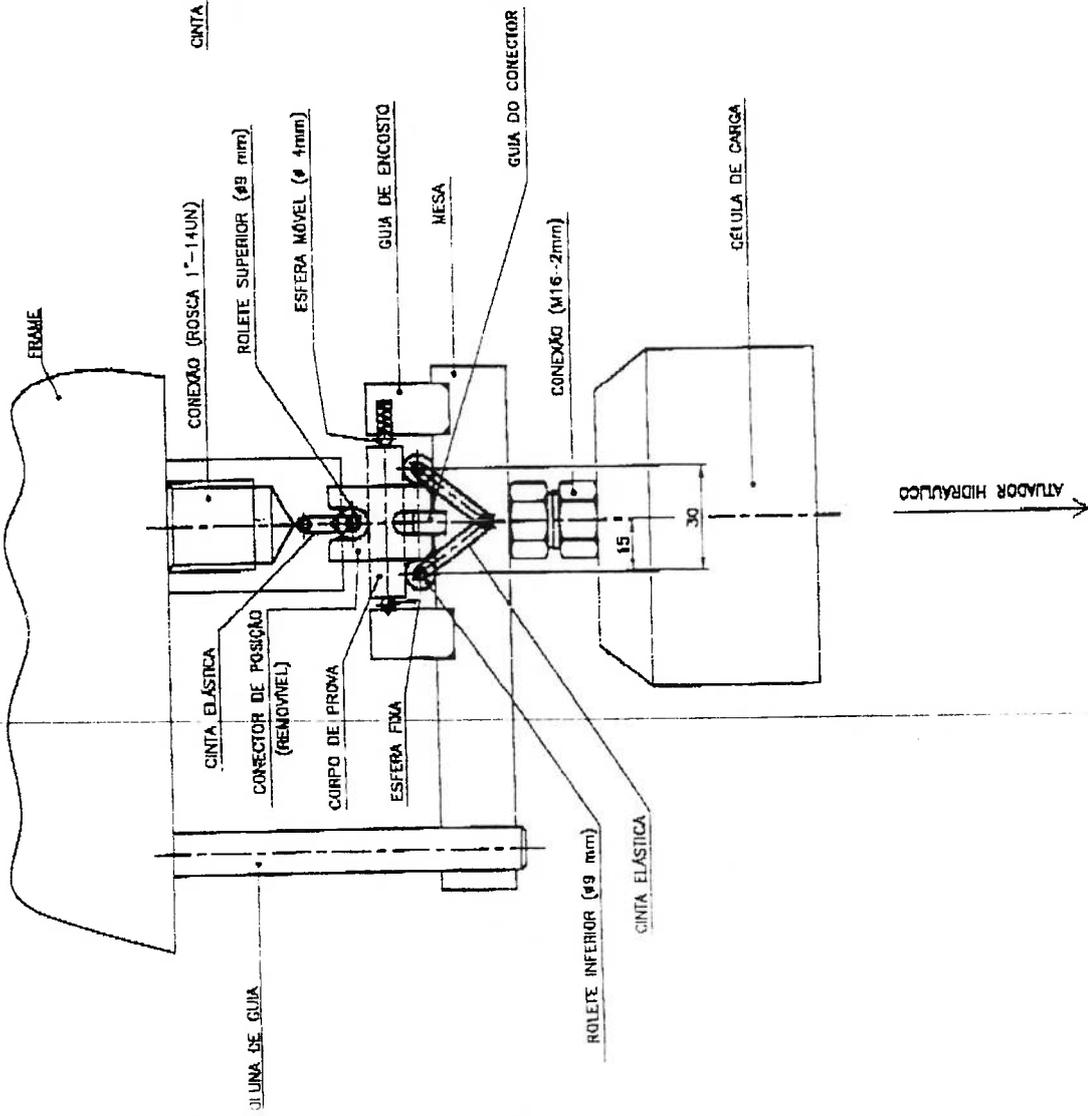
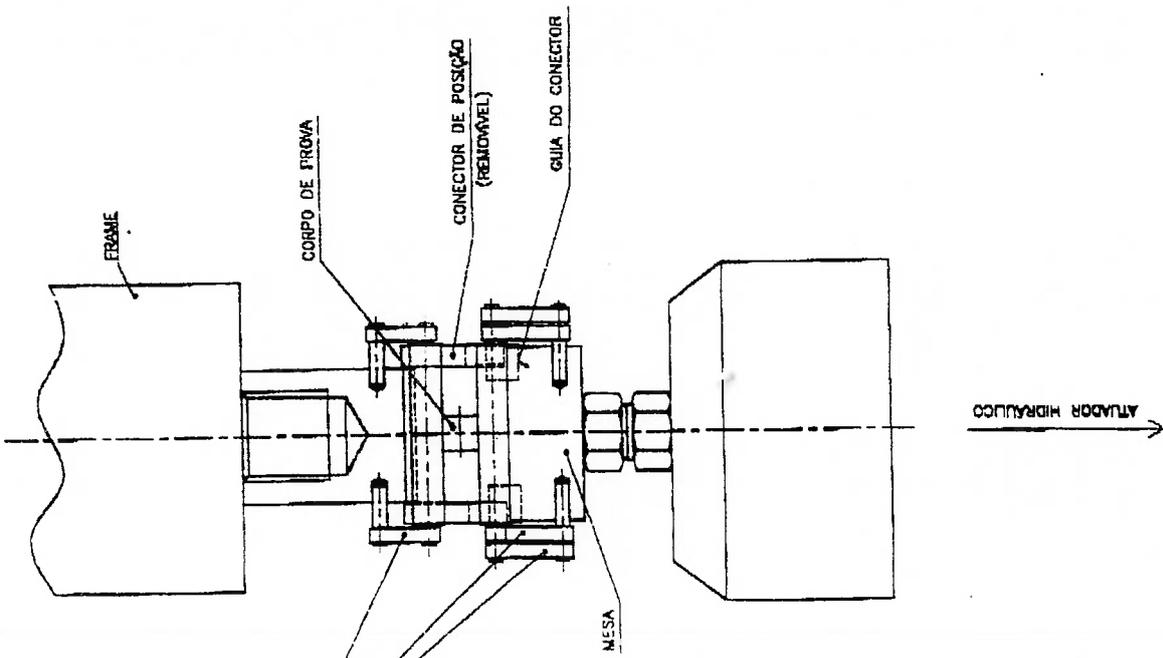
$$R_{bm} = (3 \times k \times F \times l) / (2 \times b \times h^2) \quad (\text{Eq. 46})$$

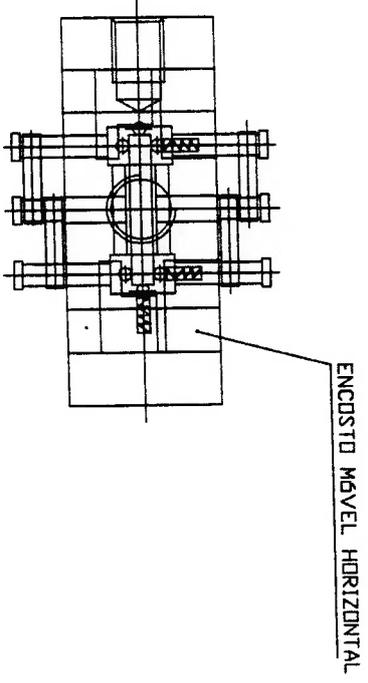
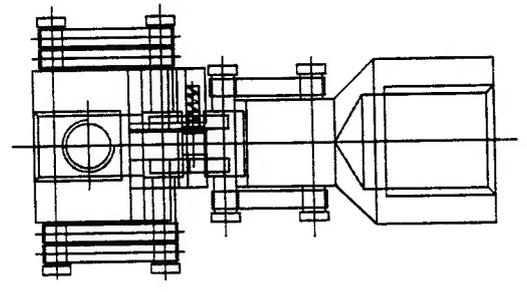
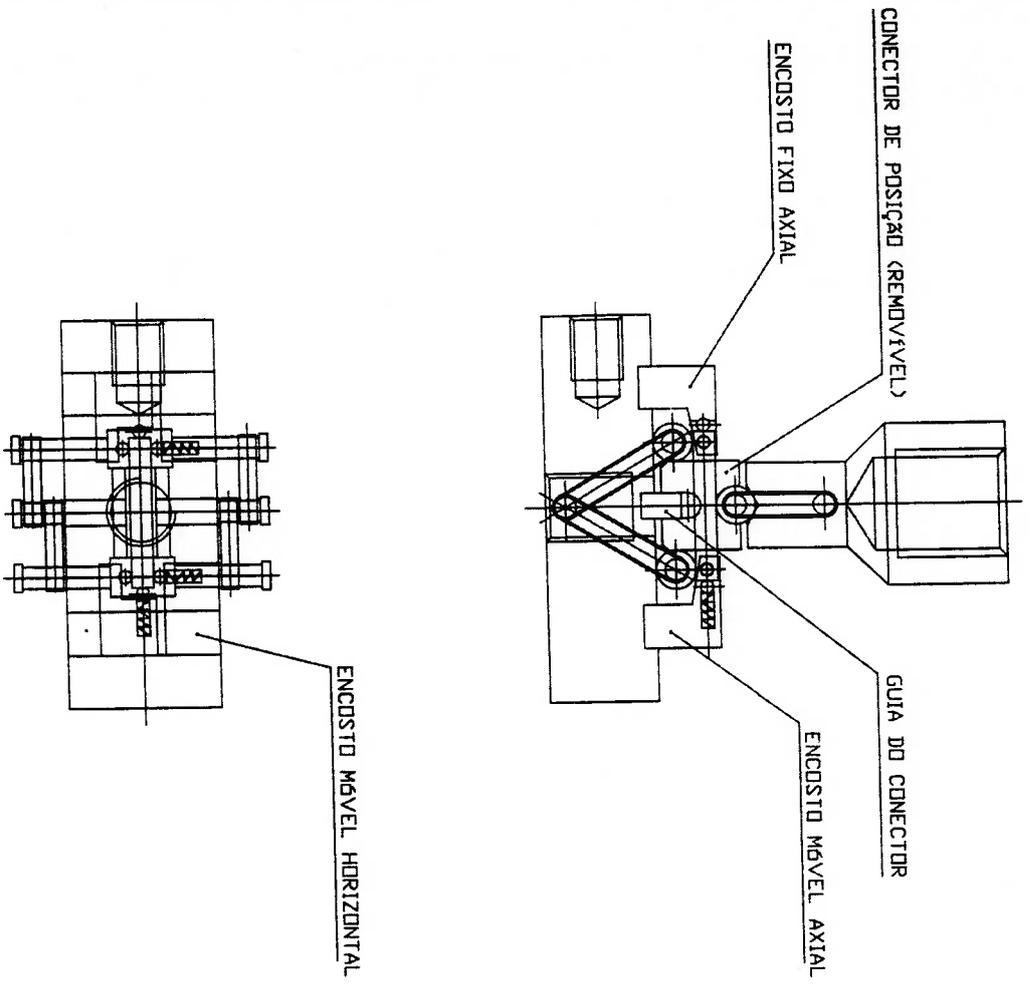
O valor de k , relativo à geometria dos chanfros nos cantos dos corpos de prova em nosso caso é igual a 1,00.

3.3 DISPOSITIVO DE ENSAIO (DESENHOS EM AUTO CAD)

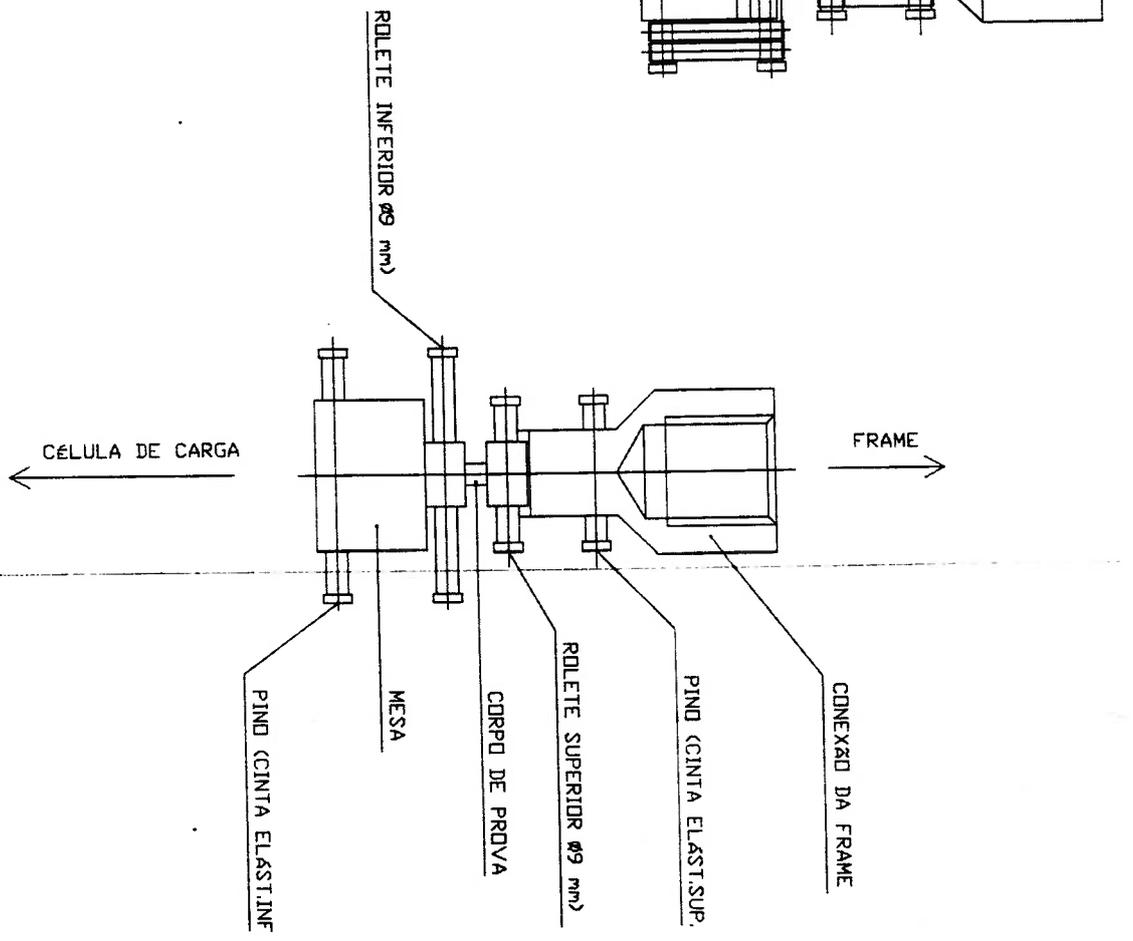
Figura 15 Desenho de montagem do dispositivo de ensaio

Figura 16 Desenho dos componentes do dispositivo de ensaio



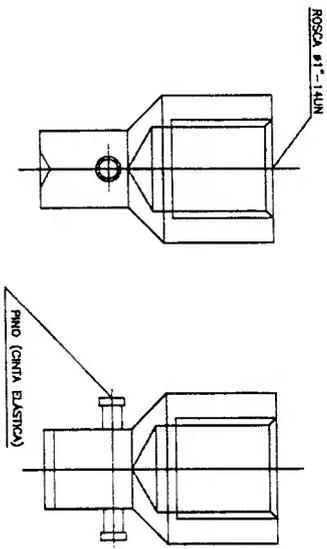


VISTA EM PLANTA
 (OMITINDO CONECTOR E ROLETE SUPERIOR)

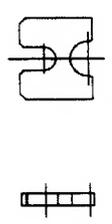


DETALHAMENTO

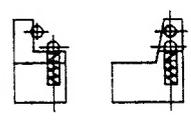
CONEXÃO DA FRAME
QUANT.: 1 Pç.



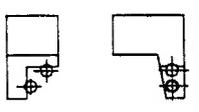
CONECTOR DE POSIÇÃO (REMOVÍVEL)
QUANT.: 2 Pçs.



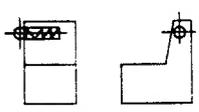
ENCOSTO MÓVEL AXIAL
(CESFERA Ø30mm)
QUANT.: 1 Pç.



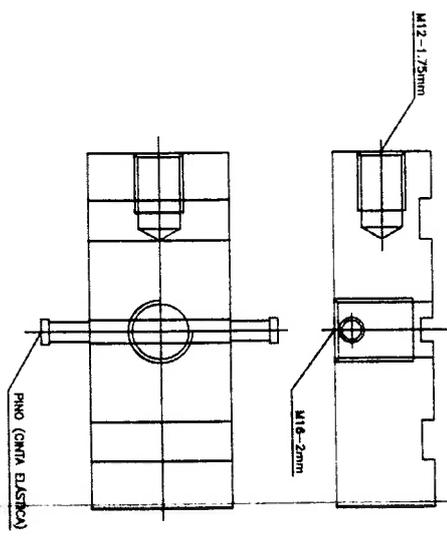
ENCOSTO FIXO AXIAL
(CESFERA Ø30mm)
QUANT.: 1 Pç.



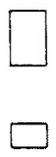
ENCOSTO MÓVEL HORIZONTAL
(CESFERA Ø30mm)
QUANT.: 1 Pç. direita
1 Pç. esquerda



MESA
QUANT.: 1 Pç.



GUIA DO CONECTOR
QUANT.: 2Pçs.



3.4 ATUADOR E INSTRUMENTAÇÃO DE ENSAIO DE FADIGA

As fotos a seguir mostram os equipamentos utilizados durante os ensaios de fadiga dos corpos de prova de carbono de tungstênio em cobalto.

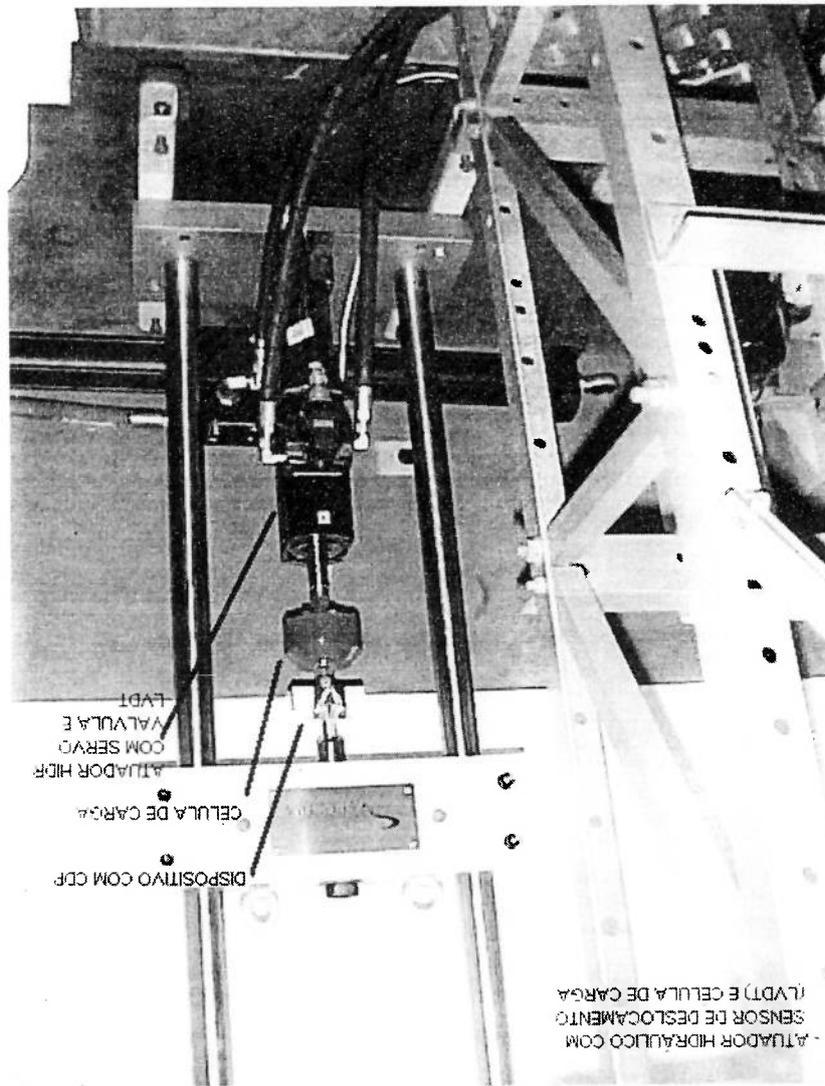


Figura 17 Conjunto do atuador hidráulico para ensaio de fadiga



Figura 18 Fotografia mostrando a Unidade de Controle de Atuador Hidráulico

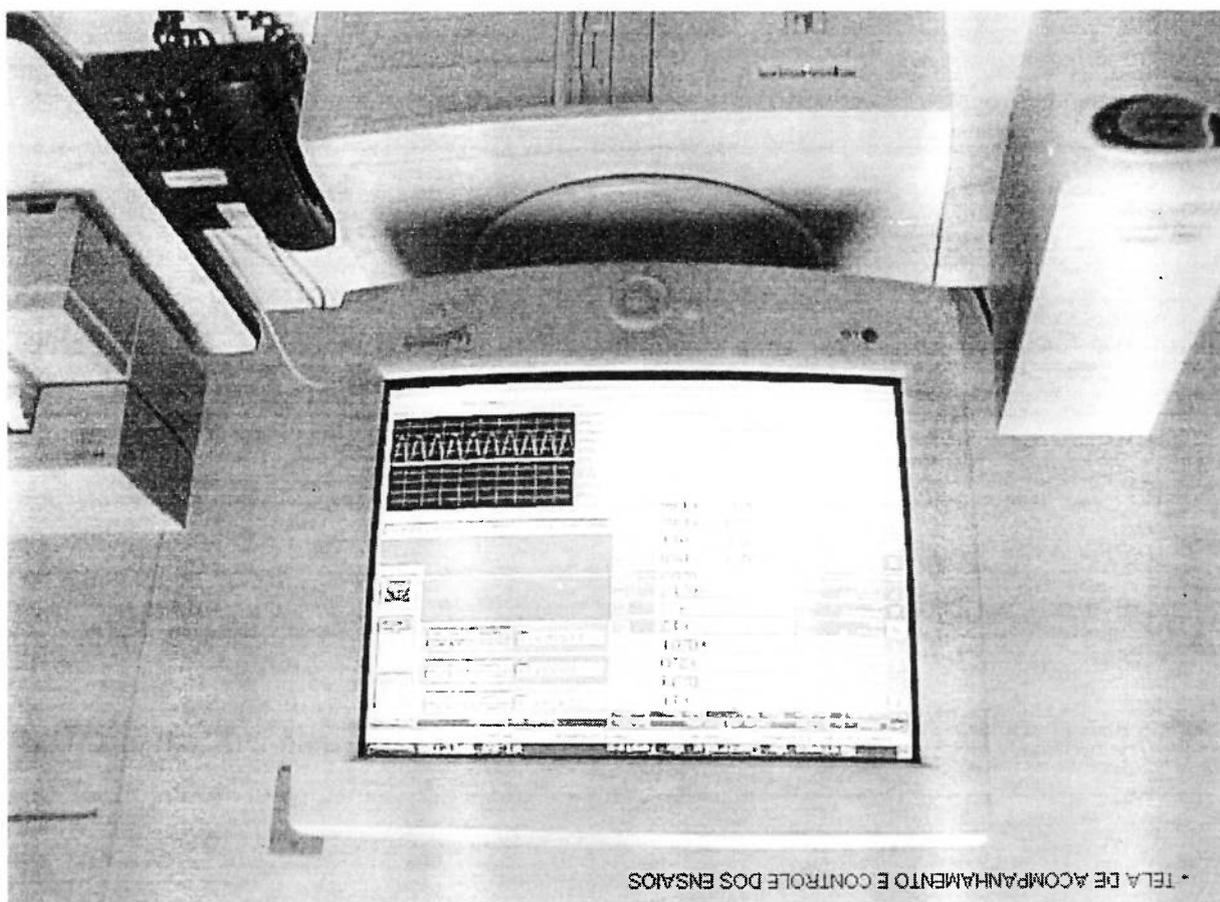


Figura 19 Fotografia mostrando tela de acompanhamento do ensaio de fadiga

3.5 MICROSCÓPIA DE SUPERFÍCIES DE FRATURA – PREPARAÇÃO DE AMOSTRAS PARA MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA

Os corpos de prova analisados ao microscópio são oriundos dos fragmentos obtidos nos ensaios de ruptura por fadiga.

Foram analisadas as superfícies de fratura de 4 corpos de prova do material V25, que falharam com número de ciclos maior que 10^5 .

A fim de possibilitar análise através do feixe de elétrons do microscópio de varredura, os corpos de prova fraturados foram revestidos com carbono a fim de aumentar sua condutividade elétrica.

4 RESULTADOS

4.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE FADIGA A FLEXÃO 3 PONTOS

Primeiramente são plotados gráficos representando todos os dados de vida a fadiga obtidos para cada material, na forma de VIDA A FADIGA versus TENSÃO APLICADA NO ENSAIO.

Posteriormente são mostradas abaixo análises de acordo com o modelo de distribuição de probabilidade de Weibull.

Estas verificações permitem conhecer a aderência do modelo de Weibull aos dados obtidos nos ensaios de fadiga, através do coeficiente de regressão linear R^2 . Quanto mais próximo do valor $R = 1$, mais próxima a distribuição de probabilidade real se encontra da distribuição de Weibull.

Considerando o modelo de distribuição de Weibull, também é possível obter os parâmetros de dispersão da distribuição (declividade da reta de regressão, m) e de vida (N_0) correspondente à maior densidade de probabilidade de falha, a partir dos dados levantados nos ensaios de fadiga.

Tabela 3 Dados obtidos nos ensaios de vida a fadiga para o material V25 (89% WC, 11%Co)

MATERIAL V25

CDP	NUM CICLOS	LOG (NUM CICLOS)	FORÇA (Kgf)	TENSÃO (MPa)	LOG (TENSÃO)
1	1	0	1030	3637,548	3,560808733
2	1	0	1020	3602,232	3,55657168
3	1	0	1050	3708,18	3,569160807
11	95709	4,980952779	620	2189,592	3,340363198
12	22428	4,350790547	620	2189,592	3,340363198
13	448333	5,651600707	620	2189,592	3,340363198
14	4007	3,602819342	620	2189,592	3,340363198
16	11474	4,059714846	620	2189,592	3,340363198
17	99175	4,996402209	620	2189,592	3,340363198
18	1112087	6,046138764	620	2189,592	3,340363198
19	1700	3,230448921	620	2189,592	3,340363198
21	67322	4,82815701	620	2189,592	3,340363198
4	54882	4,739429929	720	2542,752	3,405304005
5	36207	4,558792542	720	2542,752	3,405304005
6	19000	4,278753601	720	2542,752	3,405304005
7	14398	4,158302169	720	2542,752	3,405304005
8	24053	4,381169251	720	2542,752	3,405304005
9	10312	4,013342904	720	2542,752	3,405304005
10	4640	3,666517981	720	2542,752	3,405304005
22	181010	5,257702568	520	1836,432	3,263974852
23	27985	4,446925311	520	1836,432	3,263974852
24	331241	5,520144087	520	1836,432	3,263974852
26	64395	4,808852148	520	1836,432	3,263974852
27	1000000	6	420	1483,272	3,171220799
28	1000000	6	420	1483,272	3,171220799
29	1000000	6	420	1483,272	3,171220799

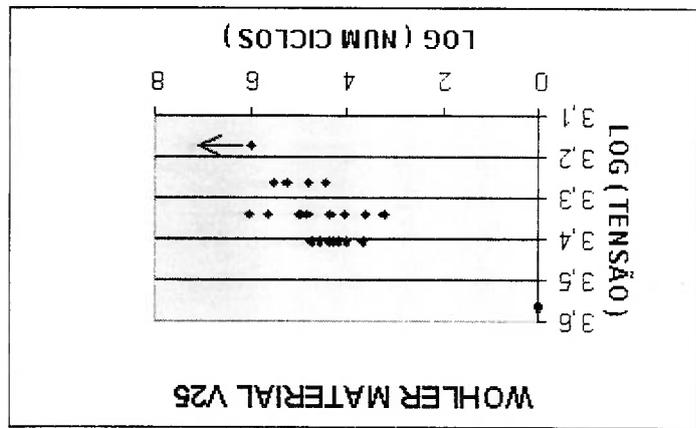
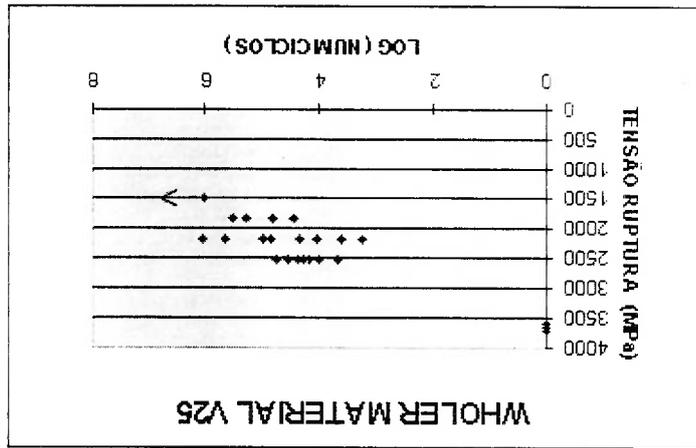
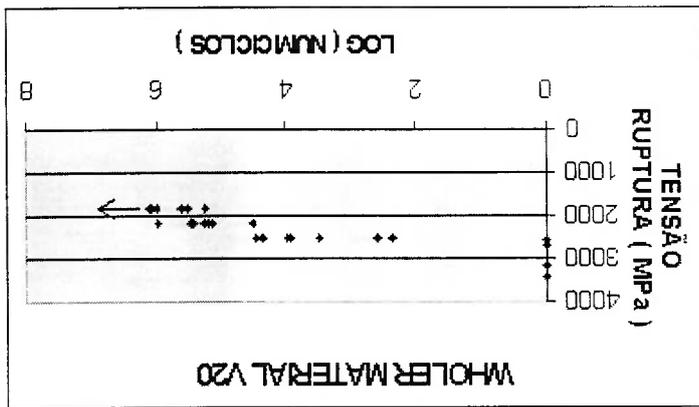
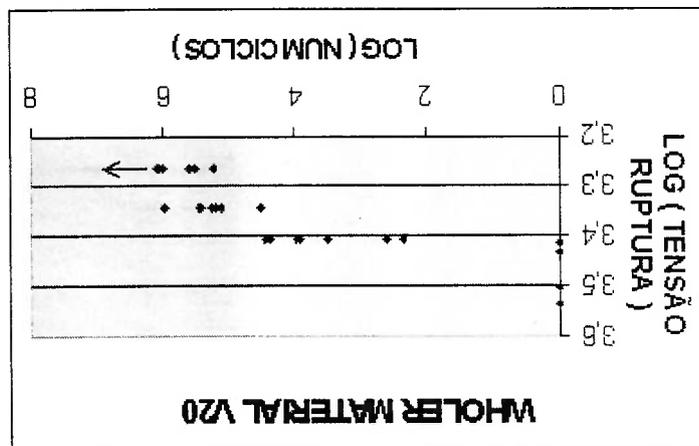


Figura 20 Gráficos de Wohler representando os dados obtidos nos ensaios de vida a fadiga para o material V25 (89% WC, 11%Co)

Tabela 4 Dados obtidos nos ensaios de vida a fadiga para o material V20 (91,5%WC, 8,5%Co)

CDP	NUM CICLOS	LOG (NUM CICLOS)	FORÇA (Kgf)	TENSÃO LOG (TENSÃO) (MPa)
1	1	0	900	3178,44
2	1	0	766	2705,206
3	1	0	975	3443,31
4	1	0	734	2592,194
5	33319	4,522691958	620	2189,592
6	280790	5,448381637	620	2189,592
7	138894	5,142683485	620	2189,592
8	988964	5,995180483	620	2189,592
9	163506	5,213533694	620	2189,592
10	193405	5,286467697	620	2189,592
11	1191683	6,076160744	520	1836,432
12	1000000	6	520	1836,432
13	1000000	6	520	1836,432
14	340370	5,531951275	520	1836,432
15	428793	5,632247687	520	1836,432
16	1000000	6	520	1836,432
17	1000000	6	520	1836,432
18	179637	5,254395794	520	1836,432
19	1000000	6	520	1836,432
20	1300304	6,114044899	520	1836,432
30	8379	3,92319219	720	2542,752
31	9370	3,971739591	720	2542,752
32	29441	4,468952557	720	2542,752
33	225	2,352182518	720	2542,752
34	3057	3,485295439	720	2542,752
35	23709	4,374913237	720	2542,752
36	395	2,596597096	720	2542,752

Figura 21 Gráficos de Wohler representando os dados obtidos nos ensaios de vida a fadiga para o material V25 (89% WC, 11%Co)



4.1.1 ANÁLISE DAS DISTRIBUIÇÕES DE WEIBULL

São mostradas abaixo análises de acordo com o modelo de distribuição de probabilidade de Weibull.

Estas verificações permitem conhecer a aderência do modelo de Weibull aos dados obtidos nos ensaios de fadiga. Considerando o modelo de distribuição de Weibull, também é possível obter os parâmetros de dispersão da distribuição e de vida correspondente à maior densidade de probabilidade de falha, correspondentes aos dados obtidos nos ensaios de fadiga.

Foram comparados os parâmetros das distribuições de Weibull obtidos no ensaio de carga aumentada monotonicamente para corpos de prova submetidos a ciclagem prévia de tensões, contra os parâmetros obtidos no ensaio com carga aumentada monotonicamente de corpos de prova submetidos previamente a 1.000.000 de ciclos. Os corpos de prova submetidos a ciclagem prévia foram retirados do ensaio de fadiga sem romper após 10^6 de ciclos, sendo posteriormente submetidos a carregamento aumentado monotonicamente até sua ruptura.

Foram também obtidos os parâmetros da distribuição de Weibull para cada conjunto de corpos de prova rompidos em um determinado nível de tensão no ensaio de fadiga. Desta forma, para cada determinado nível de tensão houveram corpos de prova rompendo com diferentes vidas (N ciclos). A determinação dos parâmetros das distribuições de Weibull correspondentes a cada nível de tensão permite inferir a dispersão obtida nos resultados de vida a fadiga, bem como estabelecer o valor de vida correspondente à máxima densidade de probabilidade de quebra (N_0 ciclos).

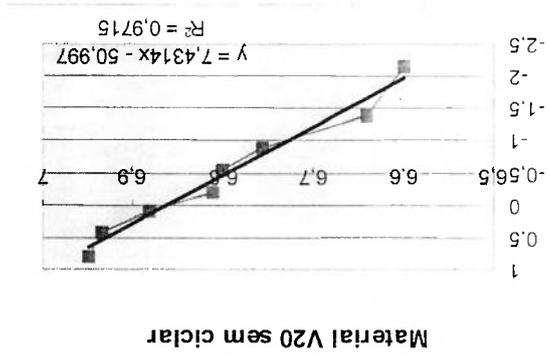
ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO ESTÁTICO DE RESISTÊNCIA A FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

Dados obtidos para o material V20.

Tabela 5 Dados obtidos para análise de Weibull – Material V20 submetido a ruptura estática, sem ciclagem anterior

Força (Kgf)	Tensão ruptura (MPa)	Probabilidade	LN(Força)	LN(LN(1/(1-Probabilidade)))
1043	3683	0,1111111111	6,598509029	-2,138911028
1027	3627	0,2222222222	6,64118217	-1,381050422
975	3443	0,3333333333	6,756932389	-0,902720456
909	3210	0,4444444444	6,802394763	-0,531391212
900	3178	0,5555555556	6,812345094	-0,209573275
860	3037	0,6666666667	6,882437471	0,094047828
766	2705	0,7777777778	6,93439721	0,408179685
734	2592	0,888888889	6,949856455	0,787195008

Figura 22 Diagrama Weibull para material V20 sem ciclar



$\sigma_0 = 3.375 \text{ MPa}$

A verificação dos dados obtidos no ensaio estático do material V20 mostra

aderência bastante satisfatória ao modelo de Weibull, com coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,9715$.
O valor de tensão obtido para máxima densidade de probabilidade de falha foi de 3.375 MPa, o qual é superior ao valor de resistência declarado pelo fabricante do material, que é de 2.850 MPa.
A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 7,4314$. Esta dispersão é bem maior que a obtida para materiais metálicos, mas ainda é menor que a obtida para materiais cerâmicos.

ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DE RESISTÊNCIA A FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

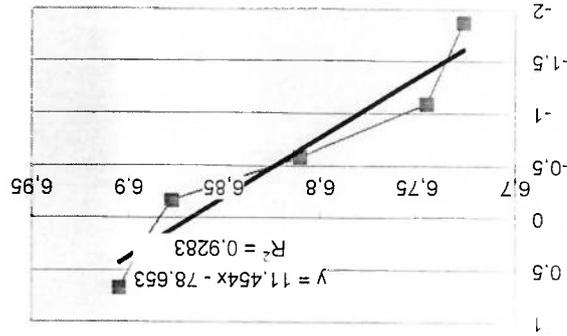
Dados obtidos para o material V20, sendo que os corpos de prova ensaiados foram previamente submetidos a pelo menos 1.000.000 ciclos em ensaio de fadiga, sem quebrar naquele ensaio.

Tabela 6 Dados obtidos para análise de Weibull – Material V20 submetido a ruptura estática, após 10⁶ ciclos

Força (Kgf)	Tensão ruptura (MPa)	Probabilidade	LN(Força)	LN(LN(1/(1-Probabilidade)))
997	3521	0,857142857	6,90475077	0,665729811
984	3475	0,714285714	6,891625897	0,225351487
970	3426	0,571428571	6,877296071	-0,165702981
907	3203	0,428571429	6,81014245	-0,580504824
850	3002	0,285714286	6,745236349	-1,08923964
834	2945	0,142857143	6,726233402	-1,869824714

MATERIAL V20 - após 1.000.000 ciclos

Figura 23 Diagrama Weibull para material V20 após mais de 10⁶ ciclos aplicados anteriormente ao ensaio de ruptura estática



$\sigma_0 = 3.390 \text{ MPa}$

A verificação dos dados obtidos no ensaio estático do material V20 após ter sido submetido a 1.000.000 de ciclos mostra aderência satisfatória ao modelo de

Weibull, com coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,9283$. O valor de tensão obtido para máxima densidade de probabilidade de falha foi de 3.390 MPa, o qual é superior ao valor de resistência declarado pelo fabricante do material, que é de 2.850 MPa. Este valor de tensão também é praticamente o mesmo obtido para o material testado sem ter sido submetido previamente a ciclos de fadiga, que foi de 3.375 MPa. A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 11,45$. Esta dispersão é bem maior que a obtida para materiais metálicos, mas ainda é menor que a obtida para materiais cerâmicos. O valor de dispersão também é próximo ao valor obtido para os corpos de prova do mesmo material que não foram submetidos previamente a ciclos de fadiga, que foi de 7,43.

ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE FADIGA EM FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

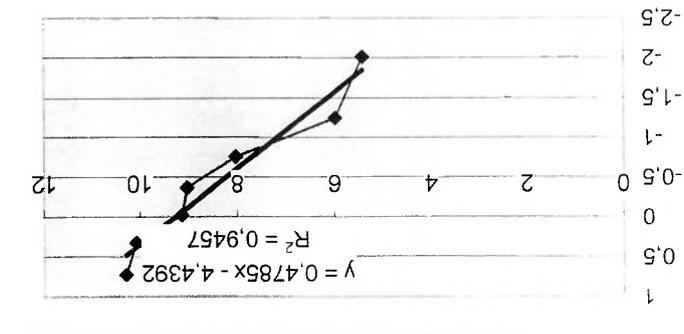
Dados obtidos para o material V20, com tensão alternada aplicada durante o ensaio de 2.543 MPa.

Tabela 7 Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V20 no nível de tensão de 2.543 MPa

Material V20 - 720Kgf - 2.543 MPa	Probabilidade	LN(Num. Ciclos)LN(1/(1-Probabilidade))
29441	0,875	10,29014354
23709	0,75	10,07361
9370	0,625	9,145268375
8379	0,5	9,033483855
3057	0,375	8,025189322
395	0,25	5,978885765
225	0,125	5,416100402
		-2,013418678
		-1,245899324
		-0,755014863
		-0,366512921
		-0,019356889
		0,32663426
		0,732099368

Material V20 - 720 Kgf
 $N_0 = 10.692$ ciclos

Figura 24 Diagrama Weibull para material V20, tensão 2.543 MPa



A verificação dos dados obtidos no ensaio em fadiga do material V20 com carga de 2.543 MPa mostra aderência bastante satisfatória ao modelo de Weibull, com

coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,9457$.

O valor de vida obtida para máxima densidade de probabilidade de falha foi de 10.692 ciclos.

A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 0,48$. Este valor corresponde a uma dispersão bastante alta, maior que a dispersão obtida em ensaios a fadiga de materiais metálicos.

ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE FADIGA EM FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

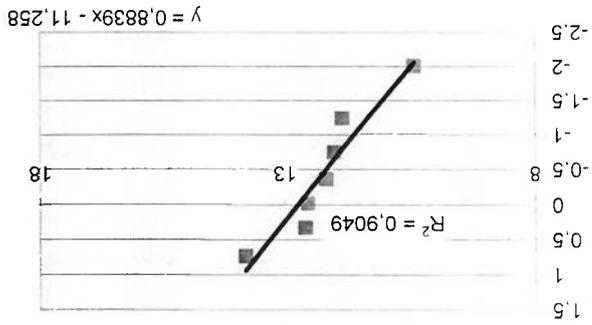
Dados obtidos para o material V20, com tensão alternada aplicada durante o ensaio de 2.189 MPa.

Tabela 8 Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V20 no nível de tensão de 2.189 MPa

Numero de ciclos	Probabilidade	LN(Num. Ciclos)	LN(LN(1/(1-Probabilidade)))
33319	0,125	10,41388308	-2,013418678
138894	0,25	11,84146633	-1,245899324
163506	0,375	12,00460497	-0,755014863
193405	0,5	12,17254171	-0,366512921
280790	0,625	12,54536234	-0,019356889
294749	0,75	12,59387943	0,32663426
988964	0,875	13,80441321	0,732099368

MATERIAL V20 - 620Kgf
 $N_0 = 340.011$ ciclos
 Probab. Alfa de quebra 0,001
 Num. Ciclos p/ prob. alfa 137,3060153

Figura 25 Diagrama Weibull para material V20, tensão 2.189 MPa



A verificação dos dados obtidos no ensaio em fadiga do material V20 com carga de 2.189 MPa mostra aderência satisfatória ao modelo de Weibull, com coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,9049$. O valor de vida obtida para máxima densidade de probabilidade de falha foi de 340.011 ciclos. A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 0,88$. Este valor corresponde a uma dispersão bastante alta, maior que a dispersão obtida em ensaios a fadiga de materiais metálicos.

ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO ESTÁTICO DE RESISTÊNCIA A FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

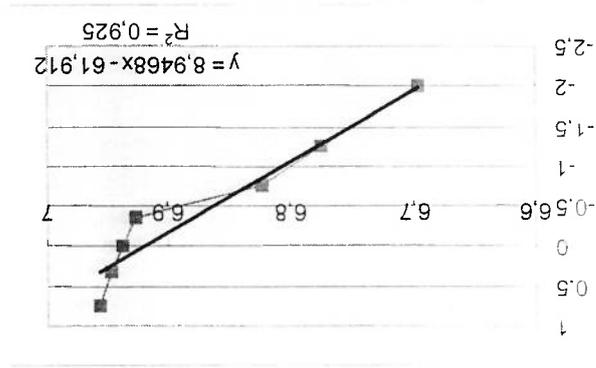
Dados obtidos para o material V25.

Tabela 9 Dados para análise de Weibull, para ensaio de ruptura estática do material V25, não submetido previamente a ciclagem de tensões

Força (Kgf)	Tensão de ruptura (MPa)	Probabilidade	LN(Força)	LN(LN(1/(1-Probabilidade)))
1050	3708	0,875	6,956545443	0,732099368
1040	3673	0,75	6,946975992	0,32663426
1030	3638	0,625	6,937314081	-0,019356889
1020	3602	0,5	6,927557906	-0,366512921
920	3249	0,375	6,82437367	-0,755014863
877	3097	0,25	6,776506992	-1,245899324
810	2861	0,125	6,697034248	-2,013418678

Parâmetro $F_0 = 1.012,33$ Kgf, equivalente a $\sigma_0 = 3.575,64$ MPa

Figura 26 Diagrama Weibull para material V25 sem ciclar



A verificação dos dados obtidos no ensaio estático do material V25 mostra aderência satisfatória ao modelo de Weibull, com coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,925$. O valor de tensão obtido para máxima densidade de probabilidade de falha foi de

3.576 MPa, o qual é superior ao valor de resistência declarado pelo fabricante do material, que é de 3.100 MPa. A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 8,95$. Esta dispersão é bem maior que a obtida para materiais metálicos, mas ainda é menor que a obtida para materiais cerâmicos avançados.

ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO ESTÁTICO DE RESISTÊNCIA A FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

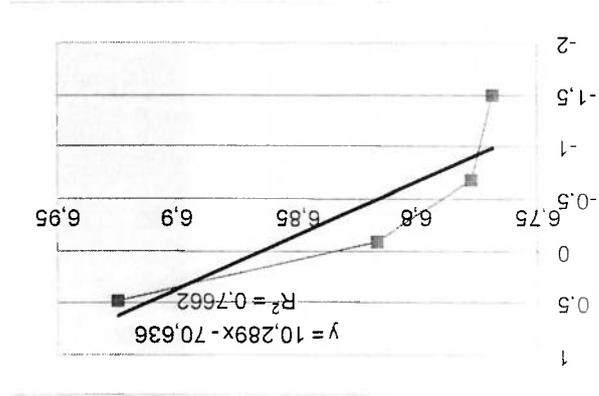
Dados obtidos para o material V25, sendo que os corpos de prova ensaiados foram previamente submetidos a pelo menos 1.000.000 ciclos em ensaio de fadiga, sem quebrar naquele ensaio.

Tabela 10 Dados para análise de Weibull, para ensaio de ruptura estática do material V25, submetido previamente a 10⁶ ciclos de tensão

Força (kgf)	Tensão de ruptura (MPa)	ProbabilidadeLN(Força)	LN(LN(1/(1-Probabilidade)))
870	3072	6,768493212	-1,499939987
877	3097	6,776506992	-0,671726992
913	3224	6,816735881	-0,087421572
1017	3592	6,924612396	0,475884995

$\sigma_0 = 3.384 \text{ MPa}$

Figura 27 Diagrama Weibull para material V25 após 10⁶ ciclos



A verificação dos dados obtidos no ensaio estático do material V25 após ter sido

submetido a 10^6 ciclos mostra aderência regular ao modelo de Weibull, com coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,7662$.

O valor de tensão obtido para máxima densidade de probabilidade de falha foi de 3.384 MPa, o qual é superior ao valor de resistência declarado pelo fabricante do material, que é de 2.850 MPa. Este valor de tensão é 5,3% menor que o obtido para o material testado sem ter sido submetido previamente a ciclos de fadiga, que foi de 3.576 MPa. Isto mostra que praticamente não há influência dos ciclos de tensão aplicados previamente aos corpos de prova em sua resistência estática final.

A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 10,29$. Esta dispersão é bem maior que a obtida para materiais metálicos, mas ainda é menor que a obtida para materiais cerâmicos. O valor de dispersão também é próximo ao valor obtido para os corpos de prova do mesmo material que não foram submetidos previamente a ciclos de fadiga, que foi de 8,94.

ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE FADIGA EM FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

Dados obtidos para o material V25, com tensão alternada aplicada durante o ensaio de 2.543 MPa .

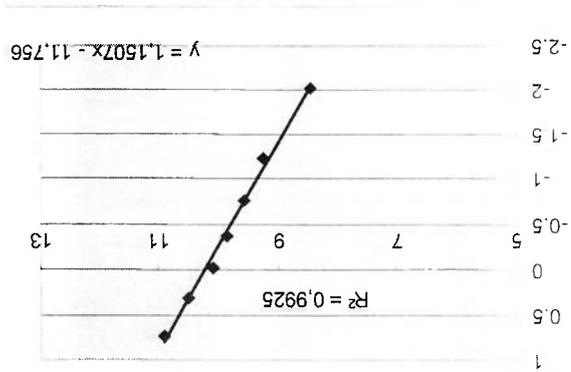
Tabela 11 Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V25 no nível de tensão de 2.543 MPa

Número	Probabilidade	LN(Num. Ciclos)	LN(LN(1/(1-Probabilidade)))
4640	0,125	8,442469645	-2,013418678
10312	0,25	9,241063545	-1,245899324
14398	0,375	9,574844587	-0,755014863
19000	0,5	9,852194258	-0,366512921
24053	0,625	10,08801501	-0,019356889
36207	0,75	10,49700775	0,32663426
54882	0,875	10,9129407	0,732099368

MATERIAL V25 - 720Kgf - 2.543 MPa

Material V25 - 720Kgf
 $N_0 = 27.347$ ciclos
 Probab. alta de quebra 0,001
 Num. Ciclos p/ prob. alta 67,6

Figura 28 Diagrama Weibull para material V25, tensão 2.543 MPa



A verificação dos dados obtidos no ensaio em fadiga do material V25 com carga de 2.543 MPa mostra aderência excelente ao modelo de Weibull, com coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,9925$.
O valor de vida obtida para máxima densidade de probabilidade de falha foi de 27.347 ciclos.
A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 1,15$. Este valor corresponde a uma dispersão bastante alta, maior que a dispersão obtida em ensaios a fadiga de materiais metálicos.

ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DOS DADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE FADIGA EM FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

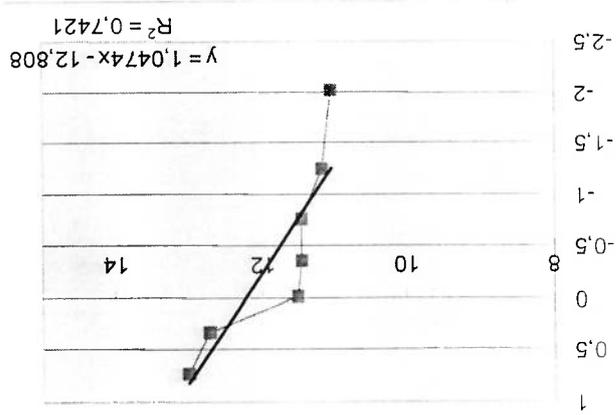
Dados obtidos para o material V25, com tensão alternada aplicada durante o ensaio de 2.189 MPa.

Tabela 12 Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V25 no nível de tensão de 2.189 MPa

Probabilidade	LN(Num. Ciclos) / LN(1/(1-Probabilidade))	de ciclos	Número
0,125	11,03488966	62000	62000
0,25	11,17483392	71313	71313
0,375	11,46906762	95709	95709
0,5	11,47210347	96000	96000
0,625	11,50464125	99175	99175
0,75	12,7367009	340000	340000
0,875	13,01329154	448333	448333

Material V25 - 620kgf
 $N_0 = 365.127$
 Probab. alfa de quebra 0,001
 Num. Ciclos p/ prob. alfa 499,3

Figura 29 Diagrama Weibull para material V25, tensão 2.189 MPa



A verificação dos dados obtidos no ensaio em fadiga do material V25 com carga de 2.189 MPa mostra baixa aderência ao modelo de Weibull, com coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,7421$. O valor de vida obtida para máxima densidade de probabilidade de falha foi de 365.127 ciclos. A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 1,05$. Este valor corresponde a uma dispersão bastante alta, maior que a dispersão obtida em ensaios a fadiga de materiais metálicos.

ANÁLISE DA DISTRIBUIÇÃO DE PROBABILIDADE DE FATIGA EM FLEXÃO 3 PONTOS, SEGUNDO MODELO DE WEIBULL.

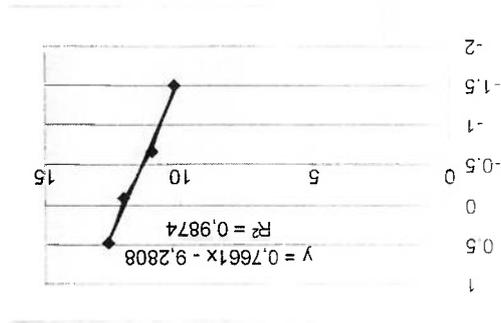
Dados obtidos para o material V25, com tensão alternada aplicada durante o ensaio de 1.836 MPa.

Tabela 13 Dados para análise de Weibull, para ensaio de vida a fadiga do material V25 no nível de tensão de 1.836 MPa

Numero	Probabilidade	LN(Num. Ciclos)	LN(LN(1/(1-Probabilidade)))
27985	0,2	10,23942393	-1,499939987
64395	0,4	11,07279127	-0,671726992
181010	0,6	12,10630756	-0,087421572
331241	0,8	12,71060149	0,475884995

Material V25 - 520Kgf
 $N_0 = 182.470$ ciclos

Figura 30 Diagrama Weibull para material V25, tensão 1.836 MPa



A verificação dos dados obtidos no ensaio em fadiga do material V25 com carga de 1.836 MPa mostra excelente aderência ao modelo de Weibull, com coeficiente de regressão linear $R^2 = 0,9874$.

O valor de vida obtida para máxima densidade de probabilidade de falha foi de 92

182.470 ciclos.

A declividade da reta obtida por regressão, correspondente à dispersão da distribuição foi de $m = 0,77$. Este valor corresponde a uma dispersão bastante alta, maior que a dispersão obtida em ensaios a fadiga de materiais metálicos.

Tabela 14 Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios estáticos

Tabela 15 Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga – Material V20

Tabela 16 Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga – Material V25

Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios estáticos
 Materiais V20 (8,5%Co) e V25 (11%Co)
 Corpos de prova não submetidos previamente a ciclos de fadiga e CDP's submetidos previamente a 10⁶ ciclos

MATERIAL V20 Resist. Declarada pelo Fabricante = 2.800 MPa	N° CDP's	Tensão para máxima densidade de probab. de falha (MPa)	Parâmetro m de dispersão da distr. de Weibull	Coefficiente R ² de dispersão da regressão linear
Sem ciclar anteriormente	7	3.375	7,43	0,928
Após 10 ⁶ ciclos	6	3.390	11,45	0,971

MATERIAL V25 Resist. Declarada pelo Fabricante = 3.100 MPa	N° CDP's	Tensão para máxima densidade de probab. de falha (MPa)	Parâmetro m de dispersão da distr. de Weibull	Coefficiente R ² de dispersão da regressão linear
Sem ciclar anteriormente	7	3.576	8,94	0,925
Após 10 ⁶ ciclos	4	3.384	10,29	0,766

Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios dinâmicos
 Material V20 (8,5% Co)
 Nível de tensão para máxima densidade de probabilidade de falha no ensaio estático = 3.375 MPa
 Corpos de prova submetidos a ciclos de carga, em níveis pré-determinados de carregamento

Nível de tensão do ensaio (MPa) Material V20	Nº CDP's	Vida N0 para máx. densidade de probab. de falha (ciclos)	Parâmetro m de dispersão na distr. de Weibull	Coefficiente R² de regressão linear Aderência ao modelo Weibull
2.543	7	10.692	0,478	0,946
2.189	7	340.011	0,884	0,905

Resumo comparativo dos resultados obtidos nos ensaios dinâmicos
Material V25 (11% Co)

Nível de tensão para máxima densidade de probabilidade de falha no ensaio estático = 3.575 MPa
Corpos de prova submetidos a ciclos de carga, em níveis pré-determinados de carregamento

Nível de tensão do ensaio (MPa) Material V20	N° CDP's	Vida N0 para máx. densidade de probab. de falha (ciclos)	Parâmetro m de dispersão na distr. de Weibull	Coefficiente R ² de regressão linear Aderência ao modelo Weibull
2.543	7	27.347	1,151	0,993
2.189	7	365.127	1,047	0,742
1.836	4	182.470	0,766	0,987

4.1.2 DIAGRAMAS DE WOHLER PLOTANDO PARÂMETRO N_0 DE WEIBULL

MATERIAL V20

Probabilidade de quebra, para máxima densidade de probabilidade = 63,21% - $P = 1 - 1/e$

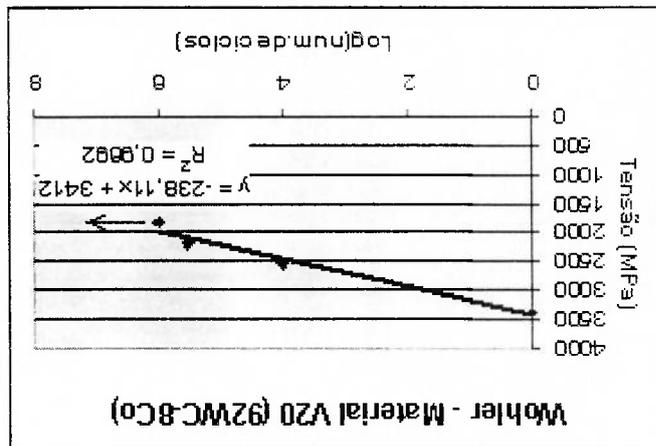
Extrapolando a reta obtida no diagrama de Wohler para 10^8 e 10^9 ciclos teríamos:

Tensão a 10^8 ciclos = 1507 MPa

Tensão a 10^9 ciclos = 1269 MPa - 83.333 horas no hiper compressor a

200rpm

Figura 31 Diagrama Wohler para material V20, para máxima densidade de probabilidade de falha



MATERIAL V25

Probabilidade de quebra, para máxima densidade de probabilidade = 63,21% - $P = 1 - 1/e$

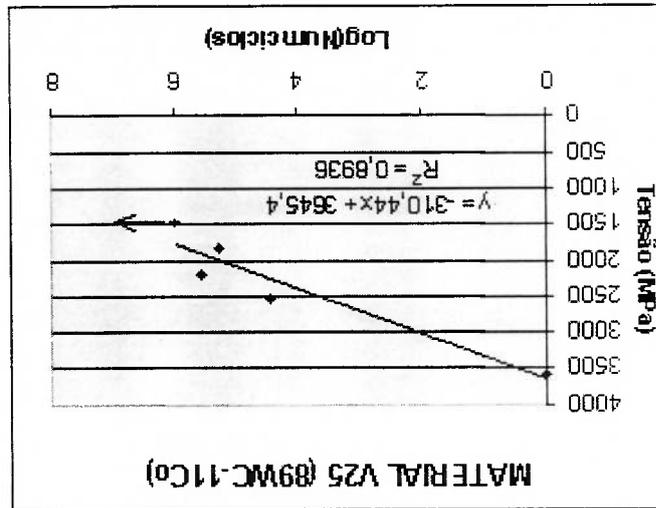
Extrapolando a reta obtida no diagrama de Wohler para 10^8 e 10^9 ciclos teríamos:

TENSÃO A 10^8 CICLOS = 1161,88 MPa

TENSÃO A 10^9 CICLOS = 851,44 MPa - 83.333 horas no hiper compressor a

200rpm

Figura 32 Diagrama Wohler para material V25, para máxima densidade de probabilidade de falha



4.2 RESULTADOS DAS ANÁLISES EM MICROSCÓPIO

Encontram-se a seguir micrografias obtidas no microscópio eletrônico de varredura. As micrografias foram tiradas de corpos do material V25 submetidos a fratura após no mínimo 10^5 ciclos de fadiga.

4.2.1 ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA NO MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA

Micrografia mostrando trinca alinhada com lagos de cobalto e 4 micra. Notar nesta micrografia o tamanho dos grãos de carbono de tungstênio, entre 1

Figura 33 Micrografia mostrando trinca alinhada com lagos de cobalto



Espectro obtido através da sonda do microscópio eletrônico de varredura. O gráfico indica a presença de cobalto nas regiões que aparecem em preto na micrografia, em especial dentro do lago de cobalto.

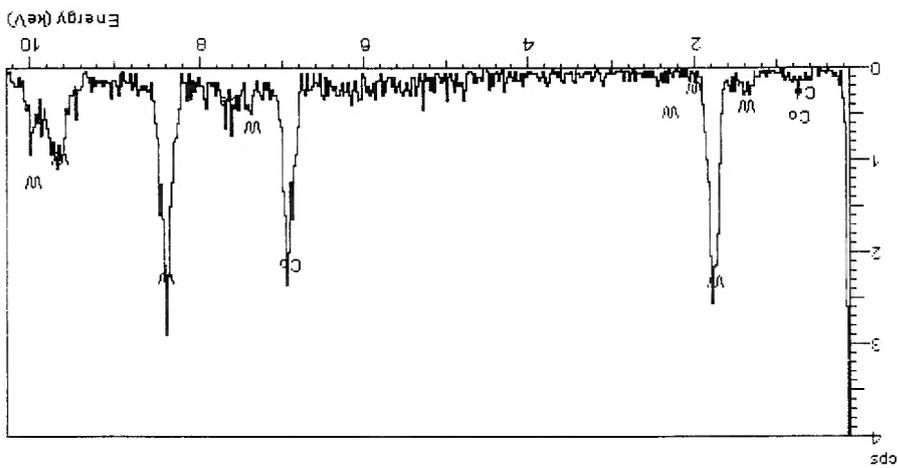
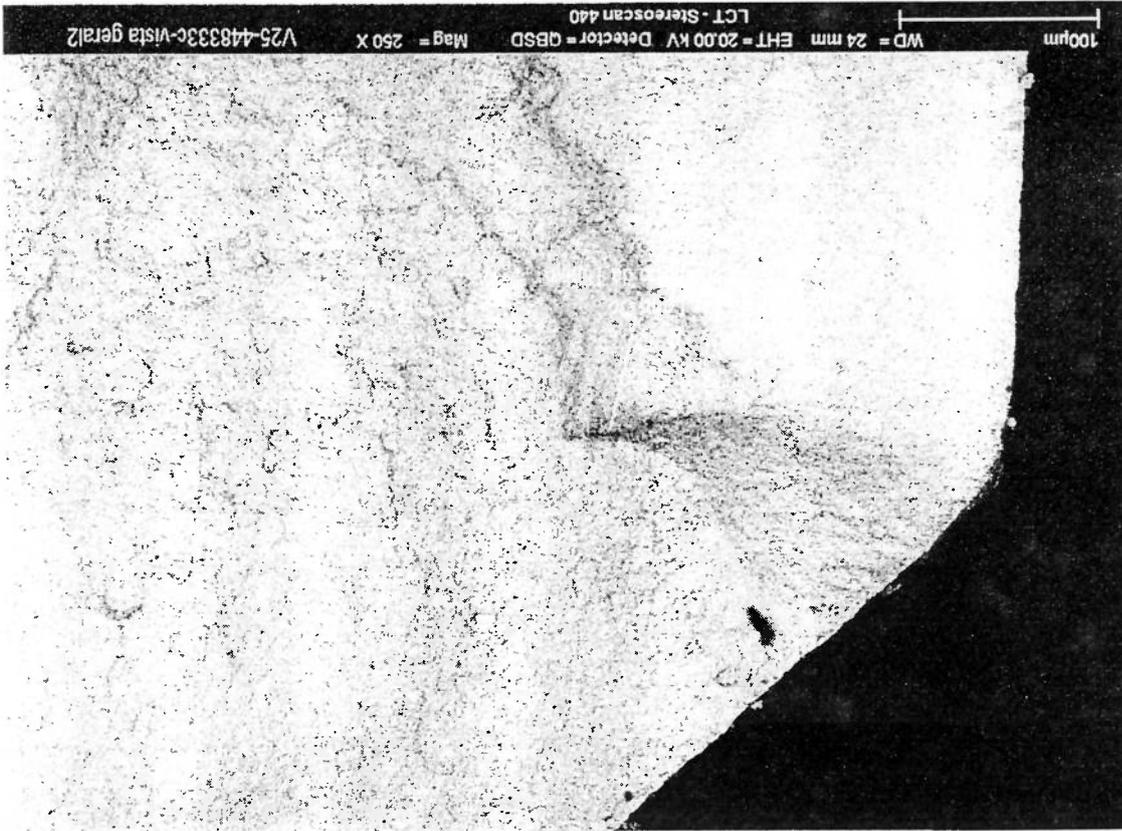


Figura 34 Análise de composição química com microsonda, indicando presença de Cobalto

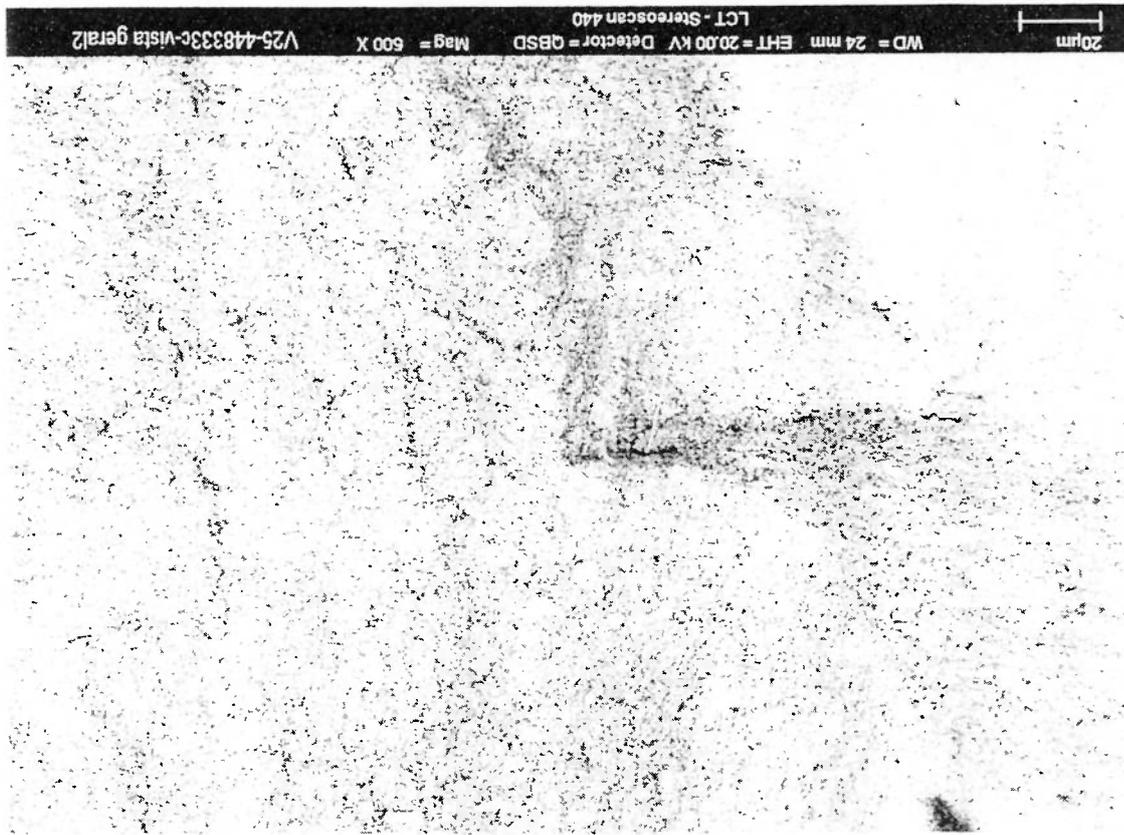
Figura 35 Micrografia mostrando superfície de fratura próxima ao canto chanfrado do corpo de prova

Micrografia mostrando região próxima ao canto chanfrado do corpo de prova, onde ocorreu início de trinca de fadiga. Considera-se que a trinca iniciou-se em um defeito linear do tipo lago de cobalto localizado abaixo da superfície do corpo de prova.



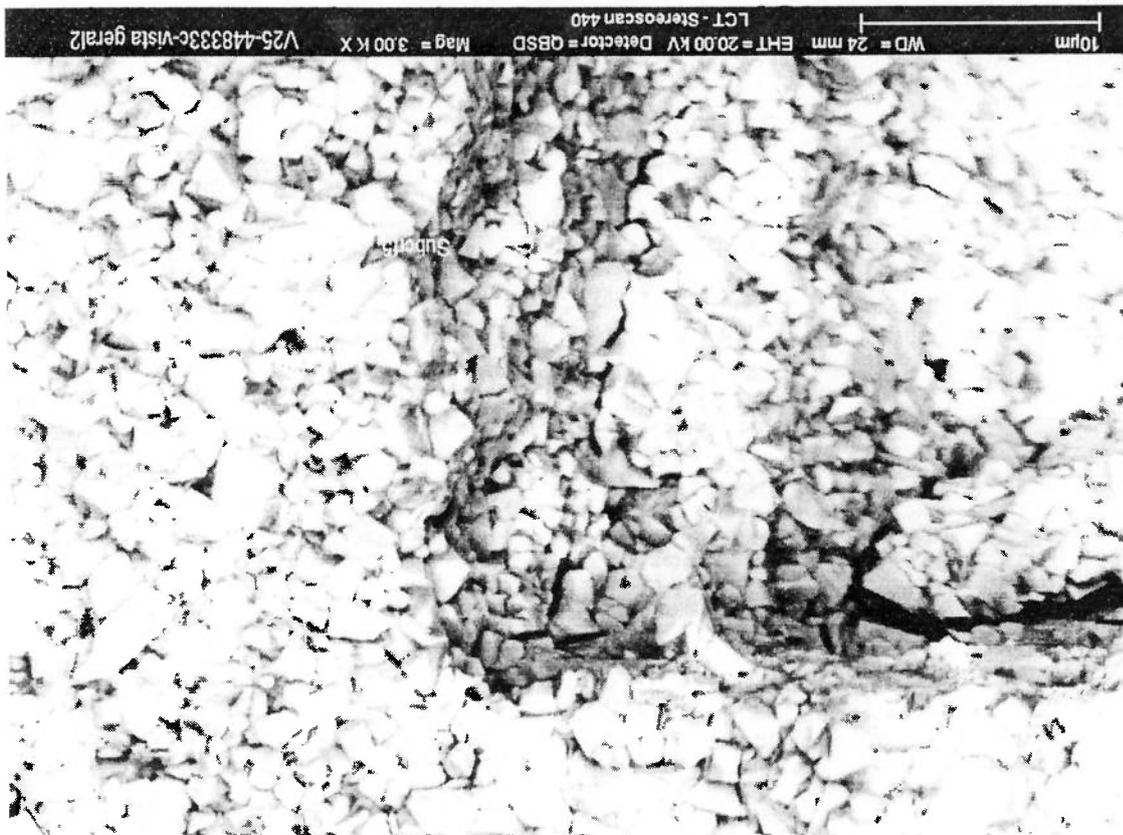
Micrografia mostrando região próxima ao canto chanfrado do corpo de prova com aumento de 500x, onde ocorreu início de trinca de fadiga. Considera-se que a trinca iniciou-se em um defeito linear do tipo lago de cobalto localizado abaixo da superfície do corpo de prova.

Figura 36 Micrografia mostrando detalhe de início de trinca na superfície de fratura



Micrografia mostrando região próxima ao canto chanfrado do corpo de prova com aumento de 3.000x, onde ocorreu início de trinca de fadiga. Considera-se que a trinca iniciou-se em um defeito linear do tipo lago de cobalto localizado abaixo da superfície da superfície do corpo de prova. Observa-se nesta micrografia a continuação da trinca a partir do final do defeito tipo lago de cobalto.

Figura 37 Micrografia mostrando detalhe de início de trinca ampliado 3.000 vezes na superfície de fratura



4.3 CÁLCULO DAS TENSÕES TÉRMICAS EM FADIGA A QUE O ÊMBOLO ESTÁ SUBMETIDO

Êmbolos do compressor secundário

Cálculo da máxima tensão de tração subsuperficial nos êmbolos devido a diferença de temperatura entre a superfície e o núcleo da peça

Temperatura na superfície: - 30 °C

Temperatura abaixo da superfície: 100 °C

Módulo de elasticidade do WC + Cobalto

$E = 590.000 \text{ MPa}$

Coefficiente de Poisson do WC + Cobalto

$\nu = 0,24$

Coefficiente de dilatação linear do WC + cobalto

$\alpha = 5,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$

As máximas tensões de tração σ_z , σ_θ são dadas por:

$$\sigma_r = 0 \text{ e } \sigma_z, \sigma_\theta = -\alpha E \Delta t / (1 - \nu)$$

Δt = temperatura na superfície menos temperatura no núcleo

$\Delta t = 130 \text{ } ^\circ\text{C}$

$\sigma_r = 0$

$$\sigma_z, \sigma_\theta = \sigma_{II} = -5,6 \cdot 10^{-6} \cdot 5,9 \cdot 10^5 \cdot 130 / (1 - 0,24) = 565,15 \text{ MPa}$$

Limite de ruptura a tração segundo método de ensaio Krupp do material 92%WC + 8% Co ~ 600 MPa

Limite de resistência a fadiga do material 89%WC + 11%Co, no ensaio de ruptura

transversal 3 pontos em fadiga:

Aproximadamente resistência a ruptura transversal estática dividido por 3.

~ 2.700 mpa / 3 = 900 mpa

Fotografia mostrando êmbolo que quebrou em serviço.
Notar as trincas superficiais nas direções perpendiculares às tensões térmicas σ_z e σ_{θ} . A posição do êmbolo onde ocorreram as trincas corresponde à região onde trabalham os anéis de vedação de etileno do engaxetamento.

Figura 38 Fotografia mostrando trincas em êmbolo que quebrou em serviço



Fotografia mostrando êmbolo retirado de serviço e inspecionado através de líquido penetrante fluorescente. Notar as microtrinças existentes na região do engaxetamento correspondentes à existência de tensões térmicas em fadiga.

Figura 39 Fotografia mostrando destacamento de material e microtrinças reveladas através de líquido penetrante fluorescente

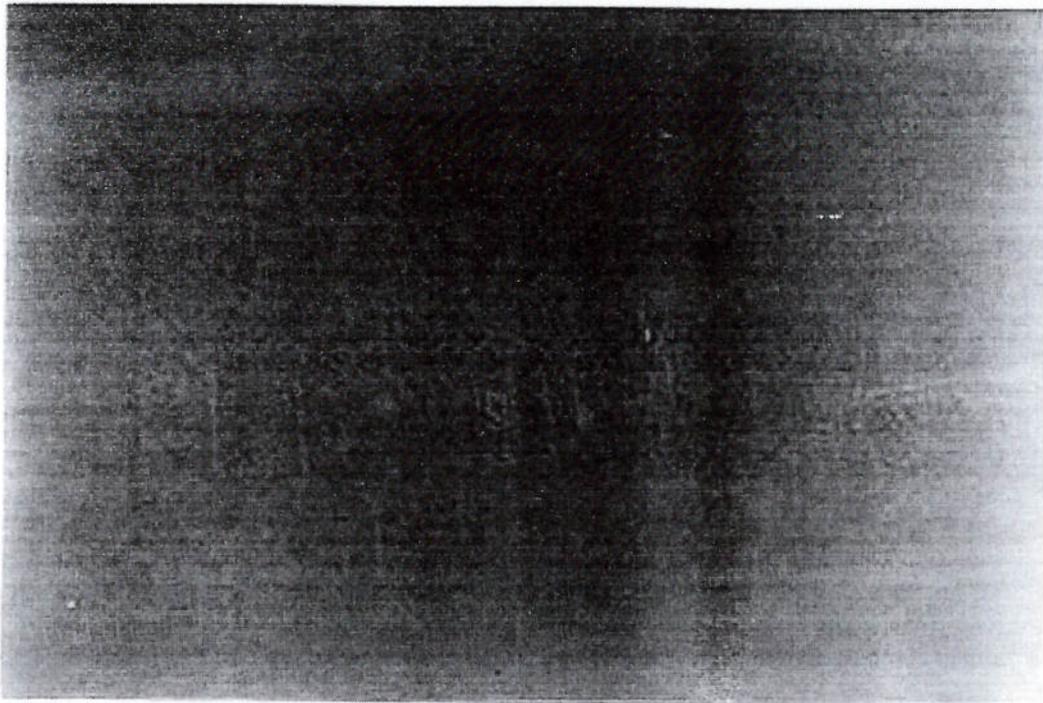


Figura 40 - Êmbolo 718 X - detalhe das trincas representadas através de LP fluorescente (Luz negra).

4.4 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Analisando os gráficos de Wholer obtidos para os dois materiais estudados (V20 – 92%WC/8%Co e V25 – 89%WC/11%Co) chega-se à conclusão que ambos apresentam manifestação do fenômeno de fadiga.

Verificação das micrografias obtidas de corpos de prova no microscópio eletrônico de varredura indica que as trincas de fadiga tiveram origem abaixo da superfície do material, a partir de defeitos que ocorrem durante síntese, como lagos de cobalto.

Observa-se uma diminuição da resistência a ruptura mais acentuada com o número de ciclos na liga apresentando maior teor de cobalto (V25 – 89%WC/11%Co). No entanto, esta liga com maior teor de cobalto apresenta maior resistência a ruptura em três pontos com aumento de intensidade de tensão monotônico.

Considerando o efeito de fadiga, a tensão de ruptura da liga com maior teor de cobalto após cerca de 10^7 ciclos ficará menor que a tensão de ruptura da liga com menor teor de cobalto, a qual apresenta resistência a ruptura estática também menor. Desta forma, para uma peça submetida somente a esforços de fadiga de altos ciclos, a utilização da liga 92%WC/8%Co apresenta-se como solução mais vantajosa que a utilização de liga com maior teor de cobalto.

No entanto, se o material além das tensões de fadiga estiver submetido a eventuais tensões que possam sobrecarregá-lo, tais como tensões provenientes de uma montagem incorreta, ou desalinhamento excessivo, recomenda-se a utilização de uma liga com maior nível de tensão de ruptura estática. No caso, uma liga com maior teor de cobalto.

Considerando os êmbolos do hyper compressor Ingersoll Rand XHHE utilizado na planta da Politéilenos União, as seguintes observações podem ser feitas:

- Êmbolos do primeiro estágio do compressor estão menos sujeitos a

sobrecarga devido a desalinhamento ou montagem incorreta do que

os êmbolos do segundo estágio. Esta observação é válida considerando-se a menor pressão de operação no primeiro estágio e também o maior diâmetro destas peças (3 1/2" no primeiro estágio contra 3" no segundo estágio).

- Considerando a observação anterior, podemos dizer que o efeito do fenômeno de fadiga para quebra de êmbolos é mais importante no primeiro estágio que no segundo estágio, embora este efeito também aconteça nas peças do segundo estágio. No entanto, uma vez que o carregamento de forças devido a desalinhamento nas peças do segundo estágio é maior e as mesmas também são mais esbeltas, deduz-se que o risco de falha por sobrecarga no segundo estágio é maior.

Desta forma, recomenda-se a utilização do material V20 (92%WC/8%Co) na peças do primeiro estágio e do material V25 (89%WC/11%Co) nas peças do segundo estágio. Esta se levando em conta nesta recomendação que a probabilidade maior de quebra de um êmbolo do primeiro estágio se deve a falha por fadiga devido a tensões térmicas na região do engaxetamento, e a falha de um êmbolo do segundo estágio devido a uma sobrecarga associada a um desalinhamento ou falha de montagem.

Na utilização dos dois materiais é importante garantir-se que as peças estejam isentas de trincas através da inspeção por líquido penetrante e ultrassom.

Recomenda-se também que durante a operação do compressor sejam evitadas situações de elevado vazamento individual do cilindro, vazamento este que ocasionaria gradientes de temperatura mais elevados na superfície da peça. Ações melhorando o desempenho dos anéis de engaxetamento e sua lubrificação são importantes neste sentido.

Em função dos resultados encontrados para as tensões térmicas atuantes na peça, e os resultados de resistência a fadiga até 10⁶ ciclos, conclui-se que a resistência do material é substancialmente maior que as tensões térmicas. No

entanto, se houverem problemas no material que reduzam sua resistência a fadiga, tais como porosidade excessiva ou quantidade / tamanho de lagos de cobalto presentes, estas tensões térmicas serão suficientes para provocar quebra da peça em fadiga.

Caso a microestrutura do material apresente problemas tais como heterogeneidade de tamanho de grão ou tamanho excessivo de grão, lagos de cobalto, porosidade, precipitação de carbono livre ou de fase η , a resistência a fadiga será prejudicada. Em função da diminuição de resistência a fadiga devido aos defeitos microestruturais citados, as tensões térmicas cíclicas atuantes na peça podem ser suficientes para causar sua ruptura em fadiga.

Em relação ao limite de vida de operação para evitar quebra por fadiga, é realmente difícil de ser estipulado. Um dos problemas é que o valor das tensões cíclicas atuantes no êmbolo varia bastante durante a vida do mesmo, pois depende das condições de operação e de montagem no compressor. O outro ponto de dúvida concerne às propriedades do material da peça. Se a resistência à fadiga da peça é maior (correspondente a microestrutura de granulometria fina, ausência de microporosidades, lagos de cobalto ou outros defeitos), as tensões necessárias para causar fadiga serão maiores.

Durante a vida total da peça não se sabe quanto tempo (ciclos) a mesma esteve a determinada tensão. No entanto, o fato é que quanto maior a vida total da peça, maior a probabilidade dela ter estado sujeita a níveis de tensões que causariam fadiga.

Adotávamos na Politécnica União anteriormente um limite de vida de 60.000 horas. Este limite baseou-se em dois eventos no passado de trincas em êmbolos, apresentando vida próxima a este valor.

Considerando o efeito de fadiga, e principalmente o fato de que as peças fabricadas atualmente tiveram melhorias em seu processo de fabricação, permitindo microestruturas melhores e resistências mais altas, deveremos adotar

um novo limite de vida de 80.000 horas.

Leva-se em conta ao adotar o novo limite de vida, que a maior parte das peças que alcançaram vida de 80.000 horas foi fabricada há mais de 15 anos atrás. Desta forma, estas peças com alta vida apresentam resistências compatíveis com o processo de fabricação da época, as quais são consideravelmente menores que as atuais.

5. CONCLUSÕES

São obtidos neste trabalho dados de vida a fadiga de dois materiais utilizados, através de carregamentos a flexão 3 pontos, até 10^6 ciclos. Os ensaios revelaram forte deterioração da resistência dos dois materiais estudados quando submetidos a esforços cíclicos. A principal diminuição de resistência ocorreu na liga com maior teor de cobalto.

A liga com 8%Co apresentou queda de resistência de 3412MPa no ensaio de carregamento aumentado monotonicamente para 1983MPa no ensaio dinâmico a 10^6 ciclos. A liga com 11%Co apresentou diminuição de resistência de 3645MPa no ensaio com carga aumentada monotonicamente para 1782MPa no ensaio dinâmico a 10^6 ciclos. Importante notar que as resistências mencionadas acima são valores estatísticos para máxima densidade de probabilidade de falha em distribuições de Weibull. Desta forma, é prevista quebra de peças a valores de tensões substancialmente menores que os mencionados, dentro da distribuição de probabilidade de Weibull, conforme observado nos ensaios de fadiga.

Análise ao microscópio de varredura das superfícies de fratura dos corpos de prova em fadiga revelou a origem de trinças em defeitos de sinterização do material, como lagos de cobalto e poros.

Foi considerado neste trabalho que o principal carregamento cíclico ao qual os êmbolos estão submetidos é devido às diferenças de temperatura entre a superfície e o núcleo da peça. Cálculo das tensões térmicas revelou que as tensões atuantes são substancialmente menores que a resistência a fadiga a 10^6 ciclos dos dois materiais estudados.

Assumindo condições normais de operação do compressor, o principal carregamento cíclico nos êmbolos, devido a tensões de origem térmica, atinge o valor de 565 MPa.

No entanto, levando em conta a presença de defeitos de sinterização maiores que os observados em nossos corpos de prova, uma vez que as dimensões das peças estudadas são muito maiores que as dos corpos de prova testados, a resistência a fadiga pode ser bem menor que a obtida em nossos ensaios. Outro ponto importante é a alta dispersão estatística observada na resistência a fadiga para os materiais estudados. Estas constatações explicam a ocorrência de trincas observadas na superfície de diversas peças, nas direções circunferenciais e axiais, coerentes com a direção das tensões térmicas σ_{θ} e σ_z .

6. SUGESTÕES PARA ESTUDOS POSTERIORES

Neste estudo foram obtidas vidas a fadiga em flexão 3 pontos para números de ciclos da ordem de 10^6 ciclos. Fica como sugestão obter novos resultados para números de ciclos maiores, até a faixa de 10^8 ciclos.

Foram analisados neste estudo corpos de prova de material novo, não submetido a qualquer esforço mecânico operacional antes dos ensaios executados no estudo. Sugere-se também a obtenção de corpos de prova retirados de peças que já operaram no compressor, apresentando altas vidas, da ordem de 80.000 horas por exemplo.

Não foram verificadas neste estudo as propriedades eletromagnéticas do carboneto de tungstênio. O estudo destas propriedades é interessante pois permite verificar a microestrutura do material. Através da medição de coercividade é possível auferir quão fina é a granulometria do carboneto de tungstênio presente na liga. Através do ensaio de correntes parasitas é possível identificar defeitos no material, como microporosidades de tamanhos da ordem de 0,025mm. Desta forma, sugere-se para estudo posterior uma análise destas propriedades e sua relação com a microestrutura, a fim de que sejam especificados ensaios não destrutivos na peça capazes de identificar componentes apresentando microestrutura aceitável.

7.1 TERMODINÂMICA E DIAGRAMAS DE FASE DE METAL DURO

SINTERIZAÇÃO EM SISTEMAS MULTIFASE

Após o trabalho de Pines (1956), vários princípios gerais envolvendo energia das interfaces ajudaram a descrever a sinterização de sistemas de duas fases. Caso tenhamos um conjunto de partículas de A e B que representam duas fases separadas que são mutuamente insolúveis uma na outra, três tipos diferentes de contornos de grão estarão presentes no compacto de pó. Existirão contatos conectando partículas A com partículas A, partículas B com partículas B e partículas A com partículas B. Se a energia de interface na interface A-B é menor que a energia de interface na interface A-A e na interface B-B, então a energia livre do sistema cairá se as interfaces A-B aumentarem para substituir as interfaces A-A e B-B. Isto é expresso na equação:

$$\gamma_{AB} - (\gamma_A + \gamma_B) < 0 \quad (\text{Eq. 47})$$

Sob as condições da Eq. (47), acontecerá contração nas interfaces A-B.

Se a Eq. (47) não for válida e a energia livre de interface γ_{AB} é maior que a soma de γ_A e γ_B , não acontecerá contração na interface A-B. Isto não significa que um compacto da mistura A e B não irá contrair sob estas condições, mas significa que nenhum encolhimento será causado pela interface A-B. Neste conjunto de partículas, haverá encolhimento nas interfaces A-A e nas interfaces B-B, e existirá uma tendência levando à segregação entre as composições A e B durante a sinterização, ocorrendo crescimento de grãos durante o processo de sinterização.

Se a energia livre de interface, γ_{AB} , é pequena o suficiente, não somente a equação (47) é válida, como a Eq. (48) também pode descrever o sistema:

$$\gamma_{AB} < \left| \gamma_A - \gamma_B \right| \quad (\text{Eq. 48})$$

Se a Eq. (48) é válida para esta mistura particular de duas fases, a energia livre de interface entre as duas fases e a energia livre de uma das fases será menor que a energia livre da outra fase. Sob estas condições, a fase com a menor energia livre pode circular completamente, ou molhar completamente a fase com maior energia livre do sistema durante a sinterização. A fase com menor energia livre é frequentemente um líquido. O sistema Carboneto de Tungstênio / Cobalto atende às condições descritas na Eq. (48).

Para misturas de duas fases que atendem as condições da Eq. (47), Pines e Shukinin (1956) descreveram a sinterização em termos da contração nos contatos entre partículas. A análise deles é subsequente à análise termodinâmica de misturas de átomos descrita por Cottrell (1948). A fração de contração y é mostrada como sendo uma função da fração volumétrica de partículas A_i de acordo com a equação:

$$y = \gamma_A C_A^2 + \gamma_B (1 - C_A)^2 + 2 \gamma_{AB} C_A (1 - C_A) \quad (\text{Eq. 49})$$

onde γ_A se refere à retração nos contatos A-A, γ_B se refere à retração nos contatos B-B, γ_{AB} à retração nos contatos A-B, e C_A descreve a fração volumétrica das partículas A.

Nesta análise assume-se que as partículas são do mesmo tamanho, e de geometria esférica, desta forma, um arranjo similar pode ser obtido para cada partícula.

A Fig. 40 ilustra a retração total com tempo e temperatura constante, ou a taxa de retração encontrada numa mistura de duas fases de partículas de A e B. A curva de retração é côncava para cima ou para baixo dependendo da retração na interface A-B ser maior ou menor que a média da retração nas interfaces A-A e B-B. Uma quantidade linear, ou taxa linear de retração seria obtida se a retração nos contatos A-B fosse exatamente igual à retração média dos outros dois tipos de contatos.

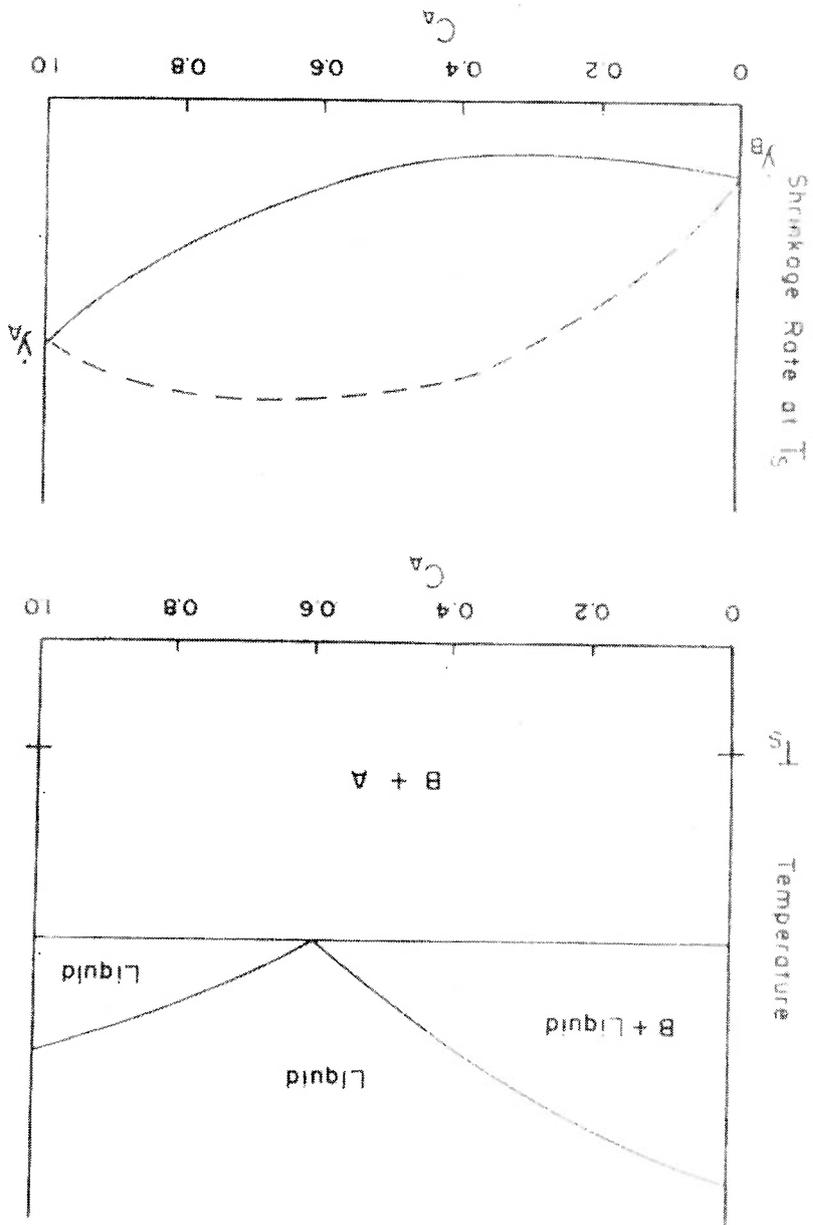


Figura 40 Sinterização de misturas de duas fases, A e B, que são mutuamente insolúveis uma na outra, mas possuem tensões interfaciais satisfazendo a Eq. (49) ⁽²⁸⁾

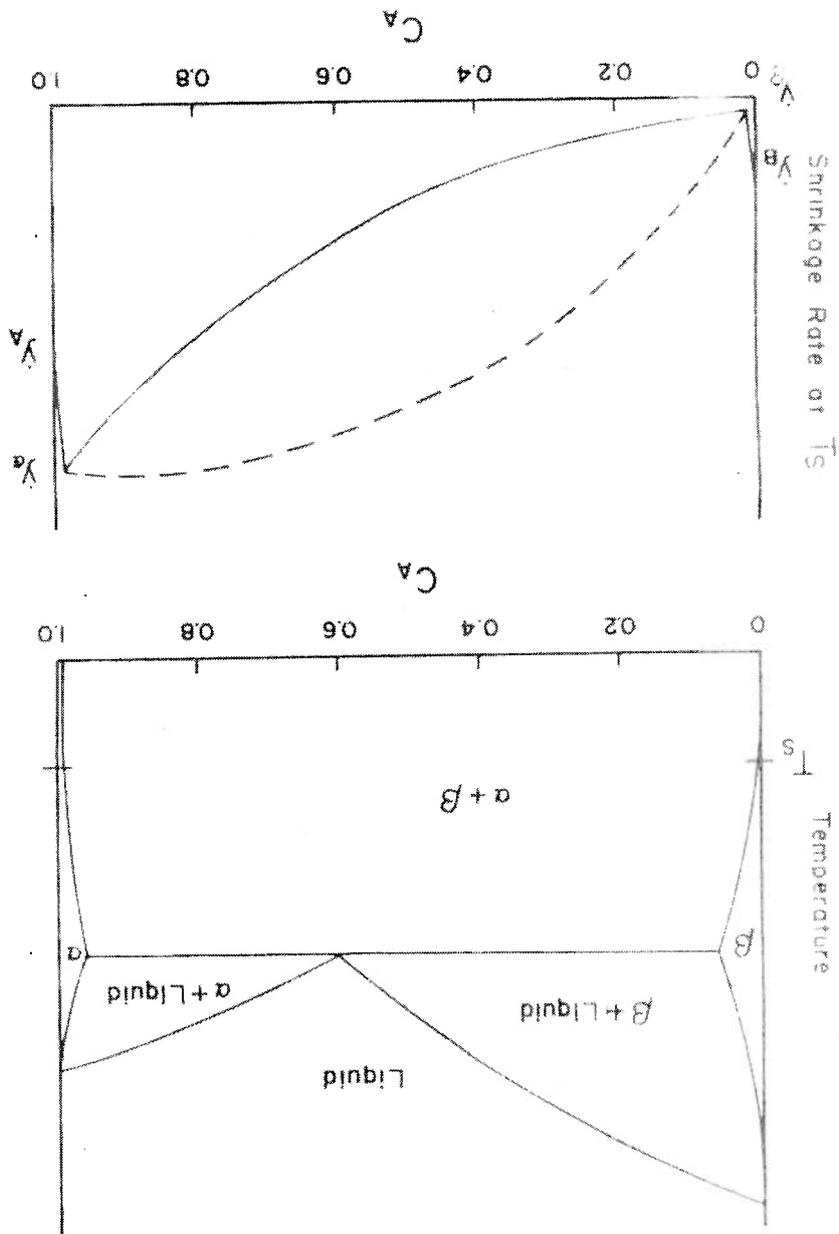
A curva convexa superior (tracejada) no desenho de baixo significa que a contração nas interfaces A-B é maior que a média das contrações nos contatos

entre partículas A-A e B-B. A linha cheia inferior representa o caso em que a contração nas interfaces A-B é menor que a média das outras interfaces.

Para sistemas de dois componentes que são parcialmente solúveis um no outro, a situação mostrada na Figura 40 tem de ser um tanto modificada. Isto é ilustrado na Figura 41. A modificação provem da não estequiometria que pode ser introduzida por uma solução sólida de A em B e de B em A. Para compostos químicos, solução sólida pode aumentar ou diminuir o número de lacunas dos elementos de difusão mais lenta. Se a solução sólida aumentar a concentração de lacunas dos elementos de difusão mais lenta, a taxa de contração aumentará rapidamente à medida que a concentração de soluto aumenta. Na região de duas fases do diagrama de equilíbrio, a mesma lei de mistura descrita na Eq. (49) se manterá como ilustrado previamente.

Figura 41 Sinterização de misturas de duas fases, A e B, que têm solubilidade limitada uma na outra ⁽²⁸⁾

A contração, ou taxa de contração pode ser diferente para as soluções sólidas, α e β , que para materiais puros, A e B. A mudança na taxa de contração entre A e



α , β e γ é mostrada como linha reta somente por conveniência. A interação entre as fases misturadas é similar à Figura 40 anterior.

SINTERIZAÇÃO NO SISTEMA CARBONETO DE TUNGSTÊNIO - COBALTO

As composições de carboneto de tungstênio - cobalto são bem conhecidas e ilustrativas dos carbonetos cementados. O valor máximo de muitas propriedades físicas de carboneto de tungstênio - cobalto são atingidas com uma quantidade

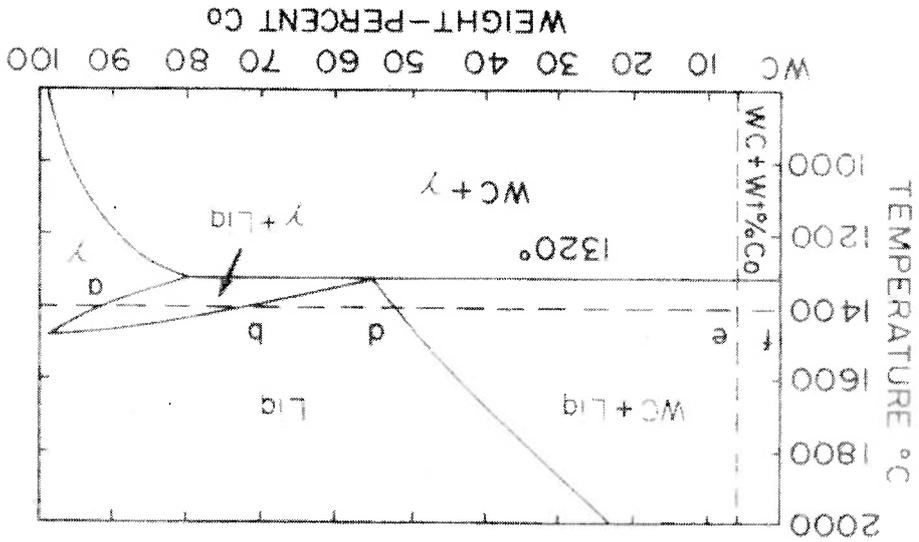


Figura 42 Diagrama pseudo-binário WC-Co. (Ref. Swartzkopf et al., 1960)

mínima de líquido. Uma composição de 94% em massa de carboneto de tungstênio com 6% cobalto está próxima da composição ótima.

As relações entre fases não podem ser descritas acuradamente com um diagrama de fases binário, uma vez que estão envolvidos três componentes (W, C e Co). Para ilustração, entretanto, um diagrama pseudo-binário mostra as características importantes do sistema, sendo usado portanto. O diagrama é ilustrado na Fig. 5. Uma mistura de 94% carboneto de tungstênio e 6% cobalto é mostrada no diagrama como uma linha vertical tracejada, interceptando o ponto e. A temperatura de sinterização é mostrada como uma linha horizontal, passando pelo ponto e, bem como pelos pontos a, b, d, e f. A fim de entender as condições próximas do equilíbrio, é importante entender algo sobre a preparação e aquecimento das matérias primas para fabricação deste material.

Carboneto de tungstênio, sendo um sólido frágil, é usualmente moído em moinho de esteras com pó de cobalto antes da sinterização. Uma vez que o cobalto é dúctil, o moinho rapidamente lamina o fino pó de cobalto e mistura intimamente com as partículas de carboneto de tungstênio. A moagem continua até que a maioria das partículas de carboneto de tungstênio apresentem somente alguns micra de diâmetro.

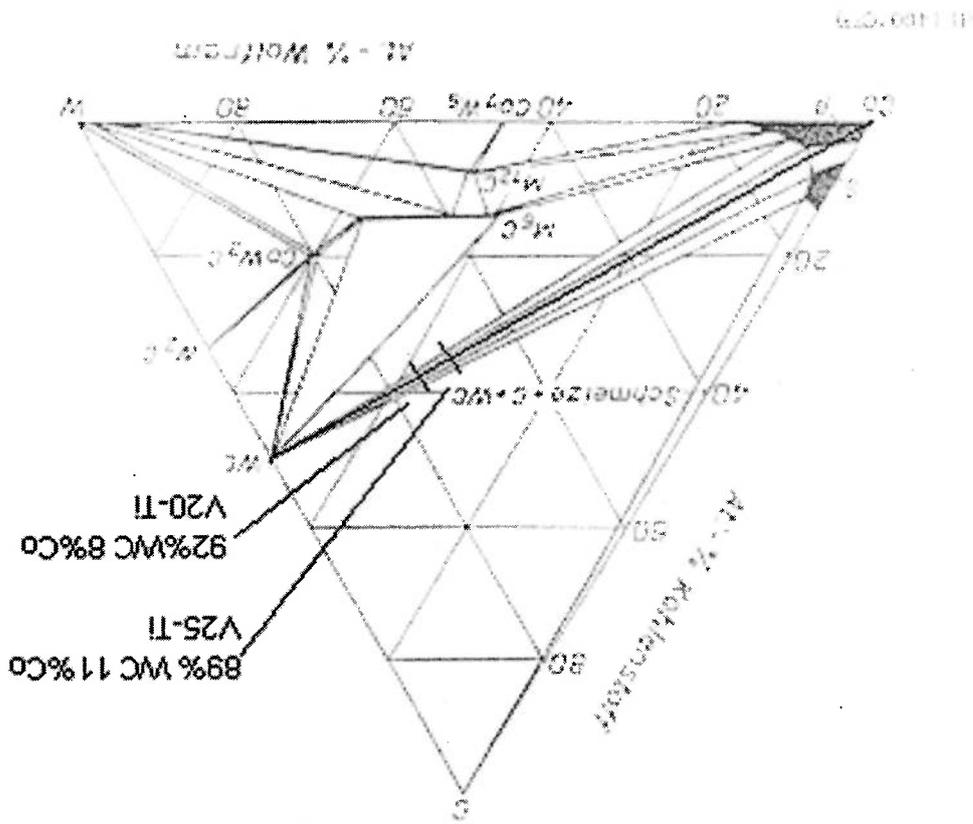
Esta mistura é compactada numa prensa mecânica, sendo após submetida a sinterização. Durante sinterização, a mistura forma um líquido no ponto eutético ternário entre tungstênio, carbono e cobalto, a aproximadamente 1280 °C. O líquido, entretanto, se forma a uma temperatura acima desta na interface entre o cobalto e as partículas de carboneto de tungstênio. Na temperatura de sinterização, o cobalto não somente reage para formar líquido, como também o carboneto de tungstênio se dissolve em cobalto, cujo ponto de fusão está acima da temperatura de sinterização de 1400 °C. Eventualmente, o líquido dissolve todo o cobalto e muitas das partículas de carboneto de tungstênio, formando um líquido de composição mostrada em d. De acordo com o diagrama de fases, a composição com 6% de cobalto forma aproximadamente 12% em massa de líquido; entretanto, por causa da grande diferença de densidade entre carboneto de tungstênio e o líquido, existirá perto de 20% em volume de líquido formando-se

na temperatura de sinterização.

A energia livre da superfície puxa as partículas umas contra as outras e o compacto de pó retrai até bem próximo de sua densidade maciça teórica.

Crescimento mensurável das partículas de carboneto de tungstênio ocorre enquanto o material sinterizado resfria-se abaixo da temperatura de sinterização. Ao invés de precipitar partículas adicionais de carboneto de tungstênio, o precipitado de carboneto de tungstênio do líquido eutético se une às superfícies de carboneto de tungstênio já disponíveis. Carboneto de tungstênio adicional provém da precipitação da solução sólida de cobalto (fase γ) enquanto a temperatura diminui abaixo da temperatura eutética.

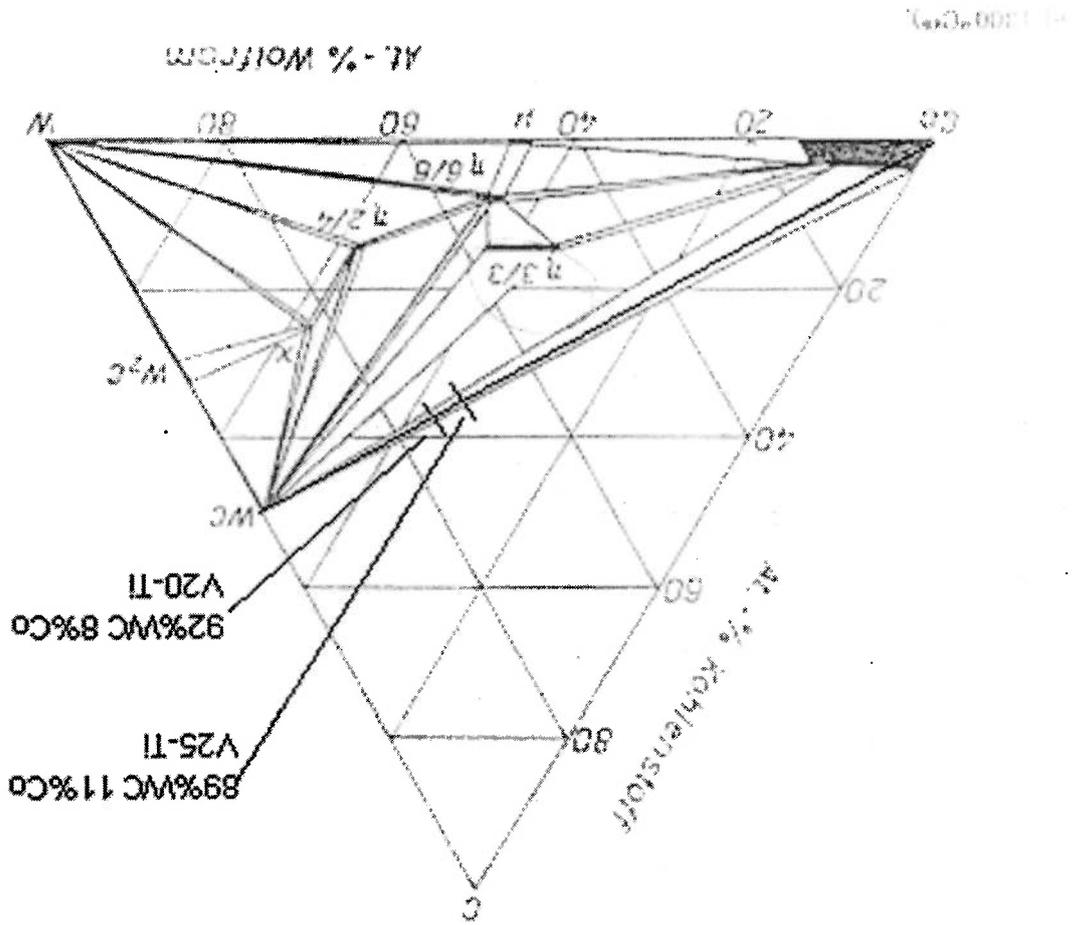
DIAGRAMAS DE FASE DO SISTEMA TUNGSTÊNIO, CARBONO, COBALTO



[Bild 17. Das System Kobalt-Wolfram-Kohlenstoff, Schmelze bei]

Figura 43 Diagrama ternário de fases do sistema Carbono - Tungstênio - Cobalto à temperatura de 1400°C (30)

Figura 44 Diagrama ternário de fases do sistema Carbono - Tungstênio - Cobalto à temperatura de 1300°C (30)



1. Artform der Härtelegierungen

Figura 45 Diagrama ternário de fases do sistema Carbono - Tungstênio - Cobalto à temperatura de 1100°C (30)

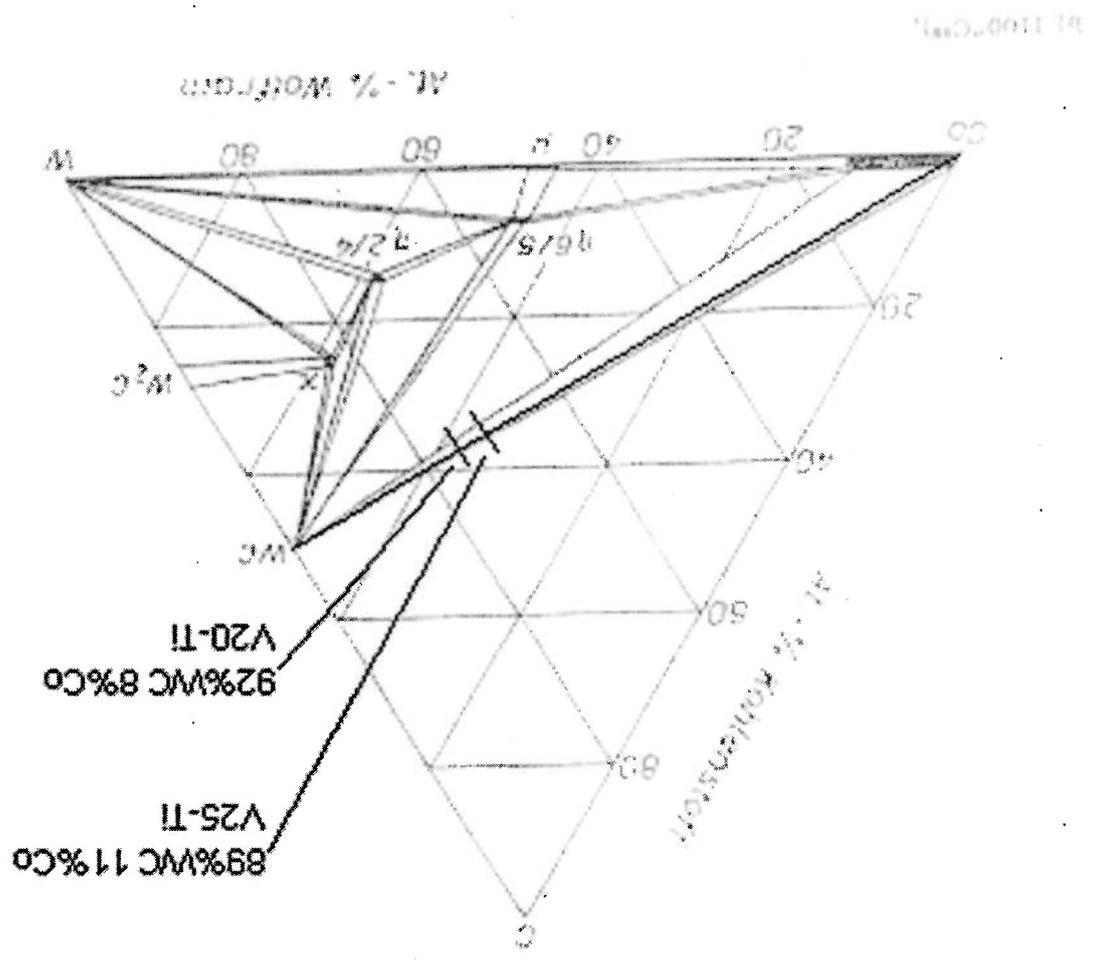
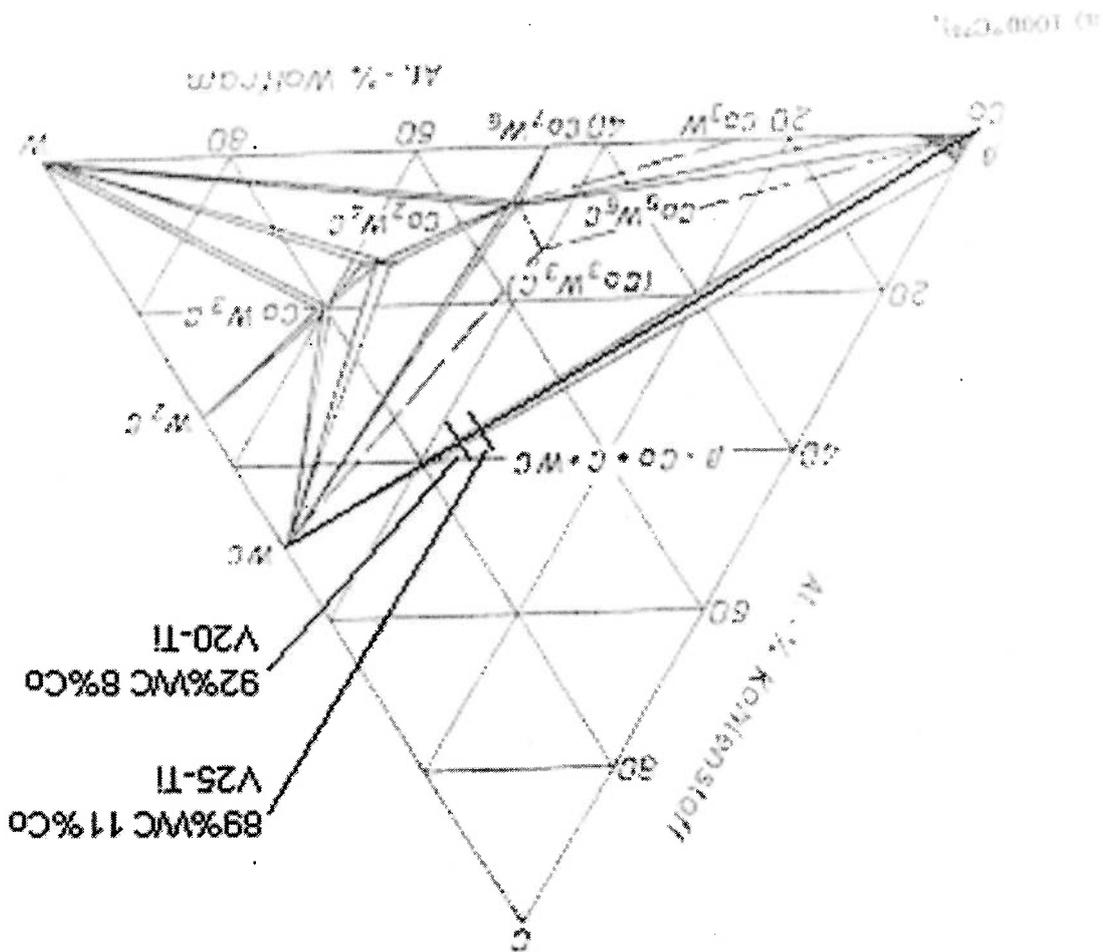


Figura 46 Diagrama ternário de fases do sistema Carbono – Tungstênio – Cobalto à temperatura de 1000°C (30)



7.2 PROPRIEDADES E PROCESSO DE FABRICAÇÃO DO METAL DURO

7.2.1 PROCESSO DE FABRICAÇÃO DE METAL DURO

A expressão "METAL DURO" indica um produto constituído de Carbonetos de elevada dureza, associados a um ou mais metais aglomerantes.

O principal carboneto é o de Tungsténio (WC) e o metal aglomerante o Cobalto, que pode ser parcial ou totalmente substituído por Cromo e Níquel, quando o Metal Duro é utilizado em ambiente corrosivo. No caso de insertos de usinagem, adiciona-se ao Metal Duro, Carboneto de Tântalo e Carboneto de Titânio, sendo este último, sempre sob a forma de Carboneto misto: WC / TiC.

O Metal Duro é fabricado através de processo de metalurgia do pó, efetuando-se as seguintes etapas:

- Mistura de pós
- Secagem
- Peneiramento
- Granulação
- Prensagem
- Pré sinterização
- Usinagem
- Sinterização / Sinter HIP (1350°C – 1650°C)
- Usinagem final e Polimento

Alguns pontos importantes na produção de misturas, prensagem, sinterização e usinagem do Metal Duro sinterizado devem ser enfatizados:

MISTURA

A mistura dos Carbonetos com o metal aglomerante é uma operação importantíssima, e seu tempo deve ser determinado de tal modo que se obtenha uma estrutura homogênea. O tempo muito curto de mistura resulta em uma estrutura que apresenta "lagos" de Cobalto e porosidade. Em uma mistura processada da maneira correta, cada grão de Cobalto deverá estar envolto ou "empastado" pelo metal aglomerante. A operação se dá em meio úmido, normalmente em líquido orgânico (álcool, acetona, benzina, etc...) e sua duração depende do tipo de moinho e da classe de Metal Duro.

Assim, para moinhos de bola de dez litros, o tempo é de quatro a seis dias. Para moinhos de bola de cem litros, o tempo cai par dois a três dias e para moinhos "atritor" de trezentos litros (Figura 47), o tempo varia de oito a quinze horas.

B abaixo:

Tradicionalmente, a prensagem se processa por prensagem direta de simples efeito ou duplo efeito, em prensa hidráulica, conforme mostram as Figuras 48 / A /

Prensagem Hidráulica

PRENSAGEM

Figura 47 Moinho atritor de esferas

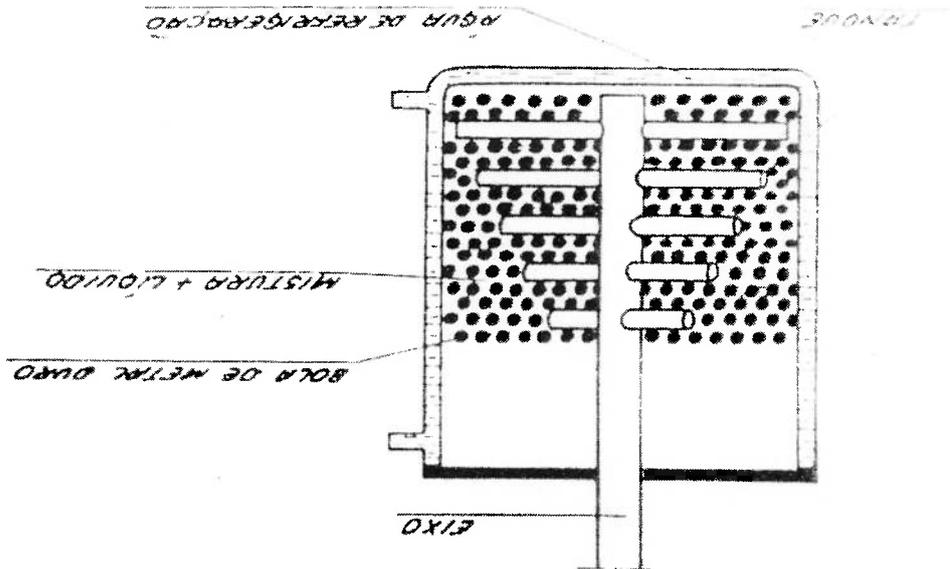
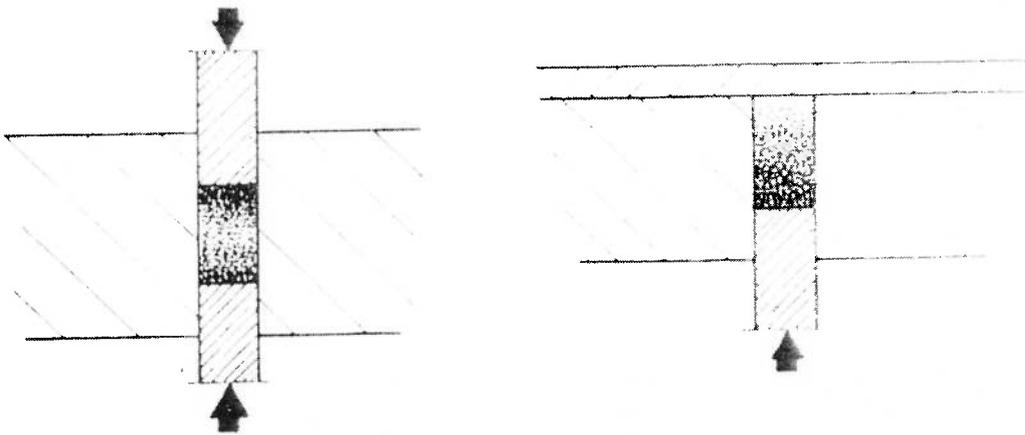


Figura 48 / A / B Prensagem mecânica



Nestes dois processos, normalmente verifica-se diferença de densidade ao longo do eixo de prensagem que durante a sinterização deforma a peça, podendo mesmo criar trincas.

Além disso, por este processo não podemos pensar peças que tenham grandes comprimentos e pequena seção transversal.

EX.: A relação máxima entre altura e diâmetro da base de um cilindro prensado por este processo é de 3 (três).

PRENSAGEM ISOSTÁTICA A FRIO

Para contornar os inconvenientes acima mencionados, utiliza-se a prensagem isostática a frio, que nos fornece peças com uma densidade verde bastante homogênea, além de permitir a compactação de peças de grandes dimensões ou grandes comprimentos com pequenas seções.

Neste processo, o pó é colocado em sacos de borracha que são hermeticamente

fechados, e colocados em vaso de pressão, onde são compactados através de um líquido com uma pressão de aproximadamente 2.000 bar. As peças compactadas por este processo são posteriormente submetidas a pré sinterização, para melhorar sua resistência mecânica, porém em temperaturas bem inferiores ao do processo tradicional e tempos bem mais curtos.

CONFORMAÇÃO POR EXTRUSÃO

Neste processo, prepara-se uma mistura com aproximadamente 2% de parafina e 4 a 5% de óleo vegetal. A seguir, efetua-se a conformação contínua, através de matrizes que nos permitem obter peças de Metal Duro com pequenas seções e grandes comprimentos, podendo-se obter tubos com uma ou duas perfurações.

As barras obtidas por este processo podem ter seções com diâmetros que vão até 26 mm e comprimentos até 600 mm, com sobremetal máximo de 0,15 mm.

Os tubos possuem diâmetros que variam entre 0,5 e 30 mm, e furos que vão de 0,1 a 20 mm.

INJEÇÃO EM MOLDE (METAL INJECTION MOULDING – MIM)

Este processo permite produzir em larga escala peças complexas com pequenas dimensões e paredes delgadas. Injeta-se em um molde, uma pasta que tem aproximadamente 50% de pó (WC + Co) e 50% de ligante plástico a uma pressão de 2000 bar. A seguir, processa-se remoção do ligante plástico e a

sinterização.

Algumas características de peças obtidas por este processo são as seguintes:

- Tamanho médio: 10 a 50 mm
- Espessura ideal de parede: 1 a 5 mm
- Furos: < 0,5 mm, podendo ter perfil simples ou complexo
- Peso: 50 a 100 gr
- Tolerâncias: +/- 0,5% da medida principal
- Acabamento: as peças possuem um bom acabamento superficial, porém existe uma tendência de empenamento.

SINTERIZAÇÃO / SINTER HIP (HOT ISOSTATIC PRESSURE)

A sinterização do Metal Duro é feita tradicionalmente em forno a vácuo, a uma temperatura que varia entre 1350°C e 1650°C.

Durante a sinterização, ocorre uma contração linear entre 18% e 26% (equivalente a 45% a 60% em volume).

Na sinterização a vácuo, atinge-se uma densidade de 90% a 95% da densidade teórica, pois existe sempre uma porosidade residual, principalmente em materiais em que o teor de aglomerante é menor que 15%. Para que se consiga um Metal Duro praticamente isento de porosidade, efetua-se a sinterização das peças através do processo SINTER-HIP.

Neste processo, aquecemos as peças em vácuo, e ao atingir a temperatura de sinterização, injetamos um gás inerte, normalmente o argônio, efetuando-se uma pressão que pode chegar até a 100 bar.

Nas Figuras 49 e 50 são apresentadas micrografias de duas classes de Metal Duro, obtidas através do processo SINTER-HIP.

VANTAGENS DO PROCESSO SINTER-HIP

- Metal Duro praticamente isento de porosidade e trincas
- Consegue-se uma estrutura bem mais homogênea que aquela obtida através da sinterização em forno a vácuo, sendo reduzida a ocorrência de lagos de Cobalto.
- Melhoria das propriedades mecânicas, principalmente a resistência a ruptura transversal, que chega a aumentar 30%.

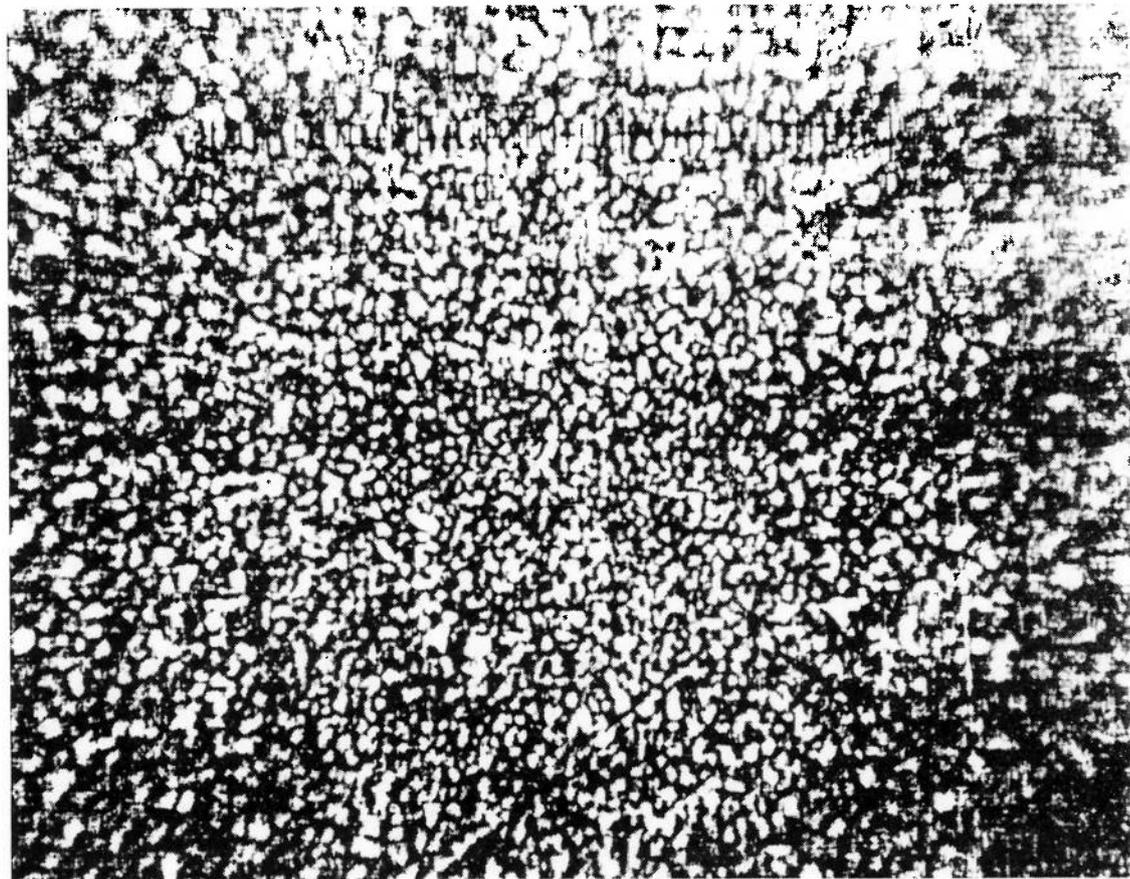


Figura 49 Micrografia de carboneto de tungstênio com grãos menores que 1,0 micron

A micrografia da Figura 49 apresenta as seguintes características:

Aumento: 1000 x

Dureza: 93 HRA

Composição: WC = 94%, Co = 6%

Tamanho de grão: < 1,0 micron

Densidade: 14,95 gr/cm³

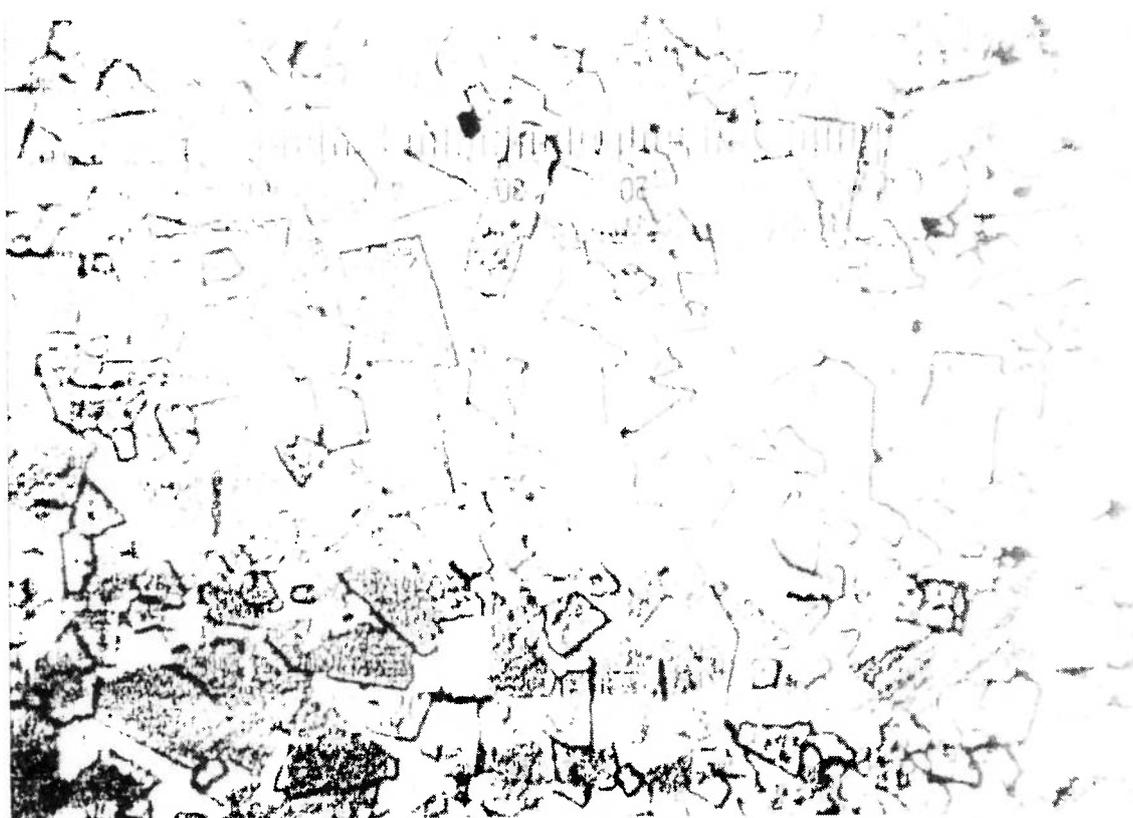


Figura 50 Micrografia de carboneto de tungstênio com grãos de 6 a 16 micra

A micrografia da Figura 50 apresenta as seguintes características:

Aumento: 1000 x

Dureza: 84,5 HRA

Composição: WC = 85%, Co = 15%

Tamanho do grão: 6 – 16 micra

Densidade: 14,0 gr/cm³

METAL DURO APRESENTANDO MICROGRÃO

Chama-se de microgrão o Carboneto de Tungstênio com tamanho médio inferior a 1 micron.

O microgrão nos permite fabricar materiais com altíssima dureza, ou seja, acima de 93 HRA (~ 82HRC).

Além disso, o microgrão, por possuir uma superfície específica extremamente alta, quando comparado com grãos convencionais de 2 a 3 microns, nos permite produzir classes com boa tenacidade e excelente resistência ao desgaste.

FABRICAÇÃO DO FERRO-TiC

A rigor, o Ferro-TiC pode ser classificado como Metal Duro, em que o Carboneto de alta dureza é o Carboneto de Titânio e os metais aglomerantes dependem da aplicação do Ferro-TiC, podendo ser o Aço D2, H10, Aço Inox, etc.

Os grãos arredondados do Carboneto de Titânio possuem extraordinária resistência ao desgaste, além de baixo coeficiente de atrito e baixo peso específico. O metal ligante fornece ao material a tenacidade, resistência a corrosão e ao choque térmico.

PROCESSO CONVENCIONAL

O processo de produção, como no Metal Duro, é através da metalurgia do pó, conforme os seguintes estágios:

- Mistura dos pós (Atritor)
- Secagem a vácuo
- Peneiramento
- Prensagem (Hidráulica / Isostática a Frio)
- Eliminação do aglutinante orgânico
- Sinterização a vácuo
- HIP
- Recozimento
- Usinagem
- Tratamento térmico

SINTERIZAÇÃO DO FERRO - TiC

Nesta operação, deve-se atingir uma densidade próxima ao valor teórico e, produzir os grãos arredondados de Carboneto de Titânio, que conferem ao Ferro-TiC a propriedade de possuir um baixo coeficiente de atrito, isto é, ser auto-lubrificante.

Os grãos de Carboneto de Titânio (TiC), após a moagem, possuem forma prismática, sendo que a forma arredondada é obtida através de sua dissolução no ligante líquido, com a posterior precipitação. O controle do tempo de permanência na temperatura de sinterização é importante para que o arredondamento dos grãos se processe.

TRATAMENTO HIP NO FERRO - TiC

Este tratamento tem por finalidade eliminar todos os poros e trincas internas. O tratamento HIP ou prensagem isostática a quente consiste em submeter o Ferro-TiC a pressões elevadas (entre 1000 e 1500 bar), por meio de gás inerte, o argônio, a uma temperatura próxima da temperatura de sinterização.

Na Figura 51 é apresentada micrografia do Ferro-TiC. Importante notar a forma arredondada do contorno da fase TiC. Este contorno arredondado ocasiona propriedade de baixo coeficiente de atrito ao material, o que contribui para redução de desgaste em serviço.

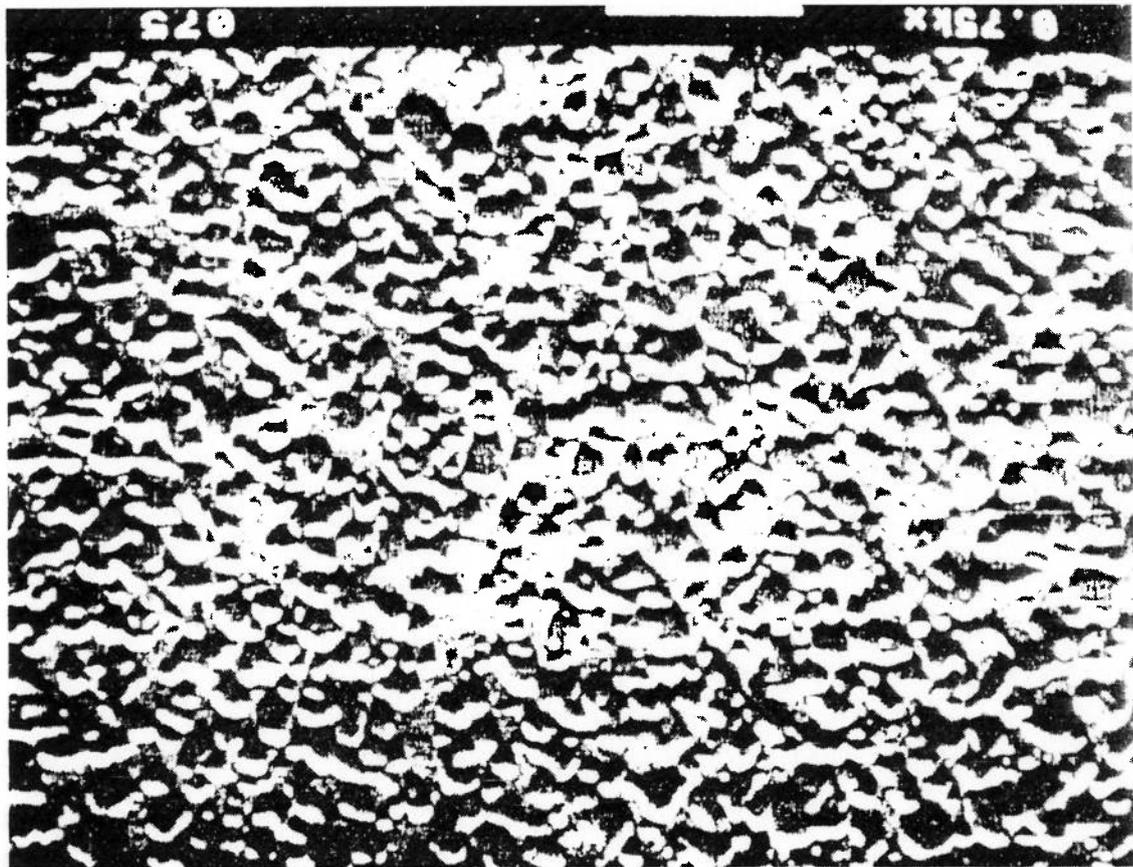


Figura 51 Micrografia de metal duro Ferro TiC

A micrografia acima corresponde às seguintes características:

Aumento: 750 x

Dureza: 69 HRC

Composição: TiC = 34,5% Cr = 6,5% Mo = 2,0%

C = 0,85% Fe = 56,15%

Densidade: 6,45 gr/cm³

PROCESSO HIP (HOT ISOSTATIC PRESSING)

Este processo foi desenvolvido para solucionar a dificuldade em se produzir peças de grandes dimensões, pelos seguintes motivos:

- Limite da capacidade de prensagem das prensas hidráulicas convencionais, em função das áreas a serem prensadas.
- Alto custo do ferramental de prensagem e pequena quantidade de peças a ser produzida.
- Deformação excessiva das peças durante o processo de sinterização, ocasionando grandes perdas ou altos custos de usinagem para recuperar as peças.

Os estágios do processo HIP são os seguintes:

- Mistura de pós (Atritor)
- Secagem a vácuo
- Peneiramento
- HIP
- Recozimento
- Usinagem
- Tratamento Térmico

O pó (isento de aglutinante orgânico) sofre uma prensagem preliminar, sendo a seguir colocado em um recipiente (Figura 52) de aço baixo Carbono. Efetua-se vácuo a fim de remover todo o ar e vapor d'água (livre e adsorvido) evitando a formação de óxidos e nitretos que diminuem a resistência do Ferro TiC sinterizado.

A sinterização se processa entre 1200°C e 1400°C e a pressão de sinterização entre 1000 e 3000 bar. O tempo de permanência na temperatura de sinterização varia de uma a quatro horas.

Após a sinterização, efetua-se o recozimento, removendo-se a seguir o recipiente de aço por usinagem.

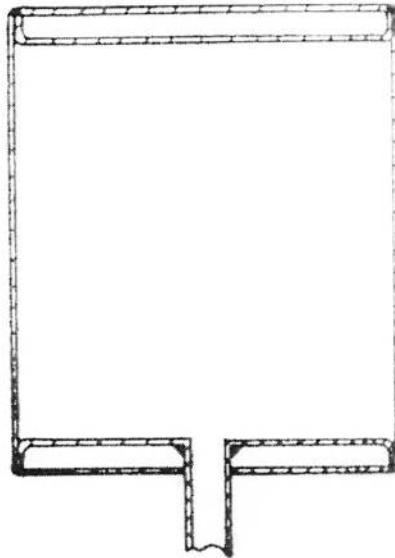


Figura 52 Recipiente para sinterização HIP de metal duro Ferro TiC

Metal duro é o mais importante material empregado em ferramentas de usinagem, na indústria moderna. Vários tipos são igualmente utilizados em matrizes de conformação, principalmente de estiramento e trefilação, em ferramentas de percussão, em peças resistentes ao desgaste, em componentes de matrizes para metalurgia do pó e aplicações semelhantes.

O metal duro é um produto típico da metalurgia do pó, ou seja, é fabricado a partir de pós metálicos e suas ligas, reduzidos ao estado de pó, os quais, depois de convenientemente misturados são compactados em matrizes adequadas e em prensas especiais e submetidos à operação de sinterização, de modo a adquirir a estrutura e as propriedades necessárias ao seu emprego.

Basicamente, o metal duro é formado por dois constituintes:

CARBONETOS EXTREMAMENTE Duros

Carbonetos com alta resistência ao desgaste, o carboneto básico é o de tungstênio - WC - só ou associado a outros carbonetos - TiC e TaC (NbC). Tais carbonetos são responsáveis pela alta dureza que caracteriza o metal duro, seja à temperatura ambiente ou a altas temperaturas, e pela sua resistência ao desgaste.

O tungstênio é extraído da volframita (tungstato de ferro e manganês) ou xelita (tungstato de cálcio) o quais são tratados quimicamente e transformados a trióxido de tungstênio WO_3 , que, por redução em hidrogênio, passa a tungstênio puro na forma de pó.

ELEMENTO AGLOMERANTE

- O cobalto - cuja função é aglomerar, durante a sinterização, as partículas de carbonetos sendo, em consequência, responsável pela tenacidade do material.

A sinterização dos compactados ou pastilhas comprimidas é feita sob a

ação protetora de hidrogênio ou sob vácuo, a temperaturas que variam de 1400° a 1600°C, dependendo do tipo da mistura. As temperaturas mais baixas são usadas para misturas mais simples, constituídas apenas de WC mais Co, enquanto as mais elevadas são destinadas às misturas contendo outros carbonetos, além do tungstênio.

Admite-se que, durante a sinterização das misturas WC mais Co forma-se uma fase líquida a 1350°C. Origina-se então uma solução de parte do WC em Co. No resfriamento, o WC dissolvido segrega-se e deposita-se sobre as partículas de WC não dissolvido; a máxima quantidade de WC dissolvido no cobalto é 38%, mediante uma sinterização muito prolongada. A temperatura ambiente, somente mantêm-se dissolvido no Co 1% de WC. Isso leva a admitir que a precipitação do WC durante o resfriamento é essencial para conferir ao material os característicos desejados.

CARACTERÍSTICAS GERAIS DO METAL DURO

As propriedades fundamentais do metal duro são:

DUREZA

Tanto à temperatura ambiente como a temperaturas elevadas

RESISTÊNCIA À RUPTURA TRANSVERSAL,

Característica esta que se utiliza para avaliar sua tenacidade.

Costuma-se também controlar sua densidade, porosidade e microestrutura.

Tabela 17 COMPOSIÇÃO QUÍMICA E CARACTERÍSTICAS FÍSICAS PRINCIPAIS DE METAL DURO SEGUNDO A NORMA ISO E SUAS APLICAÇÕES.(*)

Composição %	WC	Co	Densidade g/cm ³	Dureza Rockwell A	Resistência à ruptura Transversal Kg/mm ²	Resistência à Compressão Kg/mm ²	Módulo de elasticidade Kg/mm ²	Campos de Aplicação (Grupos)	Composição	
									WC	Co
100	-	15,7	92-94	30,1-49,7	298	71.750				
97	3	15,1-15,2	90-93	99,4 -119,0	586	66.500				
95,5	4,5	14,8-15,0	90-92	123,9-139,3	577	63.700				
94 a 94,5	5,5 a 6	14,8-15,0	90-91	158,9-180,2	497	61.600				
#	#	#	#	#	#	#				
94 a 94,5	5,5 a 6	14,8-15,0	91-92	139,3-158,0	558	62.650				
##	##	##	##	##	##	##				
91	9	14,5-14,7	89-91	149,1-189,0	477	58.800				
90	10	14,3-14,5	88,5-90,5	154,8-193,9	467	58.100				
89	11	14,0-14,3	88-90	158,9-198,8	457	57.400				
87	13	14,0-14,2	87-89	168,7-208,6	437	55.300				
85	15	13,8-14,0	86-88	179,2-218,4	388	54.600				

Fase WC com Granulação Grosseira
Fase de WC com Granulação Fina

Tabela 18 PRINCIPAIS APLICAÇÕES DE METAL DURO(*)

GRUPO	APLICAÇÃO
1	Usinagem de materiais não-metálicos como cerâmica, eletrodos de grafita etc. Usinagem de ferro fundido e metais não-ferrosos. Matrizes para estampagem a quente.
2	Usinagem de ferro fundido, de metais e ligas não-ferrosos, materiais plásticos e sintéticos. As classes com granulação mais fina são usadas na usinagem de ferro fundido coquilhado, maleável, aço de alta resistência à tração, vidro, porcelana, pedras etc. Aplicam-se também em partes de instrumentos de medição, matrizes de estiramento etc.
3	Usinagem de madeira, resinas sintéticas, peças centrífugas, desbaste de latão e bronze. Ferramentas de percussão e partes para resistir ao desgaste; matrizes de estiramento, estampagem etc.
4	Peças para resistir ao desgaste exigindo alta tenacidade, como ferra-mentas para corte e estampagem, matrizes para forjamento rotativo etc.

Tabela 19 COMPOSIÇÃO QUÍMICA, CARACTERÍSTICAS FÍSICAS E PRINCIPAIS APLICAÇÕES DO METAL DURO, PARA DEFORMAÇÃO E CORTE A FRIO, QUE NÃO CONSTAM NA NORMA ISO

Composição %	WC		Densidade g/cm ³	Dureza Rockwell A	Resistência à Transversal Ruptura N/mm ²	Campos de Aplicação
	Co	Cr				
90 ##	10	14,51	89,8	3100	Material de baixa resistência ao impacto e boa ao desgaste, é utilizada para punções de corte, dobra e repuxo, talhadeiras e tesouras rotativas para corte de folhas de fiandres, feiras para refinação de tubos e/ou barras, cilindros de laminação a frio de materiais metálicos (deformáveis a frio), revestimento para painéis de moagem, etc...	
85 ##	15	13,98	87,7	3100	Material de média resistência ao impacto e ao desgaste que além de ter as mesmas aplicações que o material acima é também utilizada para estampagem a frio de parafusos em reduções de pouca solicitação da ferramenta.	
75 ##	25	13,09	83,6	3000	Material com muita resistência ao impacto e baixa ao desgaste, é utilizada para estampagem a frio de porcas, parafusos, facas e bucha de corte; corte, dobra e repuxo de materiais que exigem maior solicitação da ferramenta, matrizes segmentada de perfil interno sextavado ou quadrado. Em alguns casos pode ser utilizada para estampagem a quente.	
70 #	30	12,65	81	2600	Material com excelente resistência ao impacto e baixíssima ao desgaste, é utilizada para estampagem a frio de porcas, parafusos quando há grande solicitação da ferramenta como também para estampagem de esteras e roletes para rolamentos, utilizada também para estampagem a quente.	
91,5 #	8,5	14,65	88,5	2800	Material com baixa resistência ao impacto, utilizado para trabalhos a quente que requer resistência ao desgaste.	

Fase WC com Granulação Grosseira
Fase de WC com Granulação Fina

Tabela 20 COMPOSIÇÃO QUÍMICA, CARACTERÍSTICAS FÍSICAS E PRINCIPAIS APLICAÇÕES DO METAL DURO, COM FASE DE WC DE GRANULÇÃO EXTRA GROSSA

Estas composições e granulometrias são utilizadas em laminação de ferro para construção e fio máquina na siderurgia, não constando na norma ISO

Composição %	WC	Co	Densidade g/cm ³	Dureza A Rockwell	Resistência à rupura Transversal N/mm ² (Valores médios orientativos)	Campos de Aplicação
		15	14,00	84	3300	Material de boa resistência ao desgaste e boa tenacidade, é indicada para os discos das cadeiras intermediárias e acabadoras do trem de fio máquina. Utiliza-se também, alternativamente, para laminar chapa a frio.
		20	13,75	83	3200	Material com alta tenacidade e boa resistência ao choque térmico, indicada para os discos utilizados nas duas primeiras cadeiras do trem de fio máquina, em trens com velocidade elevada ou grandes reduções das cadeiras intermediárias e acabadoras para reduzir os riscos de quebra
		23	13,30	82	3100	Material com excelente tenacidade e resistência ao choque térmico, a sua aplicação é a mesma do material acima.
		30	12,73	80	2800	Material com excelente tenacidade e resistência ao choque térmico, é utilizado para confeccionar discos entalhados para laminar ferro de construção.

Tabela 21 PRINCIPAIS FABRICANTES DE METAL DURO NO BRASIL - COMPOSIÇÃO QUÍMICA E CARACTERÍSTICAS FÍSICAS PRINCIPAIS

BRASSINTER	DURIT	DIN	ISO	ASA	WC	Co	Ta(Nb)C	TiC	RESISTÊNCIA A RUPÇÃO	DENSIDADE	DUREZA	HV
				%	%	%	%	%	Kgf / mm ²	g/cm ³		
B05R					x	5	X	x	x	14,73	92,5	
B10B					89,6	10	0,4		240	14,48	91,5	1525
B10C	GD20	G20	C11		90	10			310	14,51	89,8	1300
B11C					89	11			320	14,40	89,2	1400
B11E					89	11			280	14,40	88,6	1323
B15C	GD30	G30	K40	C12	85	15			310	13,98	87,7	1150
B16F					84	16			320	13,92	86,1	1030
B16G					84	16			300	13,92	85,4	1010
B18H					82	18			300	13,70	84,0	820
B20C	GD40	G40	C13		80	20			290	13,48	85,8	1004
B25E	GD50	G50	C14		75	25			300	13,09	83,6	789
B25M		P25			68	10	15,5	6,5	200	12,58	91,4	1500
B30G	GD60	G60			70	30			260	12,65	81,0	695
B85G					91,5	8,5			280	14,65	88,5	1240
BA52		P50			76	11,5	8	4,5	225	12,90	90,4	1400
BA53		P40	C5		79,4	11,3	3,9	5,4	220	12,87	90,4	1400
BA55		P30	G5A		79,9	8,5	2,1	9,5	195	12,25	91,5	1525
BA60		P20	C6		81	6,5		12,5	175	11,86	92,2	1625
BA70		P10	C7		56,3	9,5	15,2	19	170	10,18	92,2	1625
BA80		P05	C8		70,6	5,0	12,4	12	155	11,70	93,0	1750
BF11		K30	C10		92,0	8,0			220	14,67	90,5	1415
BF20	GD10	G10	K20	C10	94,0	6,0			215	14,90	91,3	1500
BF23		K15			84,5	7,5		8	205	12,71	92,2	1625
BF30		K10	C9		93,6	6,0	0,4		200	14,85	92,7	1700
BF35		K05			94,6	3,5	1,9		170	15,05	93,3	1800
BF41	GD05	G05	K01	C9	96	3	1		155	15,16	93,3	1800
BG26		M20			85	6	6	3	190	13,88	91,4	1500
BG31		M10			84,6	5	2,4	6	170	12,82	93,0	1750

DEFEITOS NA FABRICAÇÃO DO METAL DURO.

O metal duro pode apresentar problemas em sua microestrutura.

Seguem abaixo alguns destes principais problemas, suas possíveis causas, consequências e soluções.

TRINCAS E POROSIDADE

Causas:

- Matéria-prima contaminada;
- Gases presentes no pó;
- Trituração e homogeneização insuficiente do WC;
- Prensagem deficiente;
- Controle deficiente da temperatura de sinterização;
- Teor muito baixo de ligante.

Soluções:

Controle rigoroso no processo de armazenagem e produção do pó e, no caso de porosidade, sinterizar em fornos H.I.P. que consistem em injetar um gás inerte no forno, após atingir a temperatura de sinterização, com altíssima pressão para eliminá-las.

LAGOS DE COBALTO

Causas:

Homogeneização insuficiente da mistura WcxCo.

Soluções:

Controle rigoroso do processo de mistura da matéria-prima antes da prensagem.

FASE ETA ($\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$)

Causas:

Falta de carbono no WC.

Consequências:

Torna o metal duro extremamente quebradiço e dependendo da aplicação da ferramenta esta quebra prematuramente.

Soluções:

Controle do percentual estequiométrico de carbono no WC, que deverá ser de 6.12%.

CARBONO LIVRE

Causas:

Excesso de C no WC

Consequências:

Dá origem a porosidade no material, ocasionando marcas indesejadas no produto processado.

Soluções:

Controle do percentual estequiométrico de carbono no WC, que deverá ser de 6,12%. O carbono não combinado não pode exceder a 0,04% do carbono total.

MÉTODOS PARA USINAR O METAL DURO

O metal duro, devido às suas propriedades mecânicas, na maioria das classes só é usinável por processo de retificação com rebolos de diamante sintético ou por eletro erosão.

No processo de retificação, existem no mercado rebolos de ligas resíndes, metálicas e galvânicas.

Os rebolos de liga galvânica tem seu corpo feito em aço (1020/1045 ou aço pata) com sua superfície coberta com uma camada de diamante. Para cada grau de acabamento que se deseja, existe uma granulometria específica deste diamante:

D151----- 0.50 a 0.85 microns Ra;
D126----- 0.25 a 0.60 microns Ra;
D91----- 0.15 a 0.45 microns Ra;
D46----- 0.05 a 0.15 microns Ra.

A aplicação deste tipo de rebolo destina-se às peças com furos que contêm reduções, perfis côncavos, convexos e que, devido à camada, é necessário que seja construído seu perfil considerando a espessura da mesma. Para cada tamanho de grão deve-se considerar uma determinada camada:

D151----- camada de 0.20mm;
D126----- camada de 0.15mm;
D91----- camada de 0.12mm;
D46----- camada de 0.07mm.

Exemplo: para retificarmos um perfil côncavo externo, de raio 10mm com um rebolo com diamante D126 devemos confeccioná-lo com um raio de 9.85mm, pois após a deposição do diamante o mesmo ficará com o raio especificado.

Dados técnicos dos rebolos resínde e metálico são disponíveis nos catálogos

dos fabricantes.

No processo de eletroerosão existem dois métodos, sendo por corte a fio e por penetração. No método por penetração, utilizam-se eletrodos de cobre eletrolítico (ou tungstenado) que são construídos de acordo com o perfil que se deseja obter.

Nas classes com alto teor de cobalto e granulometria grossa e extragrossa há condição de tornear e ou furar através de ferramentas com pontas de metal duro.

Para conseguir um acabamento polido nas peças de metal duro, acabamento este que deve ter todas a ferramentas destinadas a conformação a frio pelo processo de extrusão e estampagem, são utilizadas pastas de diamante com granulometria que se diferencia de acordo com o grau de polimento que se deseja atingir.

Tabela 22 RESISTÊNCIA A CORROSÃO DO WC SINTERIZADO EM CO

PRODUTO QUIMICO	SÍMBOLO	PERCENTUAL DE CONCENTRAÇÃO POR PESO	TEMPERATURA °C	PH	WC+NI	WC+Co
Acido Acético	CH ₃ COOH	5	TA	2.2	B	C
Acetona	(CH ₃) ₂ CO	100	TA		A	A
Amônia	NH ₃	5	TA	12	A	A
Acido Cítrico	C ₆ H ₄ (OH)(COOH) ₃	5	TA	1.7	A	C
Acido Cítrico	C ₆ H ₄ (OH)(COOH) ₃	5	60	1.7	B	D
Solução de Sulfato de Cobre	CuSO ₄	0,01	TA	6	A	C
Solução de Sulfato de Cobre	CuSO ₄	0,01	70	6	A	D
Etanol	C ₂ H ₅ OH	96	TA	-	A	A
Etileno Glicol	HOCH ₂ CH ₂ OH	99	TA	-	A	A
Acido Fórmico	HCOOH	5	TA	1.8	C	C
Acido Fórmico	HCOOH	5	60	1.8	-	A
Acido Clorídrico	HCl	0,5	TA	1	C	D
Acido Clorídrico	HCl	0,5	60	1	D	D
Acido Clorídrico	HCl	10	TA	0	D	D
Acido Hidrofluorídrico	HF	10	TA	1.2	-	D
Acido Hidrofluorídrico + ar	HF + ar	10	TA	1.2	-	D
Parafina	-	-	TA	-	A	A
Acido Nítrico	HNO ₃	0,5	TA	1.1	C	D
Acido Nítrico	HNO ₃	10	TA	0	C	D
Acido Oxálico	(COOH) ₂ ·2H ₂ O	5	TA	1	A	A-B
Acido Oxálico	(COOH) ₂ ·2H ₂ O	5	60	1	-	B-C
Acido Perclorico	HClO ₄	0,5	TA	1.3	C	C-D
Acido Perclorico	HClO ₄	0,5	60	1.3	D	D
Acido Fosforico	H ₃ PO ₄	5	TA	1.2	C	D
Carbonato de Sódio	Na ₂ CO ₃	5	TA	12	A	A
Carbonato de Sódio	Na ₂ CO ₃	5	60	12	A	A
Cloreto de Sódio	NaCl	3	TA	7	A	A-B
Cloreto de Sódio	NaCl	3	60	7	A	A-B
Sulfato Acido de Sódio	NaHSO ₄	5	TA	1.2	A-B	C-D
Sulfato Acido de Sódio	NaHSO ₄	5	60	1.2	C-D	D
Hidróxido de Sódio	NaOH	5	TA	14	A	A
Hidróxido de Sódio	NaOH	5	60	14	A	B
Hidróxido de Sódio	NaOH	40	TA	16	A	A

Hidróxido de Sódio	NaOH	40	60	16	A	A
Ácido Sulfúrico	H ₂ SO ₄	0,5	TA	1,2	B-C	C-D
Ácido Sulfúrico	H ₂ SO ₄	0,5	60	1,2	D	D
Ácido Sulfúrico	H ₂ SO ₄	10	TA	0	D	D
Ácido Sulfúrico	H ₂ SO ₄	10	60	0	-	D
Enxofre Líquido	S	100	130	-	-	A
Água	H ₂ O	-	60	7	A	A

Legenda: A=Altamente Resistente; B=Resistente; C=Resistência deficiente; D=Não Resistente; TA=Temp. ambiente

Kennametal, que fabrica os êmbolos sintetizados de carboneto e os fornece semi-acabados para a Mc Cartney, afirma em seu catálogo que a presença de poros e discontinuidades em produtos acabados tem sido sempre um problema importante na indústria de carboneto de tungstênio. Tais imperfeições afetam a resistência a ruptura transversal e a resistência a impacto do material, tendo sido causa de custosas rejeições de peças acabadas, bem como causa de custos problemas de performance das peças nos usuários.

Por estas razões, Kennametal desenvolveu, entre 1969 e 1971, um processo de prensagem isostática para fabricação de êmbolos e outras peças de alta criticidade. Este novo processo, chamado Keziz, proporciona resistência 15% maior e elimina macro porosidade e vazios vistos anteriormente.

Na análise de porosidade em carboneto de tungstênio, indústria normalmente se refere somente a microporosidade conforme definida pela norma ASTM B-276-54. Esta norma especifica limites para tamanho, tipo, e frequência de vazios quando vistos com ampliação de 200 X. Os tipos de porosidade são classificados em A, B ou C conforme segue:

Tipo A – Tamanhos de porosidade aparente abaixo de 0,01mm em diâmetro

Tipo B – Tamanhos de porosidade aparente entre 0,01mm e 0,04mm em diâmetro

Tipo C – Porosidade aparente associada à presença de carbono não combinado ou carbono em excesso

Cada tipo de microporosidade é subdividido em seis categorias de acordo com a frequência. Micrografias típicas ilustram o aumento de frequência da porosidade aparente.

Kennametal afirma que para êmbolos, ASTM Tipo A-2 é considerado o padrão para porosidade. No entanto, vazios maiores isolados, na faixa de 0,20mm até 0,25mm de diâmetro eram permitidos anteriormente ao processo Keziz.

Ingersoll Rand e outros fabricantes estabelecem limites de porosidade de no máximo 8 poros não agrupados de 0,25mm de diâmetro, numa área de 100 polegadas quadradas.

O fabricante Mc Cartney executa inspeção após polimento do êmbolo. A inspeção é feita com líquido penetrante fluorescente, para localizar descon continuidades, seguida de inspeção com lente 20 X. Isto permite dimensionar os defeitos encontrados. Localização e dimensões das descon continuidades principais dentro das especificações são registradas em formulários próprios.

Foi analisada a falha do êmbolo S/N 663 na planta da Poliolefinas em 10/12/1972. As propriedades do material eram típicas do Kennametal tipo K94.

A porosidade superficial do êmbolo de acordo com os fragmentos analisados era ASTM A-1, ou melhor, e a microporosidade no núcleo da peça era ASTM B-2+. Estes níveis de porosidade eram típicos de material processado pré-Keziz.

Kenametal considera que a falha ocorreu devido a tensões térmicas na região do êmbolo adjacente ao engaxetamento do cilindro. Kennametal sugere que as tensões térmicas seriam originadas do calor gerado pelo atrito dos anéis de engaxetamento no êmbolo, e pelo posterior resfriamento local causado pela expansão do etileno de vazamento.

Seguem abaixo micrografias mostrando os grãos de carboneto de tungstênio na matriz de cobalto.

As micrografias apresentam uma distribuição de tamanho de grão não homogêneo, que é indesejável quando o material está submetido a fadiga.

As fotos mostram grãos de dimensões de 2 micra em sua maioria, mas com presença de grãos de dimensões de até 25 micra na estrutura.

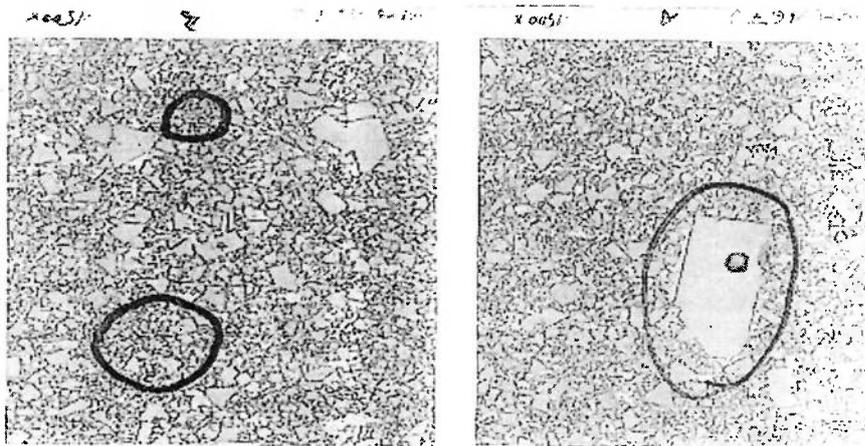
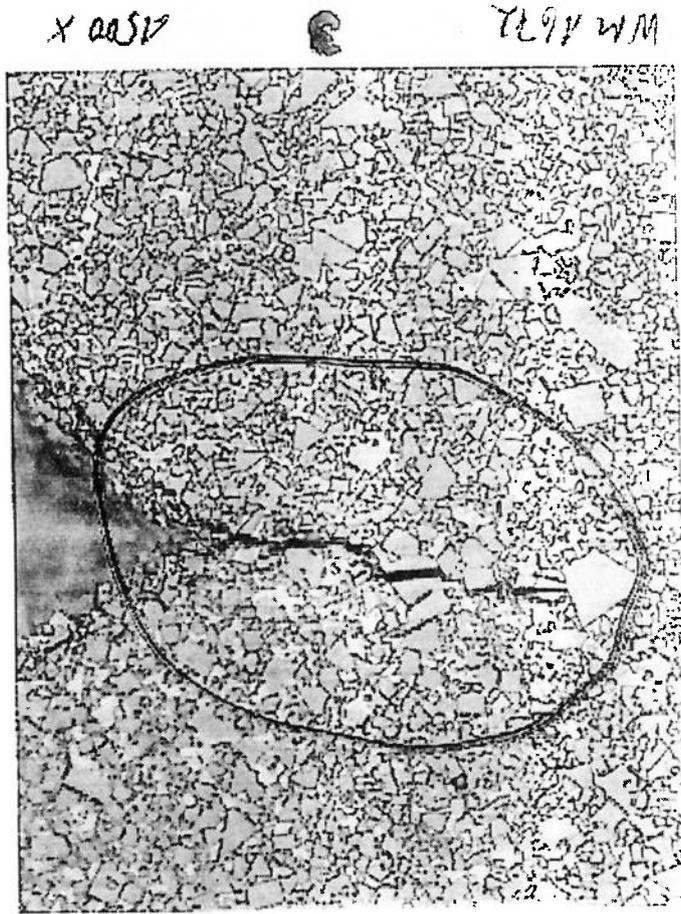


Figura 53 Micrografia mostrando distribuição de tamanho de grão heterogênea

A micrografia seguinte mostra uma trinca em metal duro de granulação não homogênea, originada a partir da impressão de marca de dureza Vickers.

A verificação do tamanho de trinca gerada nas pontas da marca de dureza é uma

Figura 54 Micrografia mostrando trinca transgranular originada a partir de marca de dureza Vickers – aumento 1500x



forma de avaliar a resistência do material numa condição de concentração de tensões. Esta concentração de tensões pode ocorrer ao redor de um defeito de usinagem ou de um defeito de sinterização, como porosidade.

A foto mostra a trinca se propagando de forma transgranular.

7.3.2 ULTRASSOM

TESTE DE ULTRASSOM DE ÊMBOLOS DE ALTA PRESSÃO PELAS TÉCNICAS DE CONTATO E IMERSÃO

O procedimento a seguir trata do exame por ultrassom de êmbolos de alta pressão semi acabados ou acabados. Este procedimento é a sistemática utilizada pelo fabricante Kennametal para inspeção após fabricação de peças novas.

DOCUMENTOS APLICÁVEIS

Normas ASTM

E114 – Feixe reto de ultrassom pulso-eco através do método de contato

E214 – Exame de ultrassom por imersão através de ondas longitudinais pulso-eco

E317 – Análise das características de performance de sistemas para teste pulso-eco sem utilização de instrumentos de medição eletrônicos.

E500 – Definições padrão de termos relacionados a exame por ultrassom

Prática recomendada ASNT

SNT-TC-1A - Prática recomendada para treinamento e certificação de operadores

EQUIPAMENTO

Equipamento para ensaio de contato

Branson 600

Transdutor de contato 5MHz, diâmetro $\frac{1}{2}$ " (13mm), tipo A106, série

S, ou equivalente

Transdutor de contato 2,5MHz, diâmetro $\frac{1}{2}$ " (13mm), tipo A106,

série S, ou equivalente

Acoplante de ultrassom tipo exosen 7 ou equivalente

Equipamento para ensaio de imersão

Refletoscópio S80 com módulo pulso / receptor PR-2, C-Scan GT-2,

amplificador gravador RA-1.

Tanque de imersão US-100 com indexador rotativo US-240, ponte

automática US-633, tubo de pesquisa US-840, manipulador US-746.

Gravador US-950D X-Y com interface via cabo.

Padrões de calibração

Ultrassom de contato – Padrão em material KZ94 com furo de fundo

plano de diâmetro 2mm, a uma distância de 152,4mm.

Feixe angular – bloco de aço tipo I I W.

Bloco para ultrassom por imersão. Material KZ94 com um furo de

fundo plano de diâmetro 1,22mm e três furos de fundo plano com

diâmetro de 0,8mm. Veja figura A.

PROCEDIMENTO DE ENSAIO

Ultrassom por contato (A Scan)

Axialmente sobre a superfície inteira de cada ponta
Radialmente, com múltiplas reflexões de fundo, defasado em 90°
para verificação de homogeneidade.
Feixe angular, utilizando sapatas de Lucite, executado em qualquer
área suspeita encontrada pelos ensaios axial ou radial.

Ultrassom por imersão (C Scan)

Varredura radial sobre 360° na superfície inteira do êmbolo, com
unidade de procura de feixe reto.
Feixe angular pelo método de deslocamento, para localizar defeitos
orientados principalmente ao longo do diâmetro externo, através de
onda de cisalhamento.

NIVEL DE ACEITAÇÃO PARA DEFEITOS INDICADOS POR ULTRASSOM

Indicação de ultrassom equivalente ou maior do que furo cilíndrico de 2mm
a ½ diâmetro do êmbolo é suficiente para rejeição.

Qualquer indicação por ultrassom deve ser dimensionada e analisada.

Defeitos na superfície devem ser localizados utilizando-se líquido
penetrante fluorescente.

Encontram-se a seguir fotografias mostrando a execução de ensaio por ultrassom de contato nos êmbolos.

Foram utilizados neste ensaio transdutores de 2MHz, 4MHz e 5MHz. Quanto maior a frequência do feixe sônico, menor é a dimensão mínima do defeito detectável pelo ensaio.

Foram utilizados cabeçotes transdutores com feixe axial (a 90° da superfície da peça) e angulares (feixe a 45° da superfície).

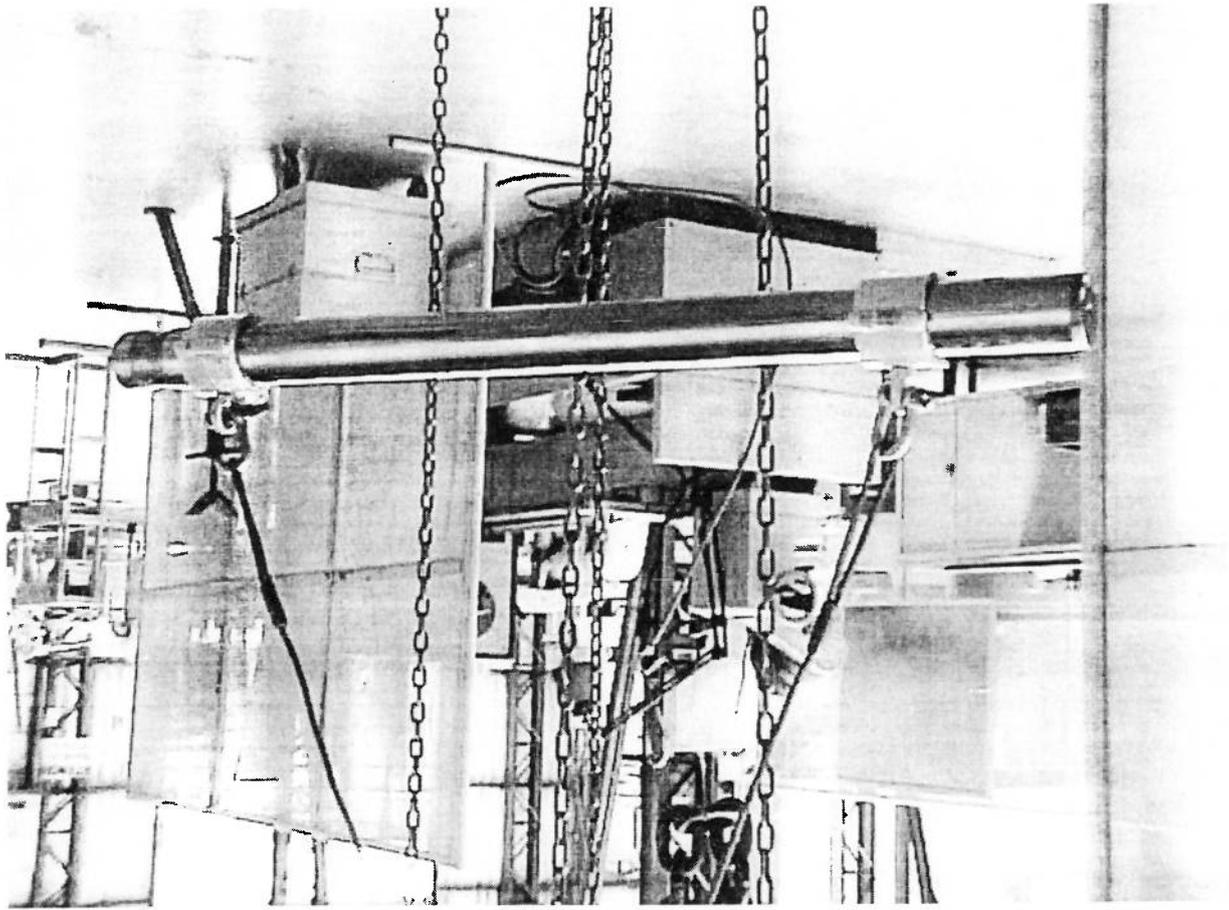


Figura 55 Vista do êmbolo sendo transportado para colocação em máquina entre pontas para execução do ensaio de ultrassom

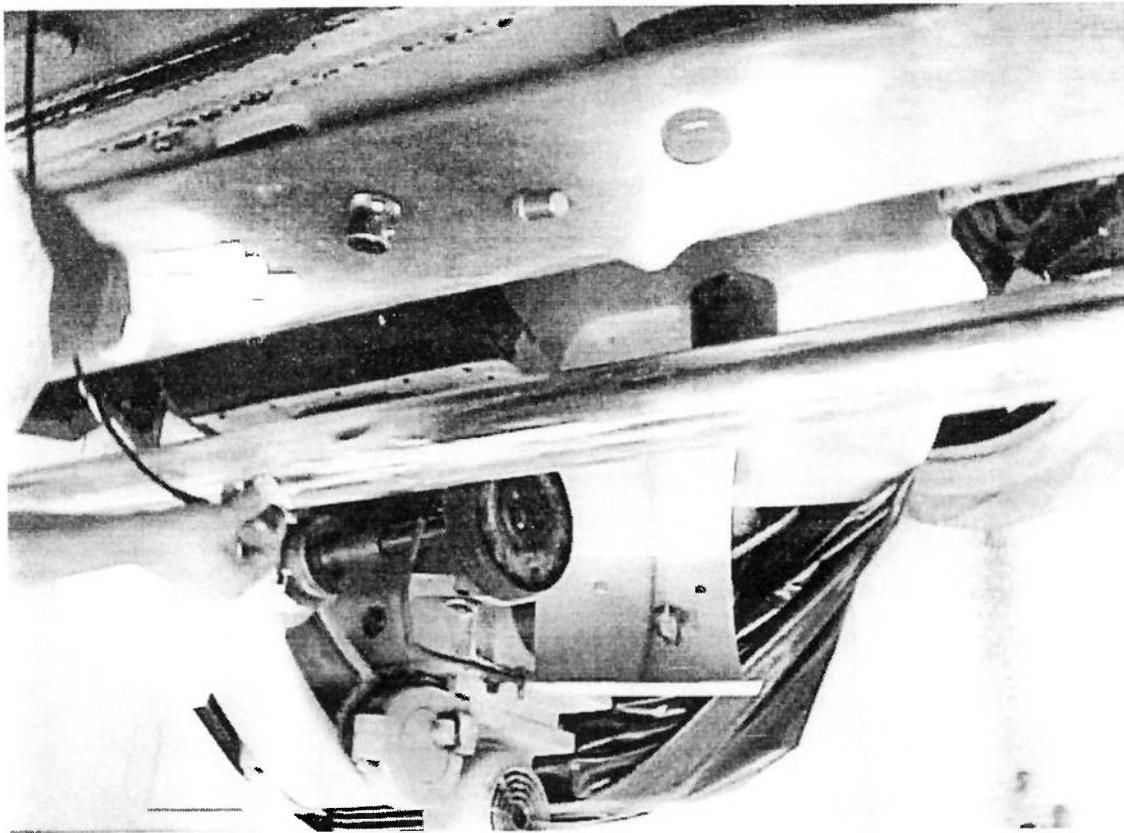


Figura 56 Fotografia mostrando inspeção por ultrassom de contato com transdutor de feixe axial (90°).

A inspeção acima visa encontrar defeitos com reflexão do feixe no sentido radial da peça.

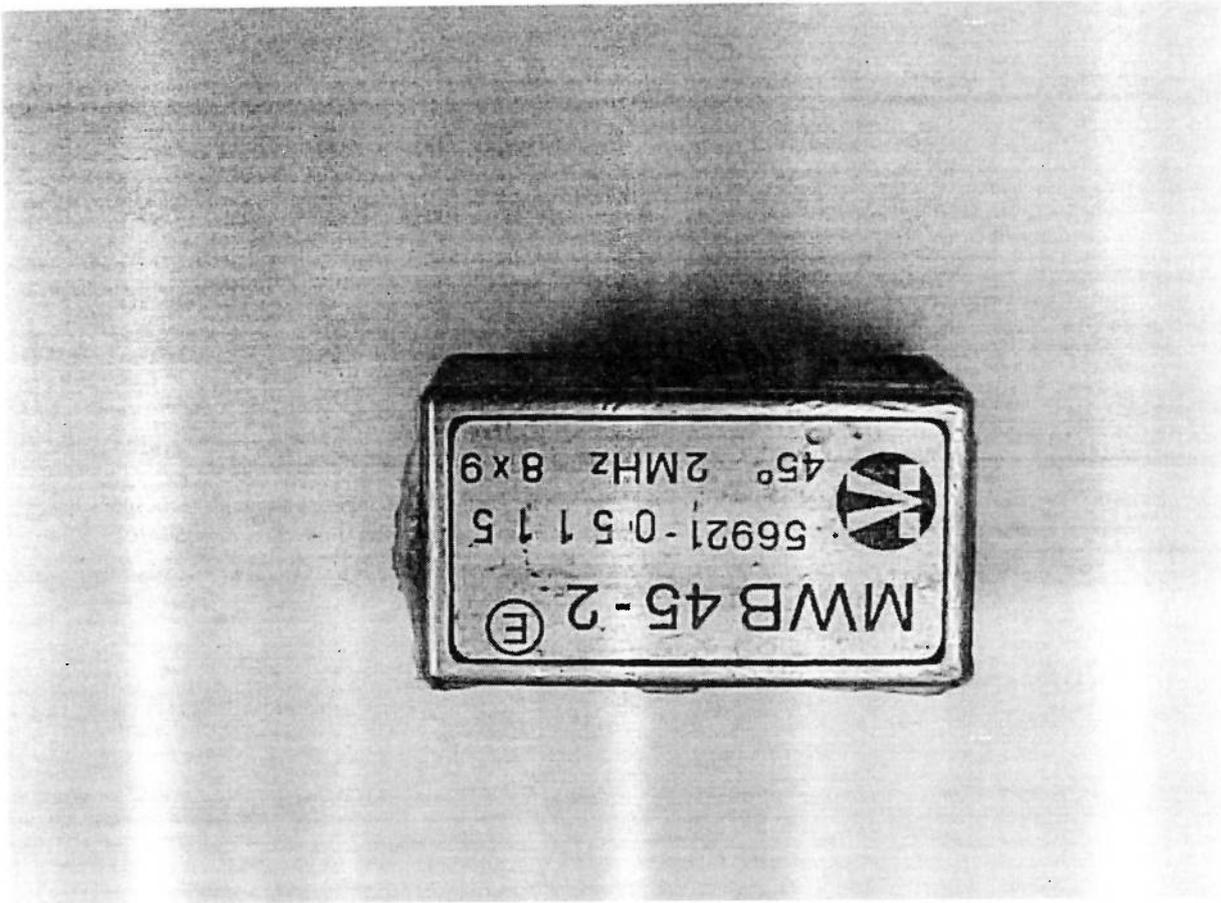
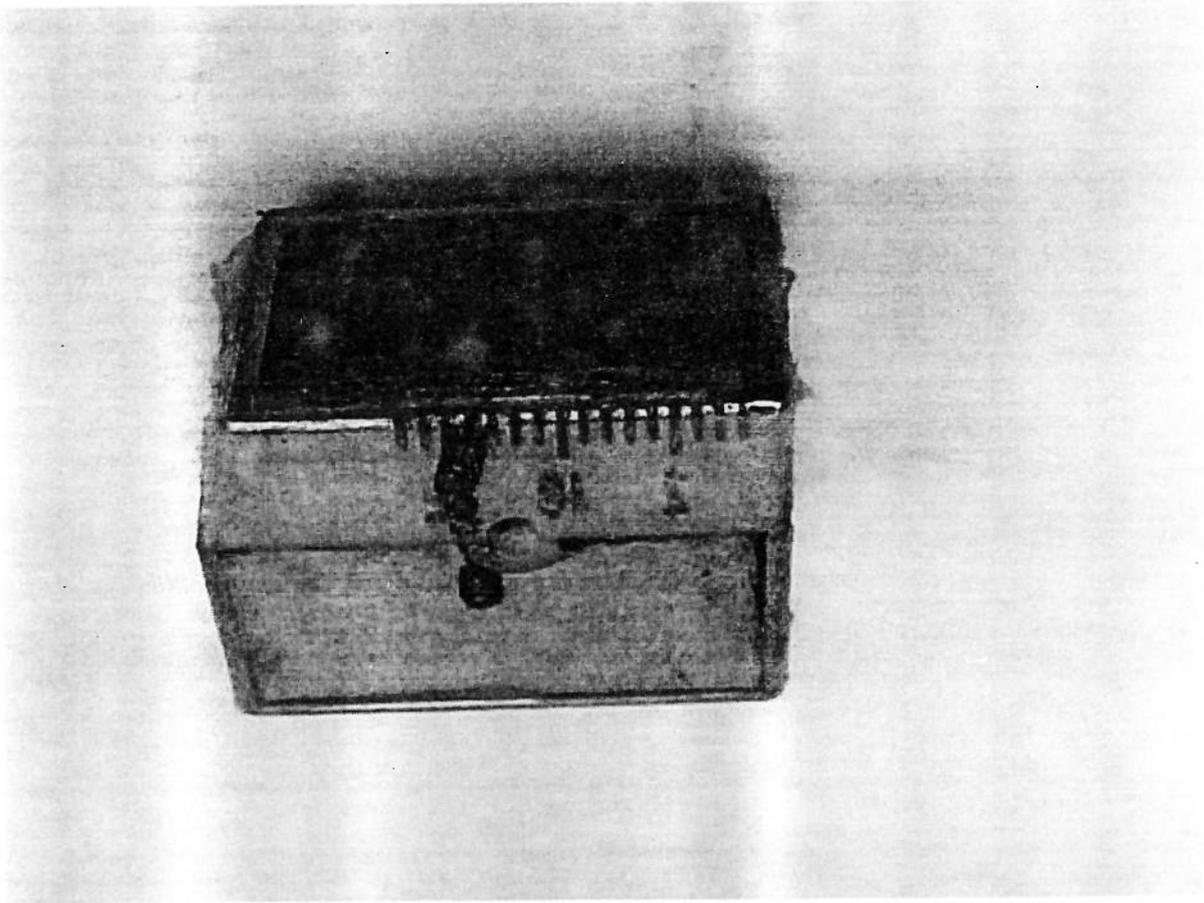


Figura 57 Fotografia de transdutor de ultrassom de feixe angular 2MHz, 45°

Figura 58 Vista lateral de transdutor de ultrassom de feixe angular 2MHz, 45°



O aparecimento na tela do instrumento de reflexões adicionais às reflexões múltiplas na superfície externa do êmbolo indicaria a presença de defeitos internos.

Figura 59 Fotografia mostrando tela do instrumento de ultrassom indicando reflexões do feixe angular 45°

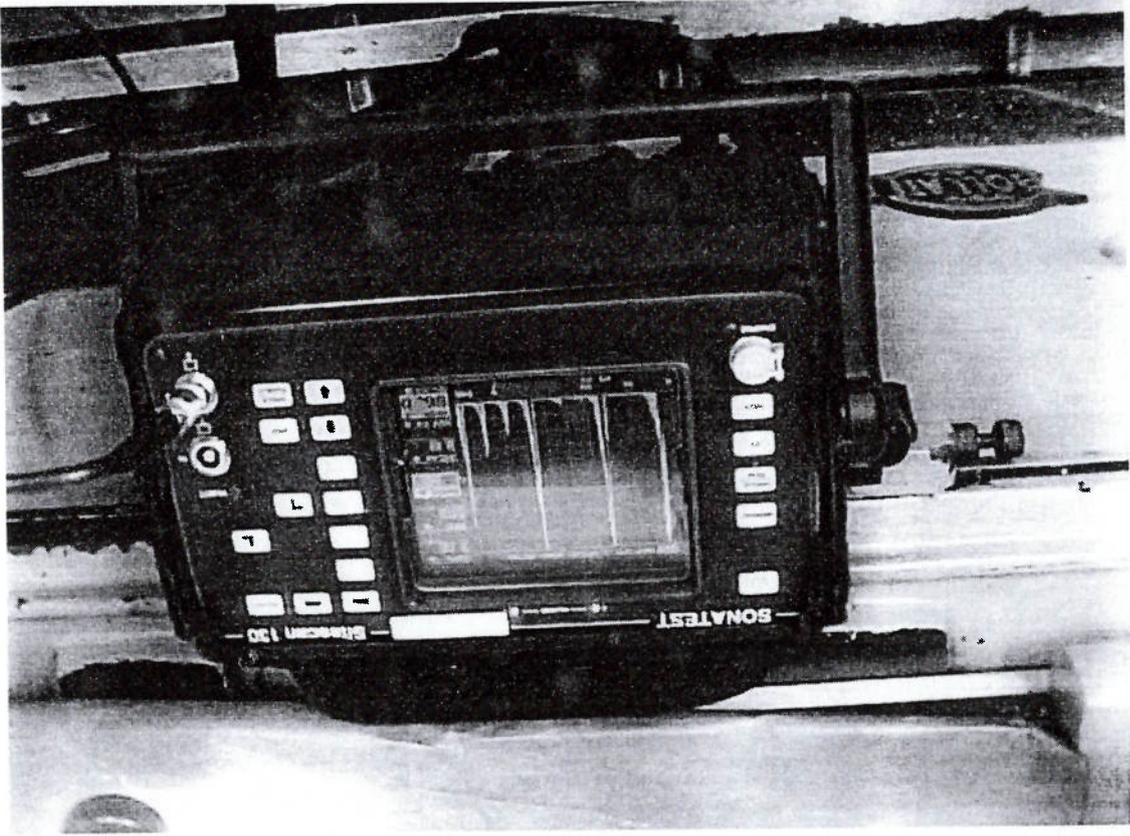
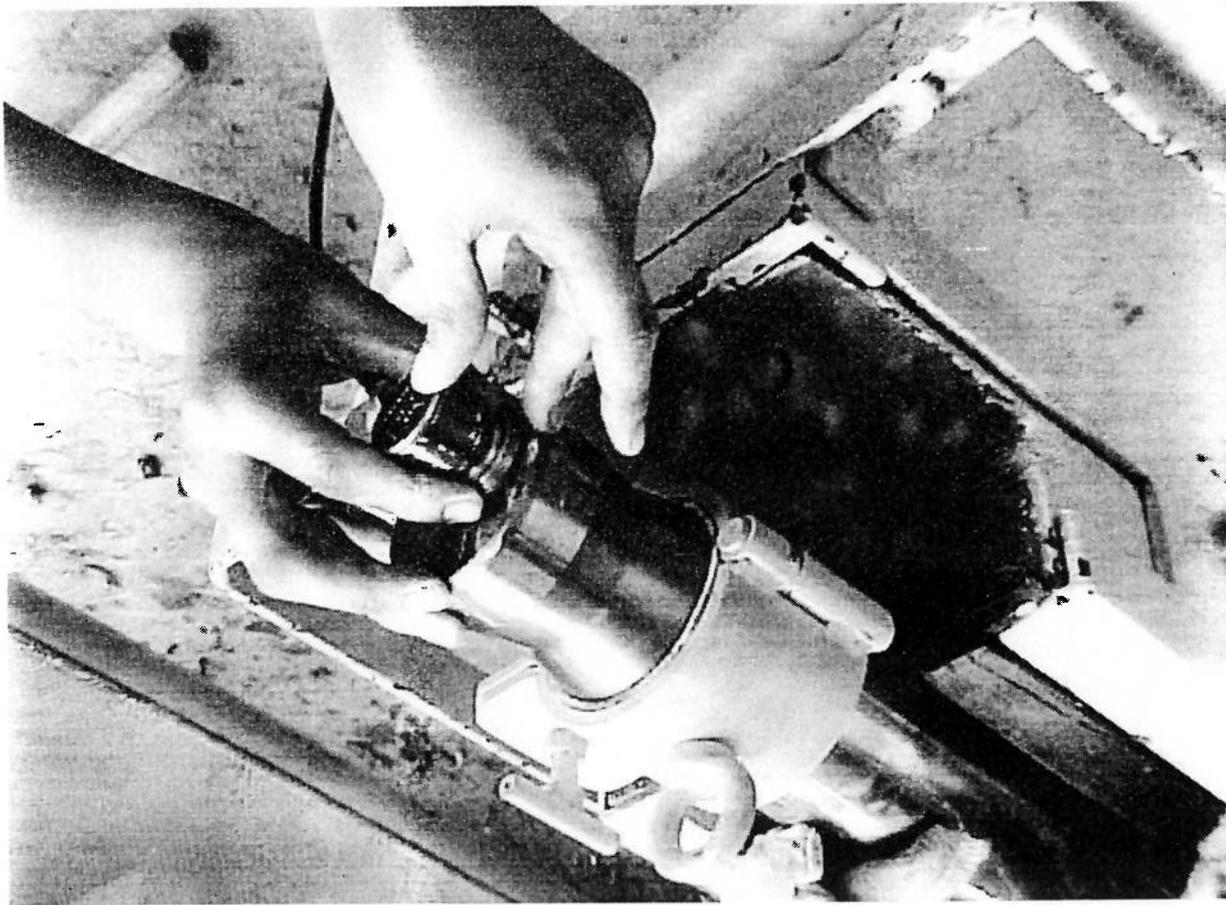


Figura 60 Fotografia mostrando posicionamento do transdutor de ultrassom SE (feixe sônico axial) para detecção de defeitos ao longo do comprimento do êmbolo



Neste ensaio com transdutor SE somente aparecem na tela os primeiros ecos referentes à reflexão durante entrada do feixe sônico na peça.
Se aparecesse algum outro eco após a entrada do feixe sônico, seria indicativo de um defeito na peça.

Figura 61 Fotografia mostrando tela do instrumento de ultrassom durante ensaio com o sensor SE na posição da Figura 60

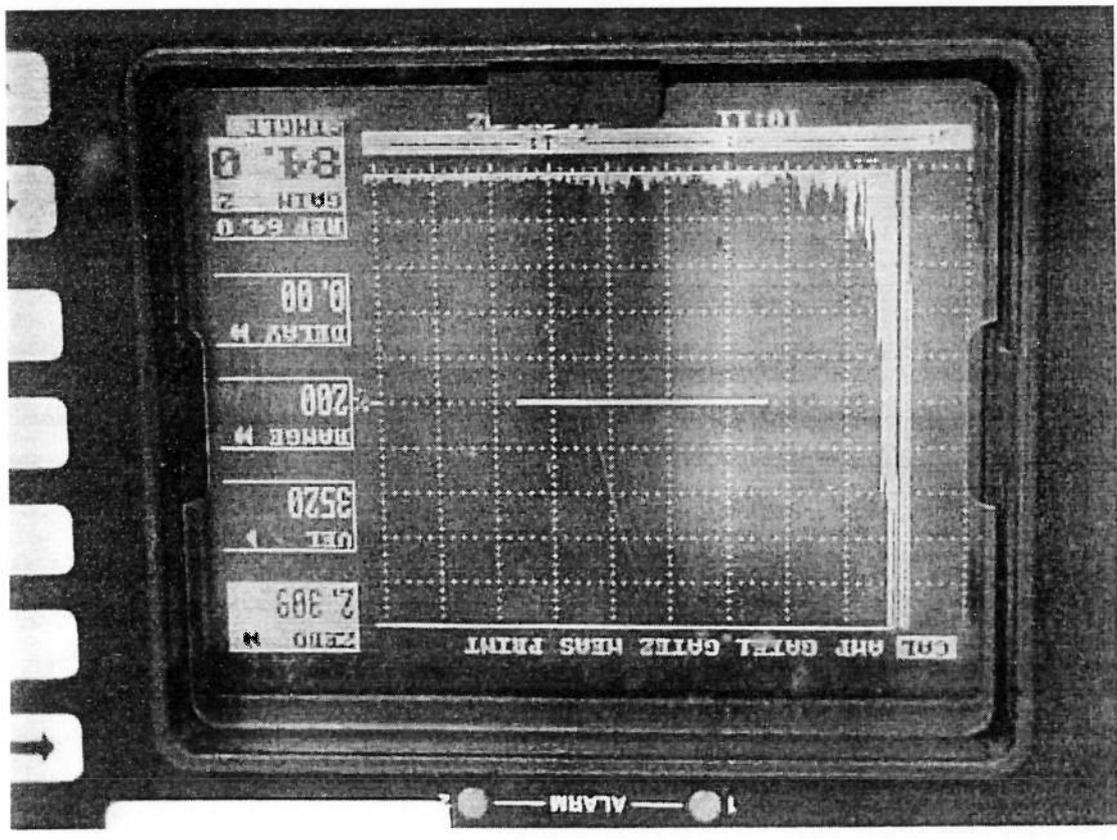


Tabela 23 Resultados do exame de ultrassom por contato

RELATÓRIO DE ENSAIO POR ULTRA-SOM
 ultrasonic examination report
 DATA: 04/03/2002
 CERTIFICADO OPP 01/2002
 FOLHA: 01 de 01

CLIENTE: POLIETILENOS UNIÃO S.A.	FABRICANTE: TRIBO HARTMETAL	DESCRÇÃO DO EMBOLO AP DO COMP DE ALTA PRESSÃO	Nº DO MODELO: FABRICADA EM DEZEMBRO 2001	MATERIAL: CARBONETO DE TUNGSTÊNIO SINTERIZADO EM COBALTO	ESTADO DA SUPERFÍCIE: ESPELHADA	TIP. DE EQUIPAMENTO: SONATEST SITESCAN 130	MEIO DE ACOPLAMENTO: SONATEST	CABECOTE UTILIZADO	MODELO: POSIÇÃO DE FABRICANTE: DIMENSÃO: 25	INSPEÇÃO: GANHO DE 70/82 dB	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
				QUANTIDADE: 01 PEÇA	TRATAMENTO TÉRMICO: -		DE VASELINA	PROCEDIMENTO UTILIZADO: INTERNO PU	POSICÃO DE FABRICANTE: SONATEST	INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
				CORRID: -					FACE 1 SONATEST	INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
									FACE 2 SONATEST	INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
									FACE 1 SONATEST	INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
									FACE 2 SONATEST	INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
										INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
										INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
										INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB
										INSPEÇÃO: SENSIBILIDADE: 25	ATENUAÇÃO SÔNICA: 70/82 dB

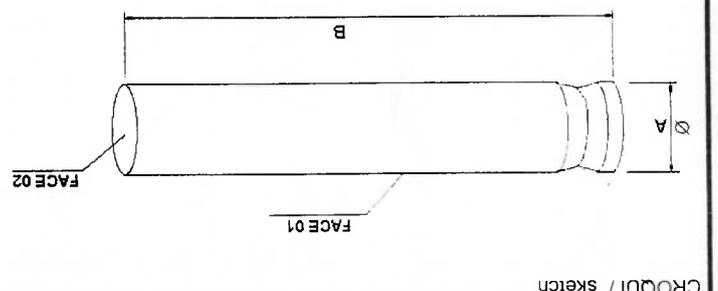
Nº DA PEÇA	DESCONT. REF. DISTÂNCIA	X			Nº DISCONTINUIDADE	COMPRIME NTO (mm)	PROFUNDID O DE (mm)	POSICÃO DE ENSAIO	CABECOTE	GA	GV	AMPLI T. (dB)	nº Avaliação
		Y	Z	DA									
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

ITEM	QTDE	MEDIDAS (mm)		
		A	B	1200
01	01	75		

♦ A peça apresentou uma região com peduenas indicações, só detectadas com o cabeçote angular com amplitude muito baixa próximo do ruído apresentada pela peça. Localização das indicações é de aproximadamente 500 mm do lado do eixo com o chanfro na superfície. Executei a varredura com o cabeçote SE nesta região e não confirmei nenhuma indicação. Devido as respostas na tela foi interpretado como indicação de estrutura metalúrgica.

170

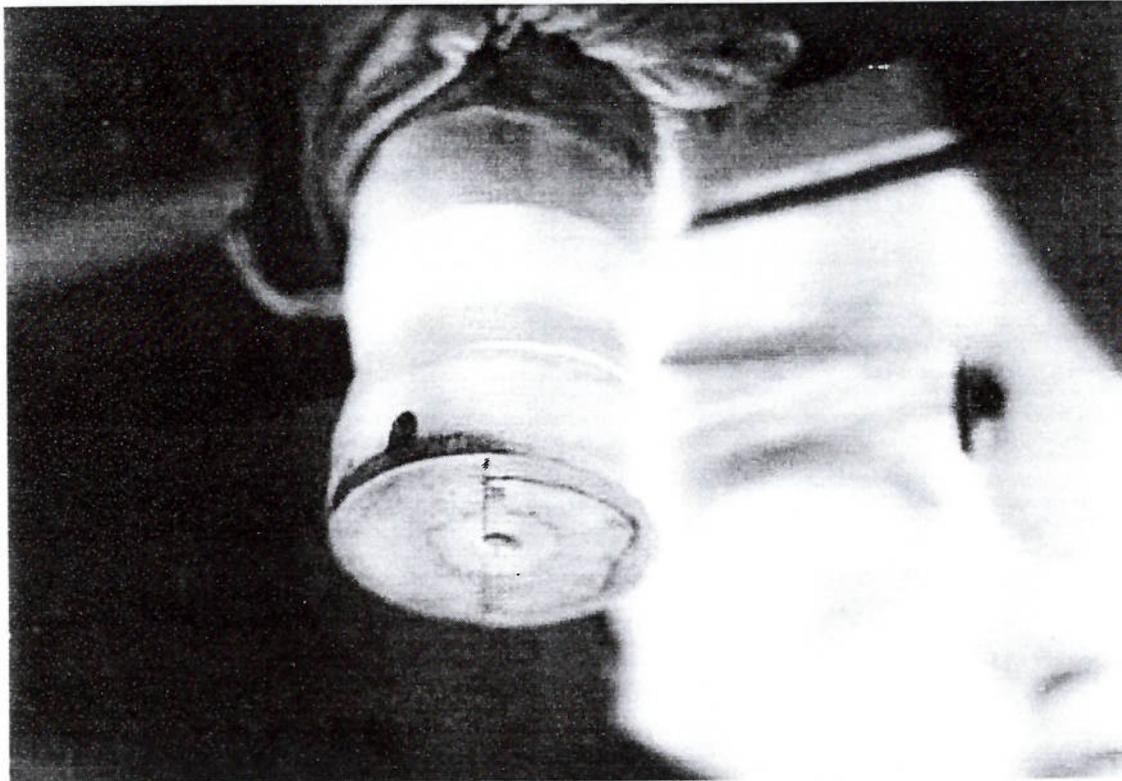
- ♦ Aconselha-se executar uma varredura adicional com o cabeçote de ondas superficiais
- ♦ Não foram detectadas indicações interpretadas como descontinuidade.



7.3.3 LÍQUIDO PENETRANTE FLUORESCENTE

Recomenda-se a execução de ensaio por líquido penetrante fluorescente toda vez que o êmbolo for desmontado do compressor, durante revisão dos cilindros. Esta inspeção é importante especialmente quando a vida das peças for superior a 30.000 horas.

Figura 62 Fotografia mostrando trinca revelada através de ensaio por líquido penetrante fluorescente



7.4 RECOMENDAÇÕES PARA PREVENIR FALHA DE ÊMBOS

7.4.1 RECOMENDAÇÕES EM RELAÇÃO À MONTAGEM NO HIPERCOMPRESSOR

- Garantir que a porca de fixação do êmbolo esteja corretamente apertada, evitando afrouxamento do êmbolo em serviço
- As superfícies da rótula de fixação do êmbolo devem estar lapidadas e sem quaisquer marcas de atrito
- O êmbolo e os anéis cónicos de fixação não podem ser montados com marcas provenientes de atrito (fretting)
- O desalinhamento de montagem do êmbolo deve ser menor que 0,01mm de leitura total nos relógios comparadores horizontal e vertical

7.4.2 CONTROLE DE QUALIDADE DE FABRICAÇÃO

- Utilizar pó dos constituintes com granulometria de 2 micra ou mais fina
- Micrografias devem apresentar porosidade menor que o padrão ASTM B-276-54 tipo A-2
- Micrografias não devem apresentar lagos de cobalto com dimensões maiores que 8 micrometro
- Micrografias devem revelar ausência de fase η e carbono não combinado
- Granulometria média da microestrutura deve ser melhor que 3 micrometro
- Resistência a ruptura em flexão 3 pontos deve ser maior que 3.000 mpa.
- Resistência a fadiga em flexão 3 pontos a 1.000.000 ciclos deve ser superior a 1.200mpa

7.4.3 INSPEÇÃO DE PEÇAS EM SERVIÇO

- Executar inspeção visual e com lente 20 X, identificando destacamentos de material, poros, e manchas não removidas no polimento. Poros ou destacamentos de material de dimensões maiores que 0,2mm devem ser analisados e a princípio são causa para rejeição da peça.
- Inspeccionar com líquido penetrante fluorescente, focando trincas e porosidade
- Inspeccionar com ultrassom verificando descontinuidades e vazios na estrutura da peça
- Inspeccionar corrosão e existência de fretting na extremidade de fixação da peça
- Peças em serviço com vida superior a 60.000 horas devem ser inspeccionadas quanto a alinhamento a cada 8.000 horas, no mínimo.

Figura 63 Fotografia mostrando descascamento da superfície do êmbolo na região do engaxetamento



Este tipo de defeito provavelmente tem origem em destacamento de material da superfície da peça, devido às tensões térmicas alternadas às quais o êmbolo está submetida.

7.4.4 EM RELAÇÃO AO MANUSEIO DE PEÇAS EM SERVIÇO

- Proteger contra corrosão, embalando as peças com óleo inibidor de corrosão.
- Providenciar que peças de bronze em contato com a extremidade de fixação da peça sejam protegidas com camada de revestimento eletrolítico de cádmio.

7.4.5 EM RELAÇÃO À OPERAÇÃO DO HYPER COMPRESSOR

- Evitar vazamentos elevados individuais do cilindro, causando fortes gradientes de temperatura junto à superfície do êmbolo. Cuidado especial deve ser tomado durante produção de eva, quando as temperaturas de sucção do etileno são mais altas.
- Garantir lubrificação adequada dos anéis de vedação, utilizando lubrificante poliglicol. Também recomenda-se durante campanhas de eva a utilização de maior volume de lubrificante.
- Monitorar o desalinhamento dos êmbolos através de sensores de proximidade on line.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 Shigley J. E.; *Elementos de Máquinas*; Vol 1, Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 3ª Edição, Rio de Janeiro, Brasil; 1984
- 2 Timoshenko S., Goodier J. N.; *Teoria de la Elasticidad* ; Capítulo 14, pps 441-479, Urmo S.A. de Ediciones, 2ª Edição, Bilbao, Espanha ; 1975
- 3 Schliekötter U. et al.; *Behaviour of hard metals and cermets under cyclic mechanical loads* ; Materials Science and Engineering A194 1-8, Elsevier Science, England ; 1995
- 4 Braiden P. M., Dugdale D. S.; *Proc. Conf. Materials for Metal Cutting*; Scarborough, UK, The Iron and Steel Institute, p.30 ; 1970
- 5 König W., Fritsch R., Knotek O., Körner G.; *Mat.-wiss.u. Werkstofftech* ; 24, 131; 1993
- 6 Grathwohl G.; *Mat.-wiss. U. Werkstofftech.* , 19, 113 ; 1998
- 7 Evants A. G., Fuller E. R.; *Metall. Trans.* , 5, 27 ; 1974
- 8 Bajons P., Neite B.; *Glass Technology* , 26, 144 ; 1985
- 9 Gulii F.; *J. Mat. Sci. Lett.* , 13, 1357 ; 1978
- 10 Ritchie R. A.; *Material. Sci. Eng.* , A103, 15 ; 1988
- 11 Kreimer G. S., Baranov A. I., Safonova O. S.; *Fiz. Metalloved.*, 5, 361 ; 1957
- 12 Troshchenko V. T., Bakul V. N., Loshak M. G.; *Proc. Inst. Superhard Materials, Acad. Sci. Ukrainian SSR, Kiev*, 1, 38 ; 1971
- 13 Fry P. R., Garret G. G., in Comis N. R., Clark J. B. (eds.); *Speciality Steels and Hard Materials*, Pergamon Press, Oxford, p. 375 ; 1982
- 14 Luyckx S.B., Vekinis G.; *Metall.*, 40, 1247 ; 1986
- 15 Stephenson D., Chung T.E., Coleman D.S., in Bildstein H., Othner H.M. (eds.) ; *Proc. 11th International Plansee Seminar* , Vol. 2, p. 619 ; 1985
- 16 Marshall D.B., Morris W.L., Cox B.N., Dadkhah; *J. Am. Ceram. Soc.* 73 , 2938 ; 1990
- 17 Suresh, S.; *Crack growth in brittle materials*, J. Hard Mater., 2, 29 ; 1991
- 18 Schedler W.; *Hartmetall für den Praktiker*, Plansee Tizit, VDI-Verlag GmbH; 1988

- 19 Dawihl W.: *Stahl und Eisen*, 61, 909; 1941
- 20 Brookes K.J.A.: *World Directory and Handbook of Hard metals*, Int. Carb. Data, East Barnet, Herts EN4 8DN, GB; 1982
- 21 Sigl L.S.: Doctorate Thesis, Universität Stuttgart; 1986
- 22 Almond E.A., in Comis N.R., Clark J.B. (eds.): *Specialty Steels and Hard Metals*, Pergamon Press, Oxford, p. 353; 1982
- 23 Chiaverini V., *Tecnologia Meccanica*, Vol III, Cap. 15, 2^a ed.
- 24 Ingersoll Rand: *Ethylene Compressors 15 1/2" Type 4HHE-2 Instructions for Installation and Operation*, Painted Post, NY, USA; 1971
- 25 Souza S. A.: *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos*, pps 138-148, 5^a ed, Editora Edgar Blucher, São Paulo, Brasil; 1995
- 26 Kennametal: *Procedure CQA-M-2043, Specification for semi-finished high pressure compressor plungers*, USA; 1983
- 27 Kennametal: *Procedure CQA-M-2059, Ultrasonic examination of high pressure plungers by contact and immersion techniques*, USA; 1983
- 28 D.L. Johnson, I. B. Cutler: *Chapter VIII, Sintering, Phase Diagrams: Materials Science and Technology*, pp 275 - 283; Academic Press Inc, New York
- 29 TÜV Nord MPA; *Specification MPA-HM-WS 911 / Plunger*, TÜV Nord MPA, Germany
- 30 Knotek O., Lugscheider E., Eschnauer H.: *Harthelegungen zum Verschleiss-Schutz, Aufbau, Eigenschaften, Verarbeitung, Anwendung*; Verlag Stahleisen M.B.H., Düsseldorf, Deutschland; 1975
- 31 International Organization for Standardization; *ISO 3327, Hardmetals - Determination of transverse rupture strength*, International Organization for Standardization ISO, 2nd edition; 1982
- 32 Glandus J. C., Qiu Tai: *Mechanical fatigue of structural ceramics*, Journal of Materials Science 26, pp 4667-4677; 1991
- 33 American Society for Testing & Materials: *ASTM Standard C1161-94, Standard test method for flexural strength of advanced ceramics at ambient temperature*, American Society for Testing & Materials, USA; 1994
- 34 Weibull W.: *Statistical distribution function of wide applicability*, Journal of Applied Mechanics, Vol 18; 1951
- 35 Evans A G., Jones R. L.: *Evaluation of a fundamental approach for the statistical analysis of fracture*, Journal of American Ceramics Society, 61 [3-4], pps 156-160; 1978

36 Roebuck B.: *Terminology, Testing, Properties, Imaging and Models for Fine Grained Hardmetals*, Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials, 13, pps 265 – 279, Great Britain ; 1995

37 Kindermann P. et al.: *High temperature fatigue of cemented carbides under cyclic loads*, Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials, 17, pps 55-68 ; 1999

38 Giacomelli E. et al.: *Improving availability of hypercompressors*, PVP-Vol. 436, PVP2002-1168, High Pressure Technology – 2002, ASME ; 2002

39 Schleinhofer U., Sockel H.G.: *Fatigue of Hard Metals and Cermets – New Results and a Better Understanding*, Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials, 15, pps 103-112, Great Britain ; 1997

40 Llanes L. et al.: *On the fatigue crack growth behavior of WC-Co cemented carbides: kinetics description, microstructural effects and fatigue sensitivity*, Acta Materialia, 50, pps 2381-2393 ; 2002

41 Lipson C., Juvinall R. C.: *Application of Stress Analysis to Design and Metallurgy*, The University of Michigan Summer Conference, Ann Arbor, Michigan, USA ; 1961

42 Stulen F. B., Cummings H. N.: *Preventing Failures*, Part 5, Machine Design, 33 : 161 ; 1961