

MINISTÉRIO DE EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA  
E DOS MATERIAIS - PPGEMM

DESENVOLVIMENTO DE LIGAS DE AÇOS RÁPIDOS PELO PROCESSO DE

METALURGIA DO PÓ

por

SERGIO RENATO DA SILVA SOARES

ENGENHEIRO MECÂNICO

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM.

PORTO ALEGRE

1993

DESENVOLVIMENTO DE LIGAS DE AÇOS RÁPIDOS PELO PROCESSO DE

METALURGIA DO PÓ

DISSERTAÇÃO

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais - PPGEMM, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de

Mestre em Engenharia

Área de concentração - Metalurgia de Transformação

por

Sergio Renato da Silva Soares - Engenheiro Mecânico

1993

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, Área de concentração: Metalurgia de Transformação, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós - Graduação.

Orientador: Lírío Schaeffer

Doutor em Engenharia

UFRGS - PPGEMM

Banca Examinadora:

Arno Muller

Doutor em Engenharia

UFRGS - PPGEMM

Arão de Matos Dias

Doutor em Engenharia

CT - UFRGS

Coordenador do PPGEMM

Carlos Hoffmann Sampaio

Doutor em Engenharia

## AGRADECIMENTOS

A Diretoria da Metroplan, em especial ao Dr. Hermes e Dr. Dirson pela boa vontade e compreensão. A Universidade Federal do Rio Grande do Sul pelo excelente curso oferecido e ao Conselho Nacional de Ciência e Tecnologia - CNPQ pelo apoio financeiro concedido para execução deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Lírio Schaeffer pela orientação e incentivo.

Ao Dr. Arão de Matos Dias, co-orientador e amigo pelas valiosíssimas instruções, bem como ensinamentos transmitidos.

Ao Dr. Arno Muller pelo apoio prestado com a sua presença na Banca Examinadora.

Aos meus amigos, Jose Verney, Jose Lesina, e Mauro Rocha cujas as sugestões muito me auxiliaram na elaboração deste trabalho.

Aos meus familiares, em especial à meus pais, pelo apoio, paciência e amor dedicados.

Aos irmãos Jairo, Claudio, Jose Miranda e Cesar Mercker sem os quais este trabalho não teria chegado ao final.

À Erasmo Ungaretti pelo incentivo, conselhos, amizade e oração.

À minha esposa Eva pela fé, esperança e amor.

Aos meus filhos Luana, Paloma, Bruna, Josias, Laís e Gabriel pela obediência e cooperação.

À todos os colegas e funcionários do Laboratório de Transformação - LTM.

Ao mestre dos mestres e meu Amado Senhor Jesus Cristo.

Enfim, ao Cel. Rudnei Karam Morales e à todos que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho, o meu mais sincero agradecimento.

Ó profundidade da riqueza, tanto da sabedoria, como do conhecimento de Deus. Quão insondáveis são os seus juízos e quão inescrutáveis os seus caminhos.

Quem pois conheceu a mente do Senhor? Ou quem foi o seu conselheiro?

Ou quem primeiro lhe deu a ele para que lhe venha ser restituído?

Porque dele e por meio dele e para ele são todas as cousas. A ele, pois a glória eternamente. Amém.

## RESUMO

Em virtude do desenvolvimento tecnológico que se verifica neste país em termos de metalurgia do pó, a viabilização do processo para a produção de materiais de melhor qualidade e com redução de custos é um fato preponderante e inadiável.

A técnica convencional para a fabricação de peças de aço rápido, a qual envolve fundição e conformação, não apresenta boas características, permitindo dispersão não uniforme de carbonetos e estruturas grosseiras, o que resulta em propriedades mecânicas inferiores. A formação de uma fina distribuição de carbonetos uniformes em produtos trabalhados de aço rápido com propriedades mecânicas aceitáveis requer grandes reduções de secção durante a conformação a quente.

A necessidade por melhor desempenho e redução de custos de produção de aço rápido levou a indústria a optar pela técnica da metalurgia do pó para obtenção de peças deste material. As peças obtidas a partir deste processo apresentam microestrutura fina, segregação reduzida e dispersão homogênea de carbonetos.

O objetivo deste trabalho é apresentar o desenvolvimento de ligas de aços rápidos pelo processo de metalurgia do pó. Os pontos básicos envolvidos no processo de metalurgia do pó com adição de liga foram cuidadosamente examinados ao longo deste trabalho, a fim de dar ao leitor um embasamento teórico a respeito dos principais parâmetros a serem controlados. O apoio da literatura relacionada neste trabalho constitui um importante ponto de referência para um maior aprofundamento de pesquisa, já que o volume desta dissertação deve ser limitado não permitindo uma maior expansão de idéias inicialmente estabelecidas.

O propósito para o trabalho experimental foi comprovar a possibilidade de se obter para estas ligas:

- Uma redução na temperatura de sinterização para aproximadamente 100°C;
- uma densificação completa;
- uma estabilidade dimensional;
- E finalmente investigar o comportamento de propriedades dos materiais tais como dureza e impacto.

## ABSTRACT

Because of the technological development which is verified in this nation with Powder Metallurgy, the processing possibility for the production materials with better quality and low production cost is very important.

The conventional method of producing high speed steel which involves casting and mechanical working, leads to a coarse structure, non uniforme carbide dispersion and poor mechanical properties requires, large section reduction during hot working.

Powder Metallurgy processing of high speed has been developed to satisfy the cutting tool industry's need for improved performance and low production cost. It allows the processing of high speed steels parts with fine scale microstructure, reduced segregation, and homogeneous dispersion of carbides.

The purpose of this work is to present the Powder Metallurgy Processing applied to high speed steels with alloys additions. The basic points involved in the Powder Metallurgy Process of this alloying were carefully examined in this work in order to give to the reader a theoretical notion about the main parameters to be controled. The aid of the literature related in this work constitute an important reference point to a more deep research, since the volume of this dissertation must be limited do not permitting a larger expansion of conception pre-established.

The aid of this experimental work was to determine the possibility to obtain for these alloy:

- A reducing temperature in aproximately 100°C, Densification fully, Dimensional stability, and to investigate the materials of properties as such hardness and impact strenght.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1-	Diagrama esquemático do atomizador vertical a gás...	3
Figura 2.2-	Diagrama esquemático do atomizador horizontal a gás.....	4
Figura 2.3-	Aparência típica de pós de aços rápidos atomizados a gás.....	5
Figura 2.4-	Efeito da temperatura de sinterização e conteúdo de carbono na densidade relativa.....	6
Figura 2.5-	Atomizador a água.....	7
Figura 2.6-	Morfologia de pós aços rápidos atomizados a gás ....	8
Figura 2.7-	Variação da densidade x temperatura de sinterização para aços rápidos M3/2 com vários teores da liga Cu-P.....	12
Figura 2.8-	Efeito do potencial de carbono na temperatura de sinterização de vários aços rápidos grau tungstênio BT misturado com 7% de fosfeto de cobre.....	12
Figura 3.1-	Variação da pressão de compactação com densidade verde para pós de aços rápidos com vários teores de carbono....	14
Figura 3.2-	Energia livre padrão de formação de óxidos metálicos.....	15
Figura 3.3-	Relações de equilíbrio para as reações $Fe + H_2O = FeO + H_2$ e $Fe + CO_2 = FeO + CO$ em função da temperatura .....	20
Figura 3.4-	Relação do ponto de orvalho do hidrogênio na temperatura de equilíbrio para redução em hidrogênio de vários óxidos metálicos.....	21
Figura 3.5-	Dependência da temperatura em função das pressões parciais críticas nas relações $CO_2/CO$ e $CH_4/H_2$ para austenita saturada de carbono indicando regiões de carbonização e descarbonetação.....	23
Figura 3.6-	Relação de equilíbrio entre ponto de orvalho e % de carbono em aço (austenita) para diferentes temperaturas; para atmosfera endotérmica.....	25
Figura 3.7-	Relação entre densidade sinterizada, tempo de sinterização e temperatura de sinterização.....	32

Figura 3.8- Curvas de sinterização para compactados de aços rápidos M2.....	33
Figura 3.9- Efeito da atmosfera de sinterização na mudança dimensional para compactados pressionados em 620 MPa e sinterizados por 60 min.....	36
Figura 3.10- Efeito da temperatura de sinterização na mudança dimensional para compactados pressionados em 620 MPa e sinterizados a vácuo por 60 min .....	36
Figura 3.11- Variação da mudança dimensional com: tempo de sinterização (máximo) e temperatura de sinterização e pressão de compactação(mínima) .....	36
Figura 3.12- Efeito do Cu na mudança dimensional para amostras compactadas em 620 MPa e sinterizadas a vácuo por 60 min. em 1120°C.....	37
Figura 3.13- Comparação de típicas microestruturas sinterizadas com trabalhadas de aços rápidos M2 e T15.....	39
Figura 3.14- Fotografia de sinterizado final de aços rápidos T15.....	40
Figura 3.15- Contaminação metálica no sinterizado final do aço rápido T15.....	41
Figura 4.1- Curvas de endurecimento de aços rápidos BM2 (0.84% C) trabalhado e sinterizado.....	44
Figura 4.2- Influência das condições de sinterizado nas propriedades básicas do aço rápido M2 .....	46

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1- Características típicas de pós aços rápidos atomizados a água.....	10
Tabela 3.1- Dados de sinterização para aços rápidos M2.....	34
Tabela 4.1- Condições recomendadas para endurecimento em banho de sal de aços rápidos sinterizados.....	43

## LISTA DE SÍMBOLOS

M	Metal
$\Delta G$	Energia Livre Padrão para uma determinada reação
$K_p$	Constante de Equilíbrio, expressa em função de pressões parciais
$P_i$	Pressão parcial do constituinte i
$a_i$	Atividade do elemento i
R	Constante dos gases perfeitos
T	Temperatura absoluta em graus Kelvin

## ÍNDICE

RESUMO.....	VI
ABSTRACT .....	VIII
LISTA DE FIGURAS.....	IX
LISTA DE TABELAS.....	XI
LISTA SÍMBOLOS.....	XII
1- INTRODUÇÃO.....	1
2- ASPECTOS GERAIS DOS PÓS DE AÇOS RÁPIDOS.....	3
2.1- PRODUÇÃO DOS PÓS.....	3
2.1.1- ATOMIZAÇÃO VERTICAL A GÁS.....	3
2.1.2- ATOMIZAÇÃO HORIZONTAL A GÁS.....	4
2.1.3- COLISÃO DAS PARTÍCULAS.....	5
2.1.4- ATOMIZAÇÃO A ÁGUA.....	5
2.1.5- MICROESTRUTURA.....	8
2.2- CONSTITUIÇÃO.....	8
2.3- CARACTERÍSTICAS.....	10
2.4- IMPORTÂNCIA DOS ADITIVOS Cu-P, Cu <sub>3</sub> P E GRAFITE.....	11
3- COMPACTAÇÃO E SINTERIZAÇÃO.....	16
3.1- LUBRIFICANTES UTILIZADOS.....	13
3.2- COMPACTAÇÃO DOS PÓS.....	13
3.3- ATMOSFERAS DE SINTERIZAÇÃO .....	14
3.3.1- ASPECTOS TERMODINÂMICOS DE SINTERIZAÇÃO.....	15
3.3.1.1- FUNÇÕES DA ATMOSFERA.....	15
3.3.1.2- PREVENÇÃO E REDUÇÃO DE ÓXIDOS.....	16
3.3.1.3- O CARBONO EM MATERIAIS FERROSOS.....	21
3.3.2- TIPOS DE ATMOSFERAS.....	25
3.3.2.1- HIDROGÊNIO PURO.....	26
3.3.2.2- NITROGÊNIO PURO.....	26
3.3.2.3- MISTURA DE HIDROGÊNIO E NITROGÊNIO...	26
3.3.2.4- HIDROCARBONETOS GASOSOS FORMADOS.....	27
3.3.2.5- ARGÔNIO E HÉLIO.....	27
3.3.2.6- VÁCUO.....	27
3.4- SINTERIZAÇÃO DE AÇOS RÁPIDOS.....	28
3.4.1- MECANISMOS DE SINTERIZAÇÃO.....	28

3.4.2-	FATORES QUE AFETAM A SINTERIZAÇÃO.....	31
3.4.2.1-	TEMPO E TEMPERATURA DE SINTERIZAÇÃO...	31
3.4.2.2-	EFEITO DO TEOR DE CARBONO.....	33
3.4.2.3-	EFEITO DO TEOR DA LIGA Cu-P.....	35
3.4.3-	VARIAÇÃO DIMENSIONAL.....	35
3.4.4-	MICROESTRUTURA SINTERIZADA.....	38
3.4.4.1-	SINTERIZADO VERSUS CONVENCIONAL.....	38
3.4.4.2-	MICROESTRUTURA SINTERIZADA FINAL.....	39
3.4.4.3-	CONTAMINAÇÃO.....	40
4-	TRATAMENTOS TÉRMICOS E PROPRIEDADES .....	42
4.1-	TRATAMENTOS .....	42
4.2-	PROPRIEDADES .....	44
5-	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	47
5.1-	INTRODUÇÃO .....	47
5.2-	PÓS UTILIZADOS .....	48
5.3-	TESTES PRELIMINARES .....	49
5.4-	COMPACTAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	50
5.5-	SINTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	51
5.5.1	SINTERIZAÇÃO EM FORNO ELÉTRICO DE LABORATÓRIO.....	52
5.5.2-	DENSIDADE SINTERIZADA .....	53
5.5.3-	DENSIDADE RELATIVA .....	54
5.6-	VARIAÇÕES DIMENSIONAIS .....	56
5.7-	TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	59
5.8-	INVESTIGAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	59
5.8.1-	DUREZA .....	59
5.8.2-	RESISTÊNCIA AO IMPACTO .....	62
6-	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS .....	63
7-	CONCLUSÕES .....	69
8-	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	72
APÊNDICE A	- FOTOGRAFIAS DE SINTERIZADOS COM MÁXIMA DENSIDADE SINTERIZADA, TRATADOS TERMICAMENTE SEM ATAQUE DAS SUPERFÍCIES COM UM REATIVO.....	73
APÊNDICE B	- FOTOGRAFIAS DE SINTERIZADOS COM MÁXIMA DENSIDADE SINTERIZADA, TRATADOS TERMICAMENTE COM ATAQUE DAS SUPERFÍCIES POR	

UM REATIVO.....	77
BIBLIOGRAFIA .....	81

## 1. INTRODUÇÃO

Pós de aços rápidos são convencionalmente compactados e sinterizados em temperaturas entre 1250-1350<sup>0</sup>C, para alcançar máxima densidade. O problema é que nos fornos industriais a temperatura máxima de operação é aproximadamente 1150<sup>0</sup>C. Logo senão existir a possibilidade de se diminuir a temperatura de sinterização para próximo de 1150<sup>0</sup>C, será impossível obter a fabricação de peças de aços rápidos com uma boa densidade neste tipo de forno.<sup>19</sup>

Estudos prévios demonstram que a adição da liga cobre-fósforo combinado com adição de grafite soluciona o problema com muito sucesso, ao reduzir a temperatura de sinterização em aproximadamente 100<sup>0</sup>C com uma boa densidade sinterizada. A introdução da liga cobre-fósforo promove a sinterização da fase líquida, enquanto que a adição de grafite baixa a temperatura solidus.

No presente trabalho busca-se comprovar e obter o sucesso da adição dos elementos mencionados acima para casos específicos de aços rápidos classe M2 e T15.

Como o ponto de maior importância encontra-se praticamente na etapa de sinterização a parte teórica foi desenvolvida dando-se uma maior ênfase ao capítulo de compactação e sinterização, e dentro deste, uma especial atenção ao item de sinterização dos aços rápidos.

Na parte experimental, seguindo a orientação da literatura, foram utilizadas adições de cobre-fósforo e grafite com a respectiva variação de 7 a 9,5 % e de 0 a 0,3 % até se obter para os aços rápidos M2 e T15 uma temperatura de sinterização próxima de 1150<sup>0</sup>C com máxima densidade. Parâmetros como o tempo e mecanismos de sinterização foram de grande importância na busca



de se atingir esta temperatura e densidade. Também ainda verificou-se a estabilidade dimensional bem como propriedades de dureza e impacto, a fim de comparar os resultados obtidos com outros convencionalmente manufaturados.

## 2. ASPECTOS GERAIS DOS PÓS DE AÇOS RÁPIDOS

### 2.1- PRODUÇÃO DOS PÓS

A fim de se ter um controle preciso sobre a qualidade de peças obtidas pelo processo de sinterização é indispensável um conhecimento mais detalhado de cada tipo de pó. Detalhes típicos tais como produção do pó, sua constituição e características são alguns dentre outros que normalmente são necessários e influenciam na qualidade do produto final.

#### 2.1.1- ATOMIZAÇÃO VERTICAL A GÁS<sup>1</sup>

A Figura 2.1 mostra esquematicamente a montagem do atomizador vertical a gás. O fundido na forma de liga passa pelo bocal de um recipiente intermediário e é colidido por jatos de alta pressão de nitrogênio. O fundido é desagregado em gotículas finas que solidificam antes de um contato com as paredes do atomizador. As gotículas contraem sob a influência da tensão superficial e formam pós esféricos que são coletados e resfriados até a temperatura ambiente sob a proteção de uma atmosfera de nitrogênio que evita a oxidação excessiva.

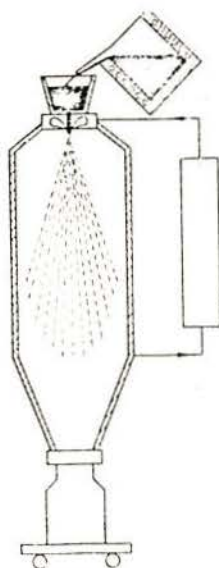


Fig. 2.1 Diagrama esquemático do atomizador vertical a gás.<sup>1</sup>

### 2.1.2- ATOMIZAÇÃO HORIZONTAL A GÁS<sup>1</sup>

Os custos associado com as alturas das construções têm provocado uma pesquisa para reduzir a altura por um intensivo resfriamento do metal fundido atomizado. Uma alternativa diferente que deu pleno sucesso foi a introdução de atomização horizontal que não requer construção especial. Uma vista esquemática do atomizador horizontal a gás é dada na Figura 2.2. A corrente do metal fundido é colidida e atomizada por fortes jatos horizontais de nitrogênio e solidifica sob a influência de um gás adicional de resfriamento a baixa pressão.

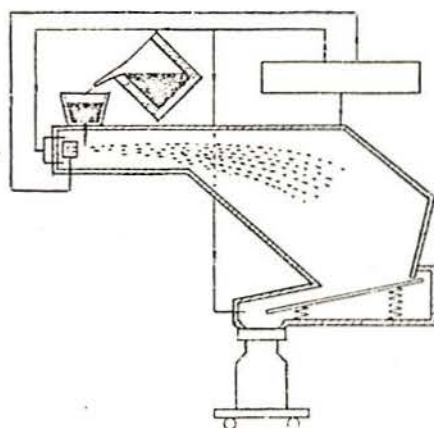


Fig. 2.2 Diagrama esquemático do atomizador horizontal a gás.<sup>1</sup>

O contorno da câmara de atomização é aproximadamente ajustado para o percurso de vôo das partículas. O pó é coletado num tabuleiro vibratório ou num leito fluidizado e mais adiante refrigerado para próximo a temperatura ambiente com um terço de fluxo do gás de resfriamento. A Figura 2.3 apresenta a típica aparência de pós de aços rápidos atomizados a gás. Muitas partículas, especialmente as grandes produzem partículas de pequeno porte, as quais soldam-se às gotículas grandes durante as colisões antes da completa solidificação. Estes pós têm densidades batidas em torno de 65% da densidade teórica e valores de dureza entre 750 e 1050 HV0.1. As propriedades de pós atomizados horizontalmente não são muito diferentes daqueles atomizados verticalmente.

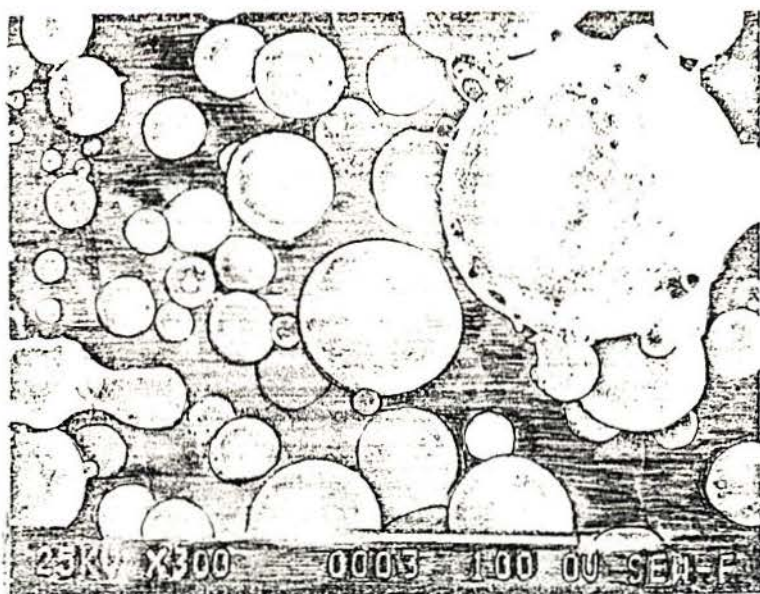


Fig. 2.3 Aparência típica de pós de aços rápidos atomizados a gás.<sup>1</sup>

#### 2.1.3- COLISÃO DAS PARTÍCULAS

No processo de atomização, um fino filete de aço líquido é desagregado por jatos de alta pressão de nitrogênio. As gotículas coalescem em queda livre antes de solidificarem. A alta velocidade de resfriamento das pequenas gotículas produz uma estrutura dendrítica muito fina, na qual a escala de segregação é mais fina do que nos lingotes fundidos. A ausência de macro-segregação e carbonetos constituintes, e uma fina dispersão de carbonetos, são resultados bem conhecidos deste processo.

#### 2.1.4- ATOMIZAÇÃO A ÁGUA

Alguns autores têm usado atomização a gás, mas esta é cara e produz pó esférico. Atomização a água é mais barata e produz um pó irregular, o qual pode dar compactados com resistências verdes aproveitáveis.<sup>4</sup>

Pós atomizados a água possuem uma forma irregular. Este pó é recozido numa atmosfera protetora para torná-lo adequado para

o processamento a frio. Este pó é conformado dentro de uma forma requerida através da compactação em matrizes convencionais ou compactação isostática a frio. Em ambos os casos, a pressão de compactação utilizada está entre 300-1000MPa e a densidade verde está acima de 70%. Os compactados são então sinterizados até uma alta densidade em vácuo. A variação da densidade durante a sinterização é mostrada na Figura 2.4. A densidade aumenta quando a temperatura de sinterização se eleva, e quando atinge um grau de saturação, o material sinterizado tem uma densidade de 99%.<sup>5</sup>

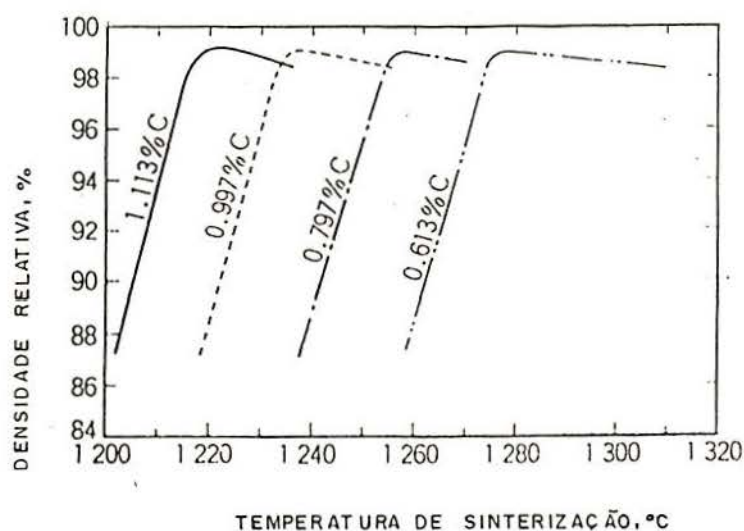


Fig. 2.4 Efeito da temperatura de sinterização e conteúdo de carbono na densidade relativa.<sup>5</sup>

Um atomizador a água para produção dos pós de aços rápidos é esquematicamente demonstrado na Figura 2.5. O filete do metal líquido é atomizado por jatos de água com pressões de até 200 bar. Após um curto intervalo de vôo o metal entra no tanque de água que é conservado num movimento energético por jatos de água. O pó é então resfriado rapidamente e solidifica.<sup>1</sup>

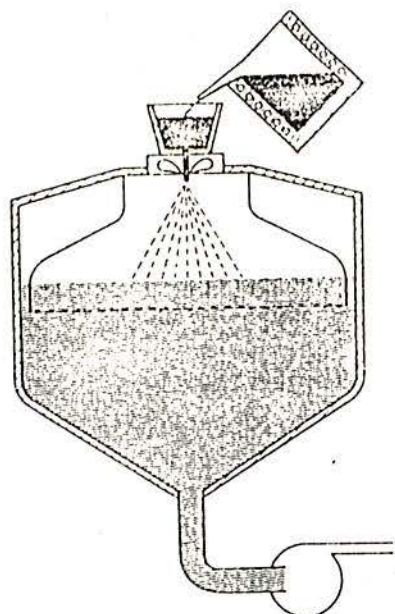


Fig. 2.5 Atomizador a água.<sup>1</sup>

Em contraste com os pós de aços rápidos atomizados em nitrogênio, os pós atomizados a água tem um teor de oxigênio em torno de 1000 até 3000 ppm, os quais formam uma camada de óxido na superfície da partícula com cerca de 0.2 (microns) de espessura. A microdureza dos pós atomizados varia entre 550 e 1100 HV0.1 dependendo da velocidade de solidificação e posterior resfriamento de solidificação. A morfologia dos pós é mostrada na Figura 2.6 e pode ser reconhecida como muito mais irregular do que pós atomizados a gás. Detalhes de morfologia dependem fortemente do projeto do atomizador.<sup>1</sup>



Fig. 2.6 Morfologia dos pós de aços rápidos atomizados a água.<sup>1</sup>

A irregularidade dos pós atomizados a água possibilita a compactação de peças estruturais ou peças próximas da forma final. O Entrelaçamento localizado e soldagem a frio sob pressão durante a compactação produzem peças suficientemente resistentes para manuseio e transporte. O pó deve estar plenamente recozido antes da compactação por causa da sua alta dureza. A maioria dos pós produzidos são recozidos em vácuo, e a escolha da temperatura de tratamento térmico suficientemente alta, possibilita a redução dos óxidos superficiais para um nível bem abaixo de 1000 ppm.

#### 2.1.5- MICROESTRUTURAS

- Os carbonetos de pós atomizados consistem de  $MC + M_2C$  e a quantidade de carbonetos decresce com o decréscimo do tamanho da partícula.

- A matriz é de martensita além da quantidade de austenita retida que aumenta com o decréscimo do tamanho da partícula.

- Forma cristalina reticular torna-se grosseira quando do aquecimento para  $1100^\circ\text{C}$  ou mais. No caso de pós finos 40 microns aproximadamente, a forma cristalina reticular dos carbonetos desaparece e são simultaneamente esferoidizados.

- Carbonetos  $M_2C$  desaparecem quando aquecidos a  $700^\circ\text{C}$  ou mais e carbonetos  $MC$  e  $M_6C$  resurgem mais estáveis.

#### 2.2- CONSTITUIÇÃO

Os aços rápidos contém alguns ou todos elementos como tungstênio, molibdênio, cromo, vanádio e cobalto. Os primeiros quatro estão presentes pelo menos como carbonetos duros, conferindo resistência ao desgaste às ligas. Em geral o vanádio e o molibdênio estão presentes como carbonetos de fórmula  $M_6C$ , os quais podem variar de  $Fe_3W_3C$  ou  $Fe_3Mo_3C$  para  $Fe_4W_2C$  ou  $Fe_4Mo_2C$ , enquanto o vanádio forma um carboneto de fórmula  $VC$  para  $V_4C_3$ .<sup>[11,12]</sup> Ambos os tipos de carbonetos são relativamente insolúveis em austenita e precipitam em temperaturas relativamente altas. O  $M_6C$

somente começa a dissolver-se acima de 1150°C e o MC até mesmo a temperaturas mais altas. São estes carbonetos que dão dureza ao rubro para as ligas tornando possível usá-las em altas velocidades de corte e conseqüentemente altas temperaturas sem amolecimento apreciável. O cromo é mais solúvel em austenita, e usualmente fica em solução após têmpera, mas precipita na forma de carbonetos secundários (composição  $M_{23}C_6$  ou  $M_7C_3$ ) no revenido. Todos esses carbonetos dissolvem os outros metais em extensões variantes e portanto podem ter uma faixa de composição que depende da liga particular e do procedimento de têmpera e revenido. A capacidade dos aços rápidos para reter a sua dureza e a resistência ao desgaste em altas temperaturas é devido à presença de uma apreciável fração de volume de carbonetos embebidos numa matriz resistente ao calor. As propriedades de serviço dos aços rápidos dependem extremamente do tamanho, tipo e distribuição destes carbonetos dentro da matriz. A quantidade de carbono requerida para sinterização e tratamento térmico aumenta com a concentração de tungstênio, molibdênio e vanádio. Tungstênio, molibdênio e vanádio combinam com o carbono para formar carbonetos que esvaziam a matriz de carbono. Vanádio é especialmente potente, porque o carboneto MC rico em vanádio é muito estável e resiste dissolução em altas temperaturas de sinterização. A estabilidade do carboneto de vanádio efetivamente retarda o crescimento de grão. Geralmente, aumentando o teor de vanádio (quando apropriadamente balanceado com o carbono) facilita-se a sinterização.

Nos aços rápidos, o teor de cromo não afeta a sinterização das ligas devido à diminuta estabilidade do carboneto de cromo se comparado com molibdênio, tungstênio, e/ou carbonetos de vanádio. Carbonetos de cromo são formados somente em materiais recozidos. Teores de cromo afetam a sinterização de ligas semelhantes ao aço cromo que contém pequenas quantidades de vanádio, molibdênio, ou tungstênio.<sup>14</sup>



## 2.3- CARACTERÍSTICAS

Embora exista dois tipos distintos de aços rápidos, isto é, um rico em molibdênio e outro rico em tungstênio, eles são insuficientes tanto para identificação do tipo de pó como para a obtenção da qualidade da peça projetada. Por isso para evitar problemas como estes, são fornecidos normalmente características típicas de cada pó, tais como composição química, densidade aparente e outros. Para um melhor entendimento a Tabela 2.1 dá por exemplo as características típicas de aços rápidos atomizados a água.

Tab. 2.1 Características típicas dos pós de aços rápidos atomizados a água.<sup>15</sup>

PROPRIEDADES	M2	M3/2	M42	T15
<b>COMPOSIÇÃO, %</b>				
Carbono	0,85	1,20	1,10	1,60
Cromo	4,15	4,10	3,75	4,40
Tungstênio	6,30	6,00	1,50	12,50
Molibdênio	5,00	5,00	9,50	xxxxx
Vanádio	1,85	3,00	1,15	xxxxx
Cobalto	xxxx	xxxx	8,00	5,00
Ferro	rem.	rem.	rem.	rem.
Teor de Oxigênio, ppm	<1000	<1000	<1000	<1000
<b>PROPRIEDADES FÍSICAS</b>				
Densidade aparente, g/cm <sup>3</sup>	2,2	2,1	2,3	1,8
Densidade batida, g/cm <sup>3</sup>	3,1	3,0	3,3	2,4
Taxa de escoamento, s/50 g	45	40	30	50
<b>ANÁLISE DE PENEIRA (Tyler)</b>				
+100 mesh (<150 microns)	xxxx	xxxx	xxxx	xxxxx
-100 +150	13	13	13	13
-150 +200	22	22	22	22
-200 +325	30	30	30	30
-325 (<44 microns)	35	35	35	35
<b>DENSIDADE VERDE (a), g/cm<sup>3</sup></b>				
Compactado em 620 MPa (45 tsi)	6,2	6,0	6,0	6,15
Compactado em 830 MPa (60 tsi)	6,6	6,4	6,3	6,55
<b>RESIST. VERDE DE RUPTURA (a), MPa(psi)</b>				
Compactado em 620 MPa (45 tsi)	23(3300)	24(3500)	21(3000)	43(6200)
Compactado em 830 MPa (60 tsi)	52(7500)	48(7000)	41(6000)	69(10000)
(a)Propriedades verdes determinadas, utilizando lubrificação na matriz.				

#### 2.4- IMPORTÂNCIA DOS ADITIVOS Cu-P, Cu<sub>3</sub>P E GRAFITE

Aços rápidos sinterizados normalmente por meios convencionais são produzidos em forno a vácuo numa faixa de temperatura de sinterização entre 1250 e 1350<sup>0</sup>C. Eles não podem facilmente serem fabricados com alta velocidade de produção em fornos contínuos, porque estes são incapazes de operar em temperaturas muito acima de 1150<sup>0</sup>C. Cobre-Fósforo combinado com adição de carbono soluciona o problema com muito sucesso reduzindo a temperatura de sinterização em aproximadamente 100<sup>0</sup>C. A adição de cobre-fósforo, é bem efetiva na redução da temperatura de sinterização para uma grande gama de aços rápidos. Curvas de sinterização obtidas para pós de aços rápidos misturados com ligas Cu-P são mostradas na Figura 2.7. As curvas ilustram os efeitos da adição dos pós Cu<sub>3</sub>P ou a liga eutética Cu-P, e mostram a variação da temperatura de sinterização com o teor de fósforo.

A temperatura de sinterização em que a densidade máxima é obtida demonstra principalmente ser uma função do teor de Carbono livre no aço. Elementos como o tungstênio, molibdênio, cobalto ou vanádio não dão uma relação consistente para se considerar os efeitos de composição na temperatura de sinterização. A única correlação sensível entre a temperatura de sinterização e a composição é pela consideração que pode ser descrita como o potencial de carbono. Este potencial de carbono é achado como a relação entre o carbono combinado em forma de carbonetos e o carbono total disponível e é uma medida da quantidade de carbono livre que remanesce disponível para reações de sinterização pela sua presença como átomos de soluto na matriz de aço. Uma razoável correlação entre o potencial de carbono e a temperatura de sinterização para um material BT qualidade tungstênio (Figura 2.8) mostra que a temperatura de sinterização baixa com o aumento do teor de carbono Livre.

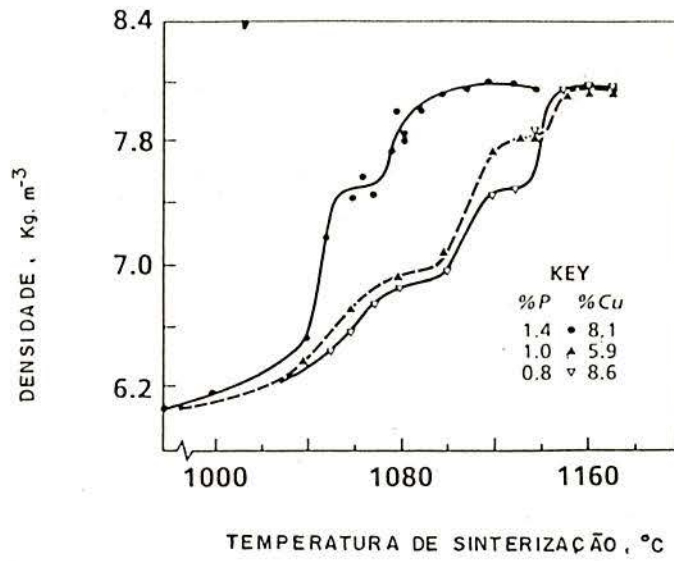


Fig. 2.7 Variação da densidade x temperatura de sinterização para aços rápidos M3/2 com vários teores da liga Cu-P.<sup>20</sup>

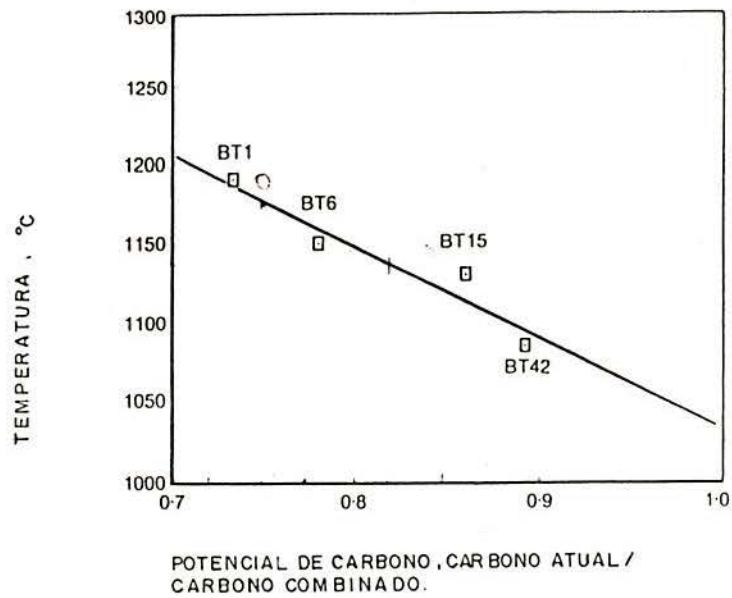


Fig. 2.8 Efeito do potencial de carbono na temperatura de sinterização de vários aços rápidos qualidade Tungstênio BT misturado com 7% de fosfeto de cobre.<sup>19</sup>

### 3. COMPACTAÇÃO E SINTERIZAÇÃO

#### 3.1- LUBRIFICANTES UTILIZADOS<sup>[17,26]</sup>

Na maioria das aplicações em metalurgia do pó o lubrificante é pré misturado diretamente com o pó metálico. Ácido esteárico, estearato de zinco, estearato de lítio, estearato de magnésio e cêras sintéticas semelhantes a ethylene-bi-stearamite (acrawax) são os lubrificantes mais populares. A seleção do lubrificante é baseada primeiramente na capacidade do lubrificante para aderir a superfície das partículas metálicas. A quantidade de lubrificante adicionado depende de muitos fatores, tais como composição do pó metálico, tipo de ferramentas, densidade do compactado e complexidade da peça. Geralmente as quantidades variam de 0.5 até 1.5 %.

#### 3.2- COMPACTAÇÃO DOS PÓS<sup>[14,19,20,21,22,23,24,25]</sup>

A Compressibilidade de um pó é um fator importante para o projeto de ferramentas de prensagem, pressão de compactação e densidade inicial. A relação de compressão, entre a densidade do não sinterizado e a densidade aparente do pó, determina a profundidade de enchimento da matriz para se ter todo o pó necessário e a densidade requerida para a peça. Normalmente, define-se uma pressão de compactação (de 30 até mais de 3000 MPa) e determina-se a densidade verde, isto é, a densidade que o pó atingirá ao aplicar uma carga, antes de ser sinterizado. Por exemplo, as compressibilidades dos aços rápidos T15 e M2 são respectivamente 5,97 e 6,15 g/cm<sup>3</sup> a pressões de 800 e 620

MPa.<sup>[26,27]</sup> Normalmente peças são compactadas até 70 à 85 % da densidade teórica antes da sinterização. Como a compressibilidade não é linear em relação a densidade verde, é conveniente determinar-se as densidades para algumas pressões de compactação e se obter a curva de compressibilidade. A Figura 3.1 mostra curvas obtidas para aços rápidos.

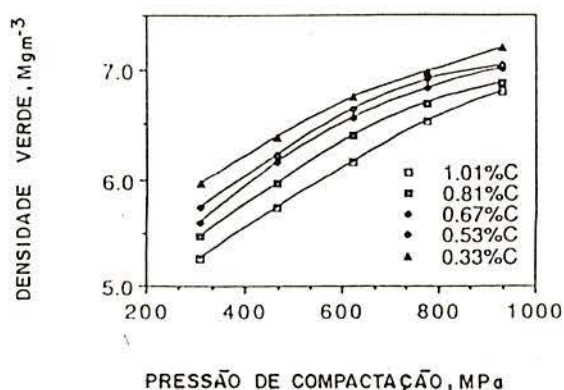


Fig. 3.1 Variação da pressão de compactação com a densidade verde para pós de aços rápidos com vários teores de carbono.<sup>26</sup>

### 3.3- ATMOSFERAS DE SINTERIZAÇÃO

As atmosferas dentro e fora do forno podem ser muito diferentes. Os produtos de reação atmosfera-massa sinterizada e entre a própria atmosfera não removida eficientemente podem invalidar qualquer precisão baseada apenas na análise termodinâmica. Por isso faz-se necessário tanto a comparação de composição da atmosfera de uma extremidade a outra e de cima abaixo na câmara do forno, como também considerar as reações entre a peça sinterizada e o material sobre o qual esta está depositado. Isto é que vai permitir que se obtenha um controle ótimo da composição da atmosfera de sinterização, tendo em vista atender as tolerâncias dimensionais requeridas, as propriedades

finais do material sinterizado, o grau de sinterização desejado (especialmente entre as partículas e a natureza da porosidade), a composição química e a estrutura metalúrgica desejada. Com a finalidade de proporcionar um maior entendimento para se chegar a este controle ótimo, e que se propôs ao longo deste item do capítulo, informar alguns aspectos termodinâmicos de sinterização e tipos de atmosferas mais utilizadas no meio comercial (vantagens, desvantagens e aplicações).

### 3.3.1- ASPECTOS TERMODINÂMICOS DA SINTERIZAÇÃO

#### 3.3.1.1- FUNÇÃO DE UMA ATMOSFERA<sup>34</sup>

As atmosferas de sinterização podem ter uma ou mais das seguintes funções:

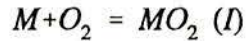
- Minimizar ou evitar qualquer reação química entre o sinterizado e o seu ambiente (exemplo: evitar formação de óxidos);

- Limpar e purificar o sinterizado, removendo impurezas absorvidas, filmes de óxidos e compostos ou elementos de impurezas dentro do metal;

- Fornecer elementos químicos para formação de ligas com o sinterizado e promover o processo de sinterização ou aumentar as propriedades do material sinterizado.

### 3.3.1.2- PREVENÇÃO E REDUÇÃO DOS ÓXIDOS<sup>21</sup>

A reação para oxidação de um metal pode ser escrita por:



Se é assumido que o óxido tem uma composição química constante, a equação de uma energia livre padrão para a reação I pode ser escrita como:

$$\Delta G_I = -RT \ln K_{p_I} = RT p_{O_2}$$

em que R é a constante do gás, T é a temperatura absoluta e  $K_p$  a constante de equilíbrio para a reação.  $P_{O_2}$  é a pressão de oxigênio na atmosfera, em que o metal e o óxido estão em equilíbrio entre si, isto é, a pressão em que a taxa de oxidação do metal é igual a taxa de decomposição do óxido para dentro do metal. Uma ilustração da energia livre padrão para a oxidação de uma série de metais a várias temperaturas, conhecida como diagrama de Richardson é demonstrada na Figura 3.2. A partir da energia livre padrão em alguma temperatura a pressão de decomposição de oxigênio do óxido pode ser rapidamente calculada utilizando a equação acima. Para os óxidos no diagrama a energia livre padrão torna-se menos negativa com o aumento da temperatura, embora em temperaturas de sinterização relativamente altas (1000°C) os valores são -172 KJ (-41 Kcal) para  $Cu_2O$  que corresponde a pressão de oxigênio de  $9,4 \times 10^{-8}$  atmosferas de oxigênio, -251 KJ (-60 Kcal) para o NiO que corresponde a  $5,2 \times 10^{-11}$  atmosferas de oxigênio e -352 KJ (-84 Kcal) para FeO que corresponde a  $4,0 \times 10^{-15}$  atmosferas de oxigênio. Isto significa

que cobre, níquel e ferro podem rapidamente oxidar-se a  $1000^{\circ}\text{C}$  em ar a pressão atmosférica ( $p_{\text{O}_2} = 0.2$ ). Para fazer os óxidos se decomponham, a pressão de oxigênio deve ser reduzida a pressões muito baixas. Somente os óxidos de metais nobres: Ag, Au e Pt têm pressões de decomposição acima de 1 atm, o que significa que estes metais não oxidam ao ar.

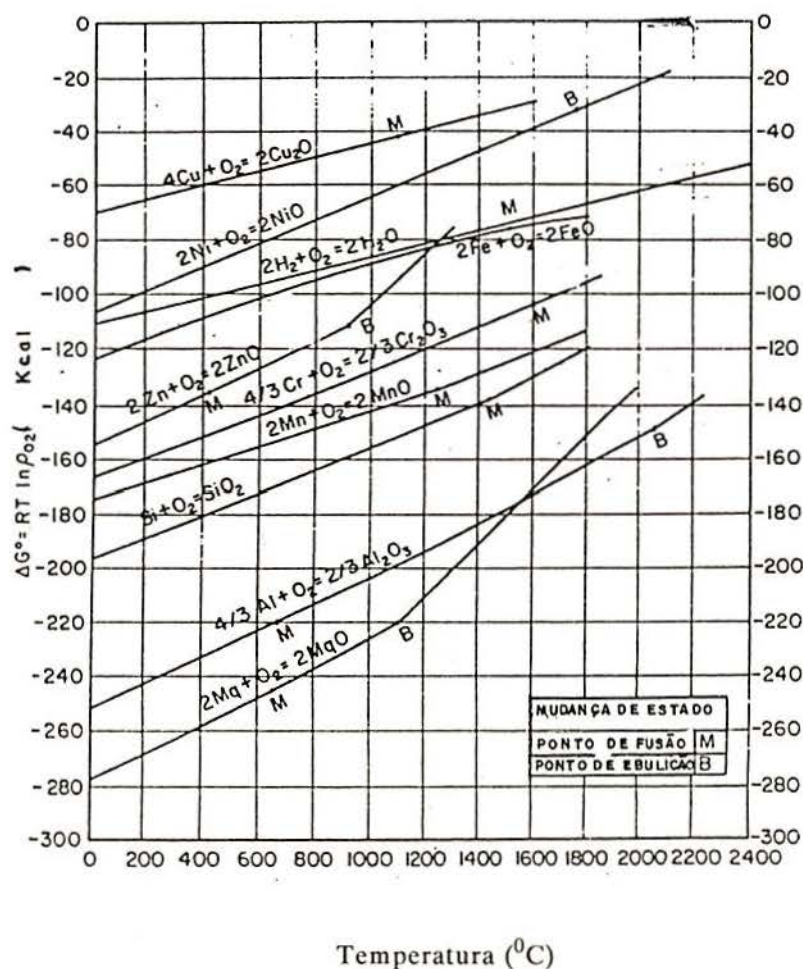
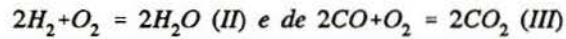


Fig. 3.2 Energia livre padrão de formação de óxidos metálicos.<sup>21</sup>

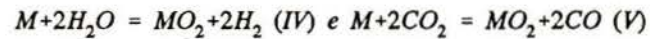
Para reduzir óxidos como  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{NiO}$ ,  $\text{FeO}$  ou mesmo  $\text{ZnO}$  ou  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , eles devem reagir com gases redutores, tais como hidrogênio ou monóxido de carbono. A redução potencial destes gases deve ser obtida pela combinação da energia livre padrão da reação de oxidação destes metais a uma dada temperatura com o hidrogênio ou



monóxido de carbono a uma temperatura. Em outras palavras, a energia livre padrão respectivamente de,



deve ser subtraída a partir da energia livre padrão para  $M + O_2 = MO_2$  dando a energia livre padrão das reações.



As energias livres das reações IV e V são escritas como:

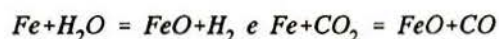
$$-\frac{\Delta G_V}{RT} = K_{pV} = 2 \ln \frac{P_{H_2}}{P_{H_2O}}$$

e

$$-\frac{\Delta G_V}{RT} = K_{pV} = 2 \ln \frac{P_{CO}}{P_{CO_2}}$$

A partir dos valores de energia livre padrão destas reações a uma dada temperatura, a relação das pressões parciais de  $H_2$  e  $H_2O$  e de  $CO$  e  $CO_2$  respectivamente podem ser calculadas naquelas reações em equilíbrio, isto é, naquelas cuja taxa de redução do óxido com o hidrogênio ou com o monóxido de carbono é igual a taxa de oxidação do metal com vapor ou com o dióxido de carbono.

A plotagem desta relação de equilíbrio como uma função da temperatura para as reações:



esta demonstrada na Figura 3.3. Estas relações são os limites, acima do qual a oxidação do metal toma lugar e abaixo do qual algum óxido é reduzido a metal. É visto que o FeO pode ser reduzido a 1000°C por hidrogênio se a relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  não for mais elevada do que 0.66, embora a 500°C a máxima relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  seja 0,26. Isto deve ser aplicado diretamente na sinterização de compactados a partir de ferro puro dentro do gás exotérmico. Em uma relação ar-gás de 6,7:1, o gás exotérmico contém 10 %  $H_2$ . Se o ponto de orvalho de um gás resfriado é -80°F, ele pode conter 3,5 % volume de  $H_2O$ . A relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  é portanto 0,35 que está por um lado reduzindo a 1000°C, mas por outro oxidando a 500°C. Compactados de ferro podem portanto rapidamente sinterizar neste gás, mas como eles são resfriados a temperatura ambiente na zona de resfriamento no forno a atmosfera do gás exotérmico pode ser oxidante e uma camada de óxido pode ser formada na superfície do compactado. Para conservar o compactado sem oxidação, o gás exotérmico deve ser resfriado a um ponto de orvalho de -40°F, que corresponde a 0,82 % volume de  $H_2O$  e uma relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  de 0,082, a qual estará reduzindo a temperatura onde a taxa de oxidação é lenta. Uma alternativa é utilizar o gás endotérmico com relação ar-gás de 4:1 que contém 28 % de  $H_2$  e portanto a relação  $p_{H_2O}/p_{H_2}$  de  $(0,035/0,28) = 0,125$ .

O que significa também reduzir para temperaturas suficientemente baixas.

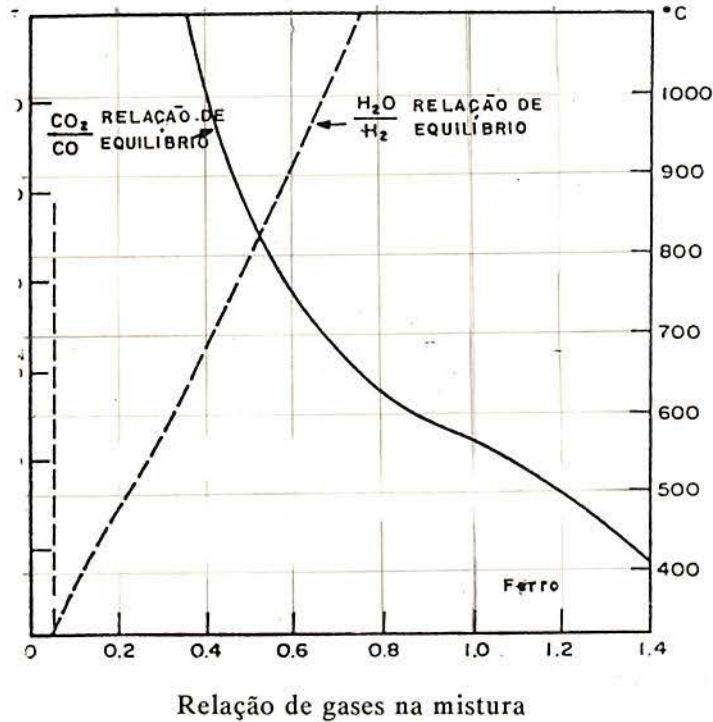


Fig. 3.3 Relações de equilíbrio para as reações  $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{H}_2 = \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{H}_2$  e  $\text{Fe} + \text{CO}_2 = \text{FeO} + \text{CO}$  em função da temperatura.<sup>21</sup>

Comparando com o óxido de ferro, a relação de equilíbrio  $\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$  para redução do óxido cuproso é mais elevada, de forma que o cobre não oxida mesmo se ele for aquecido em atmosfera 99 % de  $\text{H}_2\text{O}$  e 1 % de  $\text{H}_2$ . Por outro lado para reduzir o óxido de zinco, óxido de cromo, óxido de manganês ou de silício, o conteúdo de vapor de água da atmosfera de hidrogênio deve ser menor do que para reduzir o óxido de ferro. Como baixar o conteúdo do vapor de água do hidrogênio em metais como Fe, Mo, Zn, Cr, Mn, V, Si, Ti, Al, Zr e Be e reduzir os óxidos a diferentes temperaturas está demonstrado na Figura 3.4; os dados deste diagrama foram novamente obtidos a partir dos valores de energia livre padrão no diagrama de Richardson. O ponto de

orvalho do vapor de água contendo hidrogênio é plotado em função da temperatura para óxidos de onze (11) metais. Cada plotagem pode ser usada para se obter idéias de como a secagem da atmosfera de hidrogênio deve ser avaliada para compactado sinterizados a partir dos aços austeníticos contendo 18 % da oxidação do cromo. O diagrama refere-se ao cromo puro e mostra como em  $1000^{\circ}\text{C}$ , o máximo ponto de orvalho para evitar a oxidação é  $-32^{\circ}\text{C}$ , enquanto em  $1250^{\circ}\text{C}$  a máxima tolerância no ponto de orvalho é  $-14^{\circ}\text{C}$ .

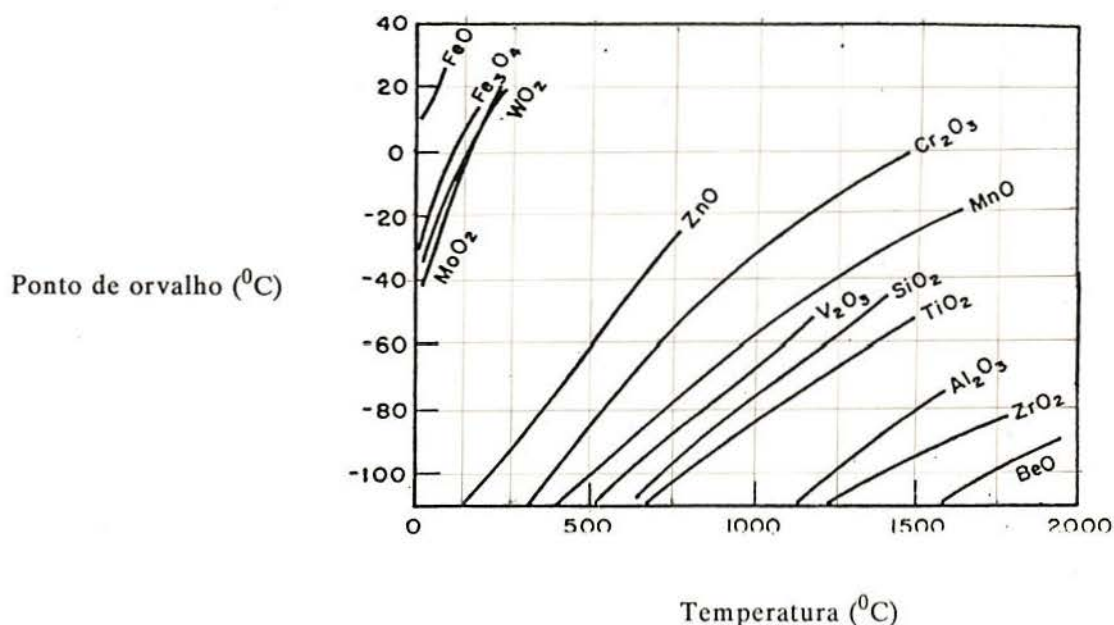
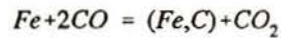


Fig. 3.4 Relação de ponto de orvalho do hidrogênio na temperatura de equilíbrio para redução em hidrogênio de vários óxidos metálicos.<sup>21</sup>

### 3.3.1.3- O CARBONO EM MATERIAIS FERROSOS<sup>21</sup>

É importante a avaliação das atmosferas de sinterização sob o ponto de vista termodinâmico na obtenção de aços carbono e aços liga pela metalurgia do pó.

Considerando uma liga Fe-C e pressão total de 1 atm:



(Fe,C) - Carbono em solução sólida

$$K_p = \frac{P_{CO_2} \times a_c}{P_{CO}^2 \times a_{Fe}}$$

Onde :

p - representa as pressões parciais apropriadas;

$a_c$  - é a atividade de carbono em solução sólida que pode ser aproximada pela sua fração atômica;

$a_{Fe}$  - é a atividade do ferro que pode ser considerada como sendo igual a unidade.

E Aplicando-se a regra das fases à reação,

$$F = C - P + 2$$

Onde:

F- é o grau de liberdade ou número de variáveis independentes;

C- é o número de componentes;

P- é o número de fases.

tem-se na reação  $Fe + 2CO = (Fe,C) + CO_2$ ,  $C=3$  (Fe, Co, CO e C menos um), e  $F = 3$ . No caso dois dos tres graus de liberdade estão sempre determinados, e a temperatura e pressão controladas para se obter um determinado valor de "a":

- Se a peça tiver mais carbono do que o valor crítico, então algum "C" deve ser perdido para a atmosfera (DESCARBONETAÇÃO);

- Para que a atmosfera seja neutra, a mesma deverá ser controlada de modo a ter o mesmo "POTENCIAL de CARBONO" que a

peça sinterizada.

Considerando as relações abaixo:

$$K_p = \frac{p_{H_2} \times a_c}{p_{CH_4} \times a_{Fe}}$$

Aqui também se têm três graus de liberdade. A relação  $P_{H_2}/P_{CH_4}$  deve ser usada para controlar o potencial de carbono da atmosfera. A Figura 3.5 ilustra também a dependência de temperatura da relação  $PCO_2/PCO$  e  $PCH_4/PH_2$ . Nas regiões de concentração e descarbonetação com relação a austenita saturada em carbono da Figura 3.5 pode-se observar que:

- $PCO_2/PCO$  pode ser relativamente elevada em todas as temperaturas sem provocar oxidação do ferro, mas precisa ser bem pequena nas temperaturas usuais de sinterização para evitar a descarbonetação;
- Nas temperaturas usuais de sinterização, pequenos teores de  $CH_4$  podem provocar CEMENTAÇÃO.

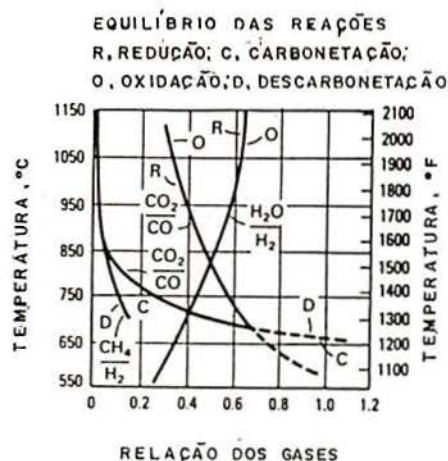
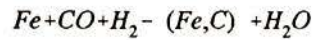


Fig. 3.5 Dependência da temperatura em função das pressões parciais críticas nas relações  $CO_2/CO$  e  $CH_4/H_2$  para austenita saturada de carbono indicando regiões de carbonização e descarbonetação.<sup>44</sup>

Outra reação possível é:



$$K_p = \frac{P_{H_2O} \times a_c}{P_{CO} \times P_{H_2}}$$

Esta reação, como as demais, permitem uma análise de uma atmosfera mais complexa, chamada "ENDOGÁS". As seis espécies químicas da mesma são CO, CO<sub>2</sub>, CH<sub>4</sub>, H<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O e N<sub>2</sub>. Então tem-se 5 graus de liberdade.

$$F = (6-1) - 2 + 2 = 5$$

fixos: T, P, teor de H<sub>2</sub>, teor de CO e mais o teor de H<sub>2</sub>O = teor de CO = teor de CH<sub>4</sub>. Na prática a variável controlada é o ponto de orvalho ou teor de CO<sub>2</sub>.

Na Figura 3.6 esta representada outra relação entre o ponto de orvalho e o teor de carbono de equilíbrio no aço para várias temperaturas numa atmosfera de endogás. (Composição nominal + 20 % CO<sub>2</sub> + 40 % H<sub>2</sub> + 1 % CH<sub>4</sub> e 39 % N<sub>2</sub>).

Com o aumento de temperatura o teor de vapor de água ser tolerado sem provocar descarbonetação decresce bastante. O efeito descarbonetante da variação do vapor de água aumenta com o aumento da temperatura. Por exemplo, para uma variação de 10 % superior ao ponto de orvalho desejado a 2100<sup>0</sup>F é mais prejudicial (maior descarbonetação) do que a 1700<sup>0</sup>F.

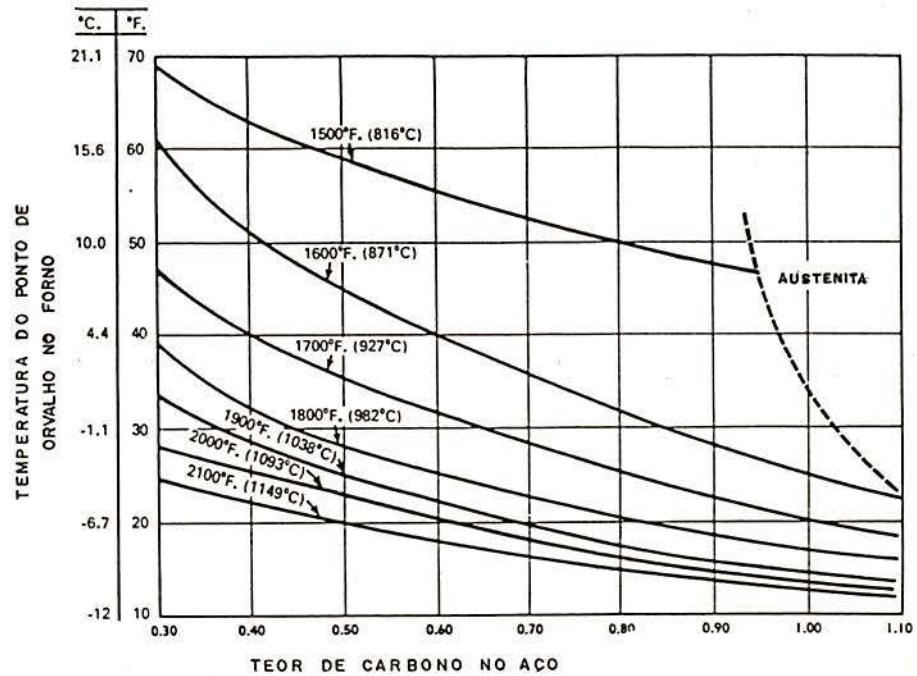


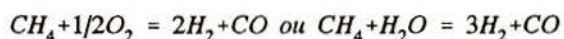
Fig. 3.6 Relação de equilíbrio entre o ponto de orvalho e teor de carbono em aço (austenita) para diferentes temperaturas em atmosfera endotérmica.<sup>[21,45]</sup>

### 3.3.2- TIPOS DE ATMOSFERAS<sup>[35,45]</sup>

Atmosferas protetoras em fornos reduzem os óxidos, evitam a sua formação e/ou a descarbonetação dos compactados durante a sinterização. Estas atmosferas representam uma parte muito importante no processo de metalurgia do pó. O pesquisador Samuel Breadbury<sup>45</sup> de uma forma ampla e objetiva, expôs os tipos mais comuns de gases utilizados para atmosferas protetoras. Por conseguinte, tratar-se-á aqui de seis tipos de atmosferas de sinterização, ou seja, Hidrogênio Puro, Nitrogênio Puro, Mistura Hidrogênio-Nitrogênio, Hidro Carbonetos Gasosos Reformados, Argônio e Hélio.



### 3.3.2.1- HIDROGÊNIO PURO:



É altamente redutor para muitos óxidos metálicos, muito inflamável, muito leve (tendendo a escapar por possíveis aberturas), excelente condutor de calor (elevadas velocidades de aquecimento) e de custo alto (para pequenos fornos).

### 3.3.2.2- NITROGÊNIO PURO

Tem a desvantagem de não ser redutor e reagir com uma série de elementos. A precipitação de nitretos tende a ocorrer com elementos de liga, fragilizando o material sinterizado, relacionado com a perda de elementos de liga existentes em solução sólida. É mais usado para purgar o forno antes e depois de se utilizar um gás inflamável.

### 3.3.2.3- MISTURA DE HIDROGÊNIO E NITROGÊNIO

Pode-se obter pela dissociação de amônia, fornecendo 75 % de  $H_2$  e 25 % de  $N_2$  com pequenos teores de amônia e vapor de água. Pelo baixo teor de água, é neutro as ligas ferro-carbono, podendo-se tornar descarbonetante pela adição de umidade. A amônia dissociada pode ser misturada com o ar e queimada para se obter menos teor de hidrogênio, de 0,5 a 24 % ( $2 NH_3 = N_2 + 3 H_2$ ). Misturas semelhantes são obtidas pela oxidação catalítica direta da amônia e ar.

#### 3.3.2.4- HIDROCARBONETOS GASOSOS REFORMADOS

Referem-se a gases de baixo custo preparados, adicionando-se gás combustível com o ar numa determinada proporção. Gases ricos referem-se a elevados teores de  $H_2$  e  $CO$ , e pobres quando se têm baixos teores dos mesmos. A maior composição é de nitrogênio (70 a 90 %). Os ricos são redutores os pobres são oxidantes.

Gases exotérmicos purificados são preparados, removendo-se  $CO_2$  e  $H_2O$  do gás exotérmico rico e obtendo-se gases semelhantes ou neutros e redutores ou neutros em relação à oxidação.

Gases endotérmicos são reduzidos pela reação entre hidrocarbonetos gasosos e ar (pequena relação gás/ar). Gases úmidos são descarbonetantes e os mais secos são cementantes.

#### 3.3.2.5- ARGÔNIO E HÉLIO

Estes dois tipos de gases inertes tem seu uso limitado devido a seu baixo poder redutor e alto custo. Sua principal vantagem é ser inerte na presença dos metais mais reativos.

#### 3.3.2.6- VÁCUO

Metais ou ligas que tenham a tendência para formar hidretos, são melhores sinterizados em condições de alto vácuo. São eles: titânio, berílio, aços inoxidáveis, Zircônio e compósitos metal-cerâmica. Um vácuo elevado pode provocar uma

evaporação excessiva e perda de um elemento de liga. Alguns óxidos e impurezas não devem ser reduzidos durante a sinterização a vácuo.

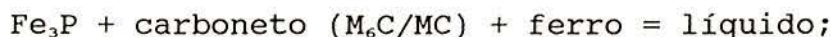
### 3.4- SINTERIZAÇÃO DE AÇOS RÁPIDOS<sup>14</sup>

#### 3.4.1- MECANISMOS DE SINTERIZAÇÃO<sup>19</sup>

A promoção de sinterização e a diminuição da temperatura de sinterização pela adição de Cu-P tem sido confirmado para uma extensa faixa de composição de diferentes aços rápidos. De acordo com trabalhos anteriores foi também determinado aquele mecanismo essencial de sinterização que envolve a fase líquida formada pela reação entre o fosfeto de cobre e a matriz do aço, porém novas idéias têm surgido com respeito a detalhes de semelhantes mecanismos de sinterização na fase líquida. As fases líquidas responsáveis pela sinterização são produzidas pela reação química inicial do fosfeto de cobre com o aço e esta reação é a mesma em todos os diferentes aços rápidos (rico em molibdênio ou rico em tungstênio) estudados. Próximo a  $720^{\circ}\text{C}$  a fusão da liga eutética Cu-P ocorre e o fosfeto de cobre ( $\text{Cu}_3\text{P}$ ) reage com o aço para formar um fosfeto rico em ferro ( $\text{Fe}_3\text{P}$ ) + cobre residual. Elementos ligantes da matriz de aço tais como, cromo, vanádio, molibdênio e cobalto quando verificados também dissolvem dentro da fase fosfeto e o cobre também contém algum ferro dissolvido. Estes produtos de reações de sinterização na fase líquida em altas temperaturas que produzem distintas mudanças na curva de sinterização, estão de acordo com a seqüência proposta abaixo:

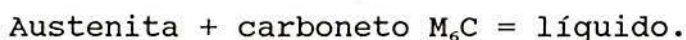
- Na temperatura entre  $980$  e  $1050^{\circ}\text{C}$ , dependendo da

composição do aço, ocorre a fusão do fosfeto eutético. Esta reação têm sido proposta como um eutético semelhante àquele encontrado no ferro fundido<sup>33</sup>, isto é,



- Em aproximadamente 1090°C ocorre a fusão do cobre residual e ligas de ferro;

- Em temperaturas acima de aproximadamente 1150°C, ocorre a fusão do super solidus da matriz do aço, provavelmente por causa da influência do fósforo dissolvido no ponto de fusão do carboneto  $\text{M}_6\text{C}$ ,



Novas evidências sustentam a idéia de que a sinterização ocorre em vários estágios devido a várias reações na fase líquida tais como aquelas mencionadas acima, mas não sustentam o modelo de migração do contorno de grão previamente proposto como um mecanismo de sinterização.<sup>18</sup>

Dois diferentes comportamentos de sinterização podem existir, dependendo da composição do aço, especialmente no primeiro estágio quando um fosfeto na reação da fase líquida está envolvido. Aços Rápidos contendo molibdênio parecem favorecer a formação do contorno de grão da fase líquida que são provavelmente formados por um eutético em que carbonetos e  $\text{M}_3\text{P}$  estão envolvidos, ao passo que nos aços ricos em tungstênio há muito menos evidência de filmes de contorno de grão rico em fósforo ou de eutéticos. A morfologia de colônias de carbonetos criados pela fase fosfeto nestes aços é muito mais típica de uma reação peritética tal como, austenita + líquido = carboneto

$M_6C/MC + M_2P$  (fosfeto de ferro) do que reação eutética demonstrada para o Molibdênio na metalografia.

Diferenças adicionais entre aços rápidos molibdênio e tungstênio são aparentes a partir de suas cinéticas de sinterização. Esta diferença nas cinéticas de sinterização pode ser interpretada usando o modelo de sinterização com fase líquida Kingery. O aço rápido M3/2 rico em Molibdênio sinterizado na temperatura requerida para formar líquido rico em fosfeto, isto é,  $1050^{\circ}C$ , dá um declive de 1/3 para o gráfico Kingery, que está em acordo com o modelo, sugerindo que a contração ocorra pelo rearranjo das partículas devido às forças capilares numa fase líquida formada nos contornos das partículas. A presença de um filme de contorno de grão rico em fósforo confirma este modelo e recomenda uma seqüência de eventos em que a fase líquida formada pela reação eutética delineada anteriormente penetre ao longo do contorno de grão da austenita para causar a fragmentação das partículas do aço original. Esta por sua vez leva à densificação pelo rearranjo das partículas devido ao escorregamento ao longo dos contornos de grãos da austenita. A mais altas temperaturas de sinterização, maior ou igual a  $1120^{\circ}C$ , ocorre uma redução em declive que é consistente com a mudança de mecanismo para um de solução e reprecipitação, e eventualmente para um de contração controlada difusão. A matriz de aço dissolvida na fase líquida rica em fósforo seguida pela reprecipitação dos elementos de liga para criar o crescimento dos carbonetos é consistente com a observação metalográfica.

O aço rico em tungstênio sinterizado dentro da faixa de temperatura em que uma fase líquida rica em fosfeto está presente

produz um declive Kingery mais compatível com um mecanismo de solução reprecipitação do que com rearranjo de partículas.

Resultados de análise térmica e evidências metalográficas sugerem que o líquido rico em fósforo formado pela reação eutética não penetra ao longo do contorno de grão da austenita para causar a fragmentação encontrada no aço rápido M3/2 rico em molibdênio de modo que o rearranjo das partículas não representa uma parte significativa no processo de densificação. O modo mais predominante de densificação é em vez de uma reação solução-reprecipitação, a seqüência sugerida em que a matriz do aço é dissolvida pelo líquido rico em fósforo, embora pequenas partículas de carbonetos não dissolvidos da matriz do aço, ainda permaneçam suspensas nesta fase líquida. Subseqüentes movimentos da fase líquida através da estrutura de poros resulta no agrupamento de carbonetos não dissolvidos retidos em poros internos. Elementos de liga constantemente dissolvidos a partir do aço dentro da fase líquida e o seu transporte pelo movimento desta fase líquida para essas áreas dos poros encoraja o crescimento das partículas de carbonetos por um processo de reprecipitação.

#### 3.4.2- FATORES QUE AFETAM A SINTERIZAÇÃO<sup>14</sup>

##### 3.4.2.1- TEMPO E TEMPERATURA DE SINTERIZAÇÃO

Com o aumento da temperatura de sinterização diminui a

quantidade de tempo requerida para se obter a máxima densidade. Esta relação está demonstrada na Figura 3.7. Uma curva de sinterização para o aço rápido M2 é mostrada na Figura 3.8.

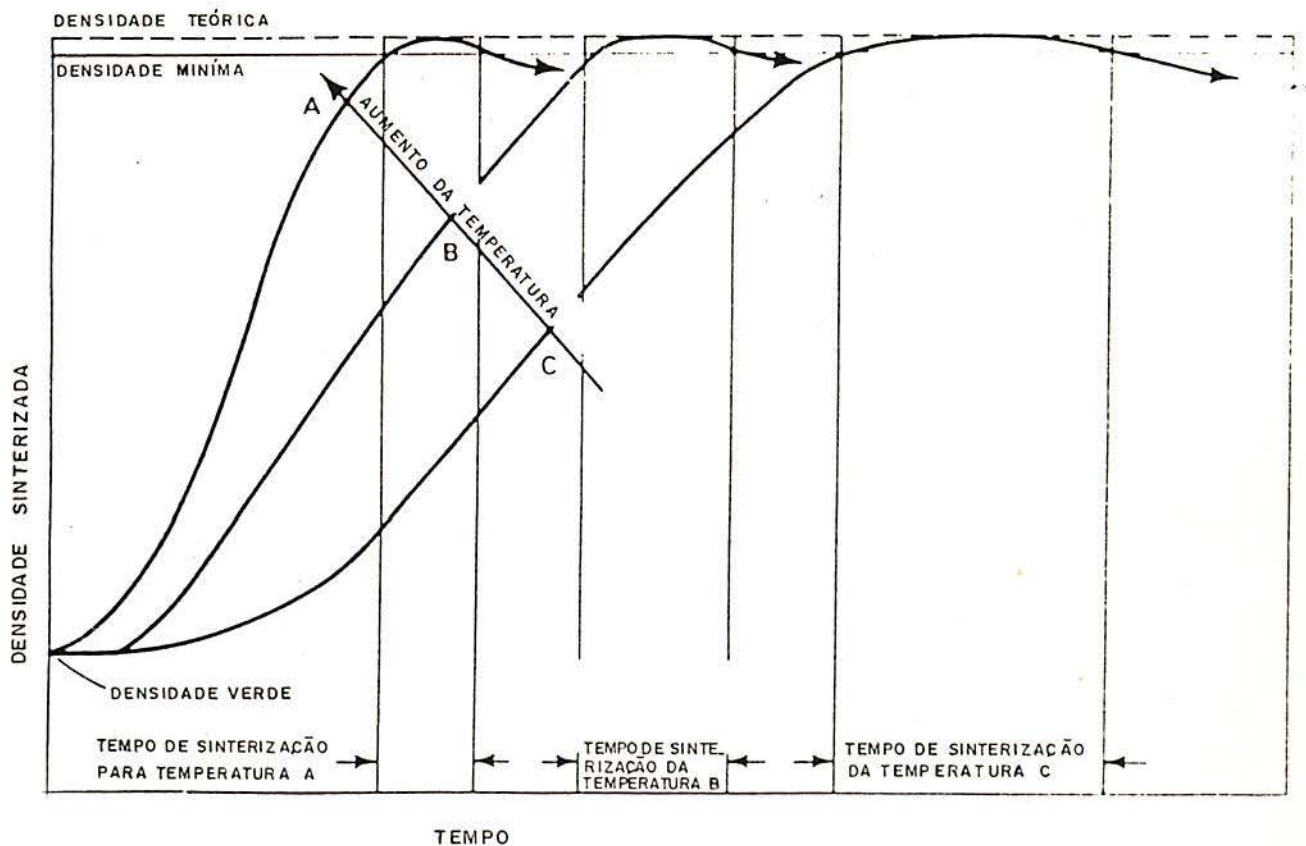


Fig. 3.7 Relação entre densidade sinterizada, tempo de sinterização e temperatura de sinterização.<sup>14</sup>

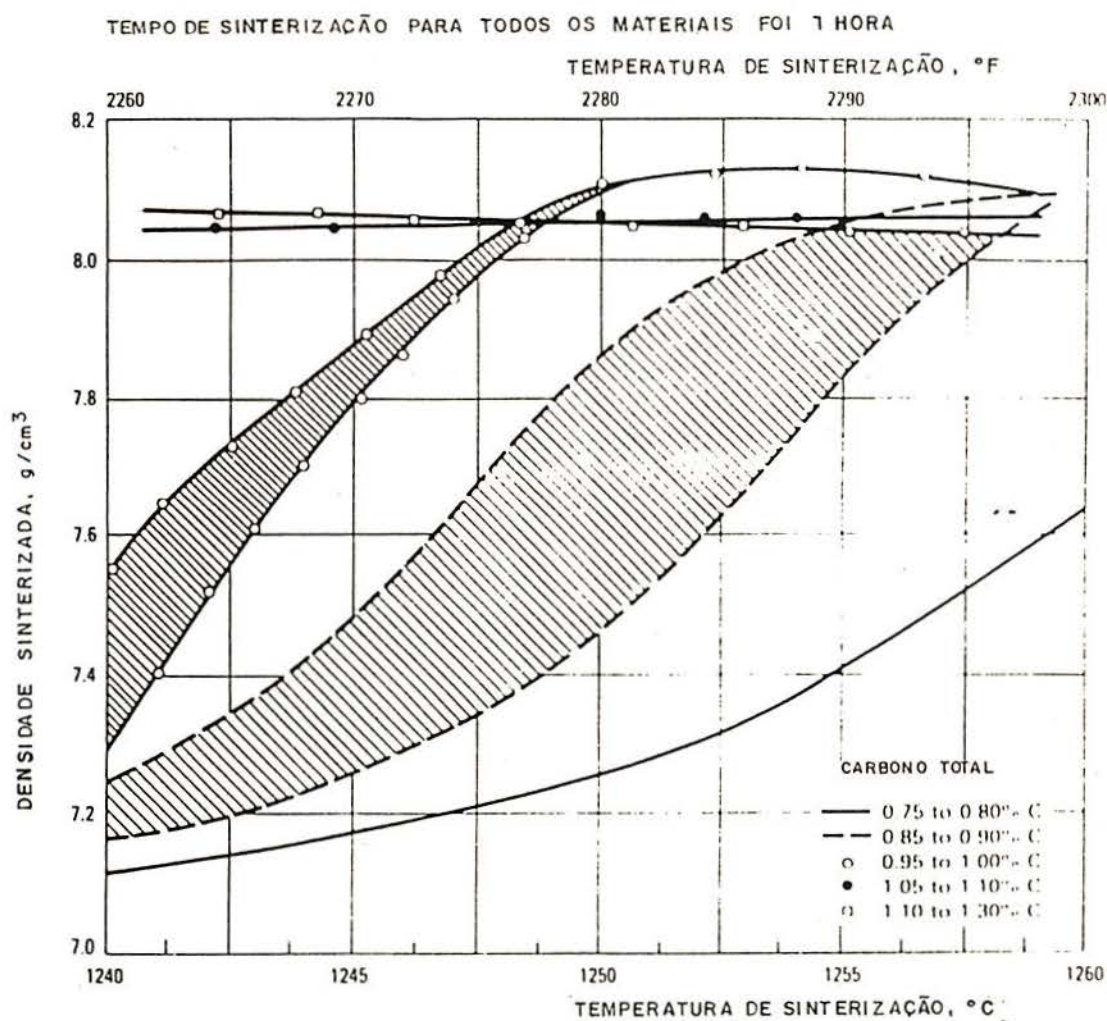


Fig. 3.8 Curvas de sinterização para amostras de aços rápidos M2.<sup>14</sup>

#### 3.4.2.2- EFEITO DO TEOR DE CARBONO

Teor de carbono têm um significativo efeito na temperatura de sinterização. O aumento do teor de carbono reduz a temperatura solidus dos aços rápidos. O carbono pode ser controlado fielmente pela homogeneização do grafite ou pela fuligem dentro do pó antes da compactação. Ele dissolve rapidamente e a sua alta difusividade possibilita uma homogeneização rápida acima de 980°C. Portanto, homogeneização com mais de 0,15 à 0,20 % C pode causar vários efeitos prejudiciais, tais como distribuição não uniforme de carbono, variável responsável pela sinterização, que causa



variação da densidade de peça para peça e distorção na peça. Mais do que 0.15 % C pode ser misturado com um óleo de homogeneização, tal como um óleo mineral. Entretanto, a mistura com óleo pode criar dificuldades para escoamento do pó e iniciar uma produção excessiva de gás durante a sinterização a vácuo. O efeito pela adição de carbono para aços rápidos M2 aquecidos em três temperaturas de sinterização são dados na Tabela 3.1.<sup>14</sup>

Tab. 3.1 Dados de sinterização para aços rápidos M2.<sup>14</sup>

Testes foram realizados em cinco lotes.

Todos os corpos foram compactados em 827 MPa(60 tsi) e sinterizados por 60 min.

Carbono Teor de		PROPRIEDADES SINTERIZADAS					
total % (a)	grafite %	Em 1240 <sup>0</sup> C (2260 <sup>0</sup> F) dens.(g/cm <sup>3</sup> ) evidências	Em 1250 <sup>0</sup> C (2280 <sup>0</sup> F) dens.(g/cm <sup>3</sup> ) evidências	Em 1260 <sup>0</sup> C (2300 <sup>0</sup> F) dens.(g/m <sup>3</sup> ) evidências			
<b>Lote 1</b>							
0.77	0,0	7,19	MLP,FG	7,29	FG, SP	7,47	MSP,VFG
0.87	0,1	7,25	VFG,LP	8,03	FP, LP	8,04	FP, SP
0.97	0,2	7,48	VFG,LP	8,11	FP	8,09	FP
1.07	0,3	8,01	FG	8,09	FP, SP	8,07	E,LP
<b>Lote 2</b>							
0.79	0,0	7,00	VFG,MP	7,25	FG,MP	7,77	MP
0.89	0,1	7,18	VFG,MP	7,76	MP	8,08	FP
0.99	0,2	7,58	MP,VFG	8,08	FP	8,06	FP, LG
1.09	0,3	8,07	VFP	8,00	LG, SP	8,05	E,LP,FP
<b>Lote 3</b>							
0.86	0,0	7,17	VFG,MP	7,47	MP	8,09	FP
0.96	0,1	7,29	VFG,MP	8,08	MLP	8,08	FP,LP
1.06	0,2	7,84	VFG,MP	8,09	SP	8,06	E,LP,LG
1.16	0,3	8,07	FG,VFP	8,07	SP, E	8,07	E,LG
<b>Lote 4</b>							
0.87	0,0	7,22	VFG,MP	7,87	MP	8,09	FP,LP
0.97	0,1	7,47	FG,MP	8,08	FP, SP	8,07	SP
1.07	0,2	8,07	FP	8,06	FP, SP	8,06	E,MSP
1.17	0,3	8,08	FP	8,06	E, SP	8,05	E,MSP
<b>Lote 5</b>							
1.00	0,0	7,82	VFG	8,09	FP, SP	8,06	E,FP,LG
1.10	0,1	8,08	FG	8,07	FP, SP	8,05	E,EP,LG
1.20	0,2	8,07	VFP	8,06	LG, E	8,05	E,FP,LG
1.30	0,3	8,06	LG	8,06	LG, E	8,04	E,FP,LP
<p>Nota: M- muitos (contável), V- muitos (ñ. contável), FG- grão fino, LG- grão grosseiro, SP- poros pequenos, LP- poros grosseiros, FP- poucos poros, MP- muitos poros, E- eutético. (a) Teor de carbono no pó mais o teor de grafite. Não se levou em conta a perda do teor de carbono durante a sinterização devido a deoxidação. Dens. = densidade sinterizada.</p>							

### 3.4.2.3- EFEITO DO TEOR DA LIGA Cu-P<sup>19</sup>

O problema de alta temperatura de sinterização pode ser superado pela adição da liga de pó Cu-P nos aços rápidos<sup>[36,37]</sup>, ao provocar a densificação em temperaturas de aproximadamente 1150<sup>0</sup>C por uma série de reações de sinterização na fase líquida. Trabalhos prévios nos aços rápidos qualidade BM contendo molibdênio, têm estabelecido que a fusão do eutético Cu-P em aproximadamente 720<sup>0</sup>C provoca a reação química com o aço circundante para formar fosfeto tipo Fe<sub>3</sub>P mais cobre residual. Estes dois produtos então iniciam mais adiante reações de fase líquida em temperaturas mais altas que promovem sua distinta e própria taxa de densificação.

### 3.4.3- VARIAÇÃO DIMENSIONAL

Durante a fabricação de peças sinterizadas, mudanças dimensionais devem ser acompanhadas durante cada etapa do processo. A capacidade para controlar ou prever as mudanças é uma importante faceta do processo de fabricação. No caso da última etapa, que é a sinterização, existem muitas variáveis que podem influir na mudança dimensional dos componentes de pós metálicos.<sup>30</sup> Por exemplo a variação dimensional de compactados de aços rápidos em relação a pressão de compactação e dos sinterizados, em relação a atmosfera de forno, temperatura de sinterização, tempo de sinterização e teor de cobre são demonstrados respectivamente nas Figuras 3.9-3.12.<sup>26</sup>

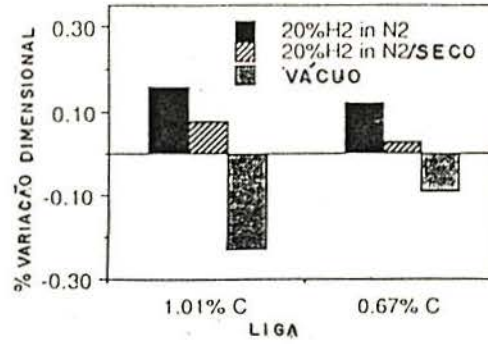


Fig. 3.9 Efeito da atmosfera de sinterização na mudança dimensional para compactados pressionados em 620 MPa e sinterizados por 60 min. em 1120<sup>0</sup>C.<sup>26</sup>

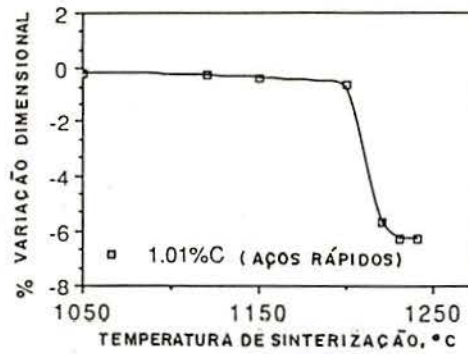


Fig. 3.10 Efeito da temperatura de sinterização na mudança dimensional para compactado pressionados 620 MPa e sinterizados a vácuo por 60 min.<sup>26</sup>

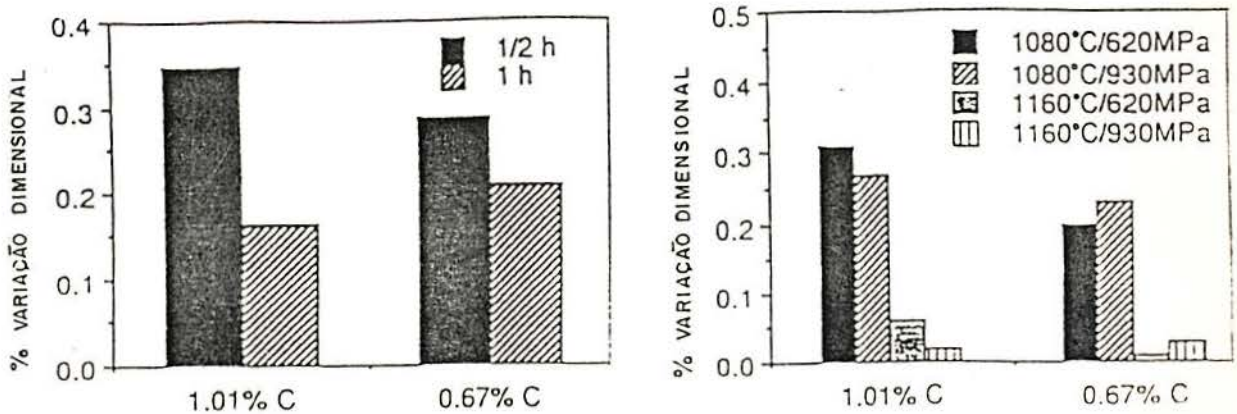


Fig. 3.11 Variação da mudança dimensional com: tempo de sinterização (máximo) e temperatura de sinterização e pressão de compactação (mínima).<sup>26</sup>

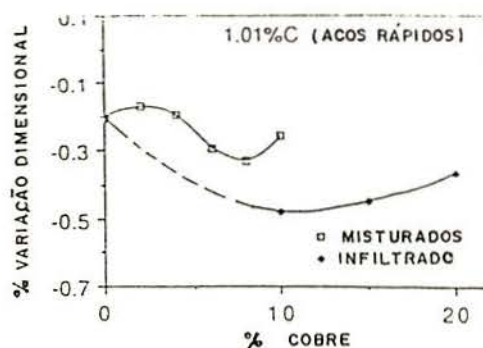


Fig. 3.12 Efeito do Cu na mudança dimensional para amostras compactadas em 620 MPa e sinterizadas a vácuo por 60 min. a 1120<sup>0</sup>C.<sup>26</sup>

Ainda nesta etapa em recentes estudos sem a adição da liga Cu<sub>3</sub>P, foi concluído que a mudança dimensional para aços rápidos desde o compactado até o componente sinterizado foi medido para temperatura de sinterização menores que 1200<sup>0</sup>C e achado menor que 0,2 %.<sup>31</sup> Os pós compactados podem ser sinterizados em temperaturas abaixo de 1200<sup>0</sup>C sem perda de estabilidade dimensional. A sinterização em temperaturas mais altas provoca uma instabilidade dimensional. Para uma mínima mudança dimensional, numa atmosfera de sinterização gasosa contendo hidrogênio e nitrogênio, um gás seco é necessário.

De acordo com estudos anteriores, a adição da liga Cu<sub>3</sub>P provoca consideráveis mudanças dimensionais em temperaturas abaixo de 1200<sup>0</sup>C principalmente por causa da presença do fósforo. Um bom exemplo disto é a contração linear de 7,8 % a uma temperatura de 1135<sup>0</sup>C obtida recentemente para o aço rápido T15.

Também foi concluído que para aços rápidos rico em

molibdênio a mudança dimensional deste aço rápido é influenciada pela atmosfera do forno e temperatura de sinterização.<sup>26</sup>

#### 3.4.4- MICROESTRUTURA SINTERIZADA

##### 3.4.4.1- SINTERIZADO VERSUS CONVENCIONAL

O sucesso dos aços ferramentas em metalurgia do pó é baseado principalmente numa microestrutura uniforme, se comparada com os produtos trabalhados e com os produzidos convencionalmente. Uniformidade superior de constituição dá início a uma excelente tenacidade e menos distorção durante o tratamento térmico, que por sua vez reduz os custos de retificação, e proporciona outros benefícios tais como uma dureza uniforme e aumento da vida da ferramenta.

Pequenas diferenças no tamanho dos carbonetos e uniformidade na distribuição dos carbonetos podem causar alterações de grande importância. Microestruturas típicas de aços rápidos M2 e T15, tais como saem da sinterização são comparadas com ligas trabalhadas na Figura 3.13. Sinterizado T15 têm carbonetos e tamanho de grão mais finos do que os produtos trabalhados. Sinterizado M2 mostra carbonetos e tamanho de grão que geralmente não são tão finos como o sinterizado T15. O aço T15 contém uma grande quantidade de carbonetos MC ricos em vanádio que são muito estáveis e não crescem facilmente. Estes carbonetos também inibem o crescimento de grão durante a sinterização.

(a) Sinterizado final M2; (b) M2 trabalhado e recozido; (c) T15 sinterizado final e (d) T15 trabalhado e recozido. AUMENTO : 350 X .

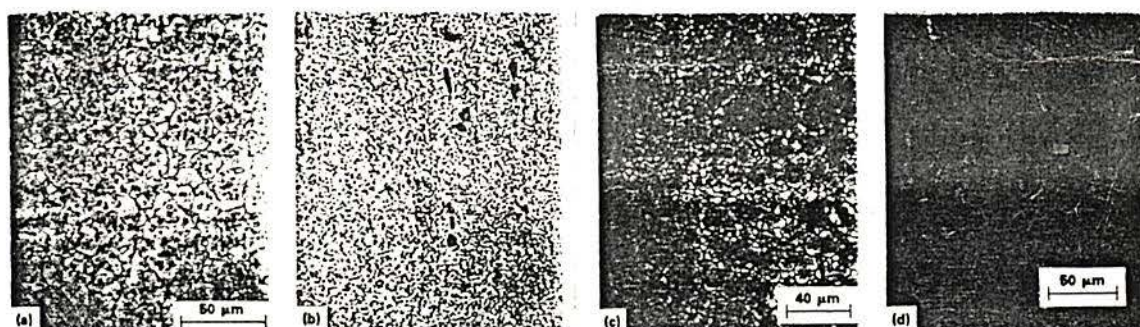


Fig. 3.13 Comparação de típicas microestruturas sinterizadas e trabalhadas de aços rápidos M2 e T15.<sup>14</sup>

#### 3.4.4.2- MICROESTRUTURA SINTERIZADA FINAL

No caso de uma análise de microestrutura sinterizada deve-se levar em consideração três possibilidades, isto é, microestrutura hipo-sinterizada, sinterizada e hiper-sinterizada demonstradas na Figura. 3.14. Microestrutura hipo-sinterizada (Figura 3.14a) têm carbonetos e grãos finos ou muito finos. Os poros são arredondados sem cantos vivos e podem ser irregulares na forma quando a densidade sinterizada é baixa. A sinterizada possui pequenas ou nenhuma porosidade, sem estrutura eutética ou evidência de fusão, carbonetos dispersos uniformemente e tamanho de grão uniforme, conforme demonstra a Figura 3.14b. A hiper-sinterizada têm carbonetos e grãos grandes. Porosidade com cantos e via de regra notada no ponto triplo do grão. Uma estrutura eutética de fusão localizada e uma contínua rede de distribuição de carbonetos ao redor dos grãos pode também estar

presente na microestrutura hiper-sinterizada (Figura 3.14c). Por causa da formação de porosidade no ponto triplo dos grãos, peças hiper-sinterizadas possuem queda mais rápida na densidade sinterizada (cerca de 0,2 a 0,5 g/cm<sup>3</sup>) do que peças corretamente sinterizadas.

(a) Estrutura hipo-sinterizada, (b) Estrutura corretamente sinterizada e (c) Estrutura hiper-sinterizada. Aumento 190x.

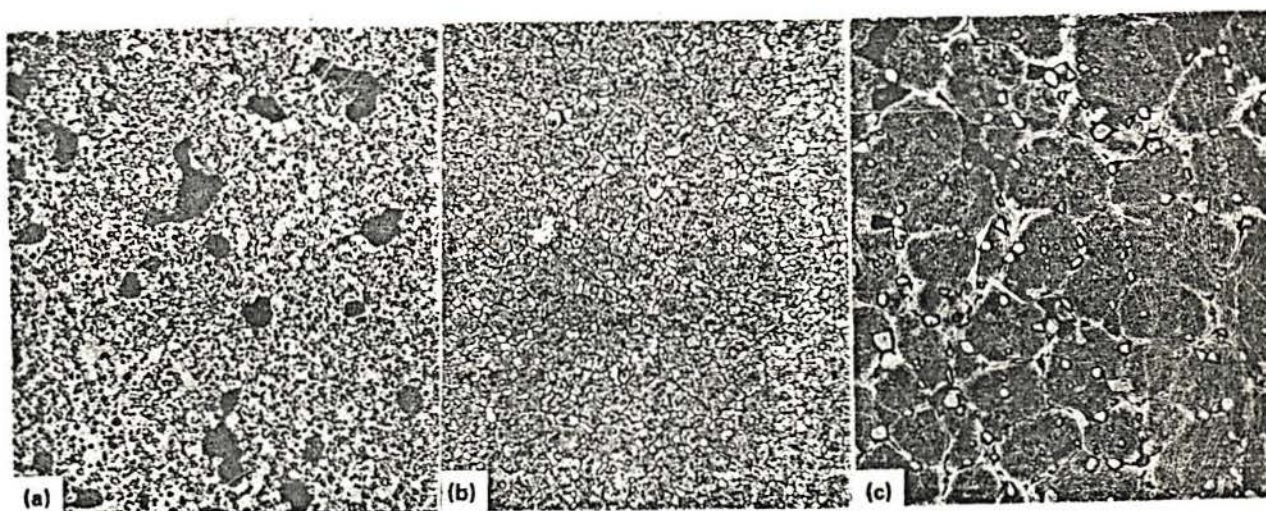


Fig. 3.14 Fotografia dos sinterizados finais do aço rápido T15.<sup>14</sup>

#### 3.4.4.3- CONTAMINAÇÃO

Contaminação metálica pode ser rapidamente detectada na microestrutura de aços ferramentas sinterizados. Contaminação aparece como áreas de carbonetos livres com porosidade e/ou rede de distribuição dos carbonetos, como mostra a Figura 3.15. Tais defeitos ocorrem quando ligas de partículas de baixa fusão ou ligas de partículas que reagem com o carbono do aço ferramenta se apresentam nas ligas dos aços ferramentas de alta fusão, para formar ligas de menor ponto de fusão. Ferro, aço inox, pó de aços

de baixa liga formam tais defeitos como no M2, T15 e outros aços rápidos.

(a) Aumento da microestrutura em 70x demonstrando três partículas de contaminação. (b) Aumento da microestrutura em 275x demonstrando vazios, carbonetos nos contornos de grão e carência de carbonetos nos grãos contaminados.

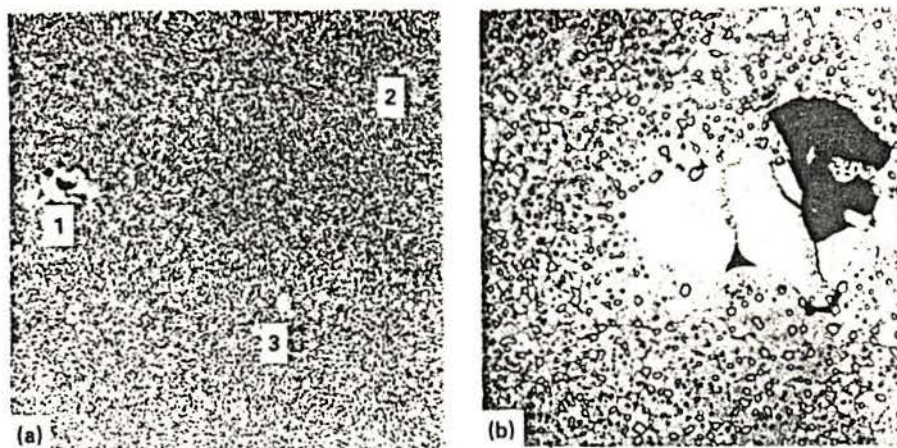


Fig. 3.15 Contaminação metálica no sinterizado final do aço rápido T15.<sup>14</sup>



## 4. TRATAMENTOS TÉRMICOS E PROPRIEDADES

### 4.1- TRATAMENTOS

O tratamento térmico para aços rápidos e semelhante aqueles utilizados nas peças trabalhadas. Em ambos os casos o tratamento térmico consiste num endurecimento e recozimento da estrutura, seguido por um revenido para se obter as propriedades desejadas.

Para otimizar o desempenho, a microestrutura fina dos aços rápido fabricados pela metalurgia do pó pode requerer temperaturas levemente mais baixas do que os componentes trabalhados.

As peças sinterizadas deverão ser recozidas antes da austenitização. Este tratamento melhora o refinamento do grão e transforma grandes quantidades de austenita retida. Peças revenidas a partir da temperatura de sinterização contém grandes quantidades de austenita retida, que baixam as propriedades do material. Um ciclo adequado de recozimento para peças sinterizadas é o aquecimento em 900°C por 4 horas e resfriamento na velocidade de 50°C/h até 500°C, seguido de um rápido resfriamento até a temperatura ambiente.

A temperatura de austenitização dos aços rápidos é influenciada pela exata composição das ligas (particularmente o carbono) como também pelo tamanho dos carbonetos. Carbonetos finos dissolvem mais rapidamente do que carbonetos grosseiros.

Conseqüentemente peças com carbonetos finos deverão ser tratadas termicamente numa temperatura de austenitização mais baixa. A Tabela 4.1 dá valores de dureza, temperatura de endurecimento e revenido.<sup>14</sup>

Tab. 4.1 Condições recomendadas para endurecimento em banho de sal dos aços rápidos sinterizados.<sup>14</sup>

LIGA	DUREZA REQUERIDA		TEMPERATURA DE TÊMPERA		TEMPERATURA DE REVENIDO		MÉTODO DE INTERCEPTO PARA AVALIAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO
	HRC	DPH	°C	°F	°C	°F	
M2	63-64	790-815	1170	2138	570	1058	.....
	64-65	815-840	1180	2156	560	1040	.....
	65-66	840-870	1200	2192	550	1022	.....
M3/2	64-65	815-840	1170	2138	570	1058	15
	65-66	840-870	1180	2156	570	1058	15
	66-67	870-905	1200	2192	560	1040	15
	67-68	905-940	1220	2228	550	1022	14
M4	63-64	790-805	1180	2156	570	1058	10,5
	64-65	815-840	1200	2192	560	1040	8
	65-66	840-870	1200	2192	540	1004	8
M15	63-64	790-815	1180	2156	560	1040	17
	64-65	815-840	1200	2192	580	1076	17
	65-66	840-870	1200	2192	570	1058	17
	66-67	870-905	1210	2210	560	1040	15
M35	63-64	790-815	1180	2156	580	1076	12
	64-65	811-840	1180	2156	560	1040	12
	65-66	840-870	1200	2192	560	1040	12
T15	65-66	840-870	1170	2138	570	1058	17
	66-67	870-905	1180	2156	565	1049	17
	67-68	905-940	1200	2192	550	1022	16
	68-69	940-980	1220	2228	520	968	13,5
T42	66-67	870-905	1160	2120	570	1058	15
	67-68	905-940	1180	2156	570	1058	15
	68-69	940-980	1210	2210	560	1040	1
<p>Todas as amostras foram temperadas por 150 segundos. Todas as amostras foram revenidas por 3 x 1 hora.</p>							

A temperatura de revenido de peças fabricadas pela metalurgia do pó é semelhante aquela utilizada para materiais

trabalhados. Dependendo das propriedades requeridas, a faixa de temperatura vai desde 540 a 595<sup>0</sup>C. Comparando as duas séries de curvas de revenido demonstradas na Figura 4.1 para os aços rápidos BM2 trabalhado e sinterizado, é óbvio que não há diferença significativa entre o comportamento do revenido dos dois materiais.<sup>39</sup>

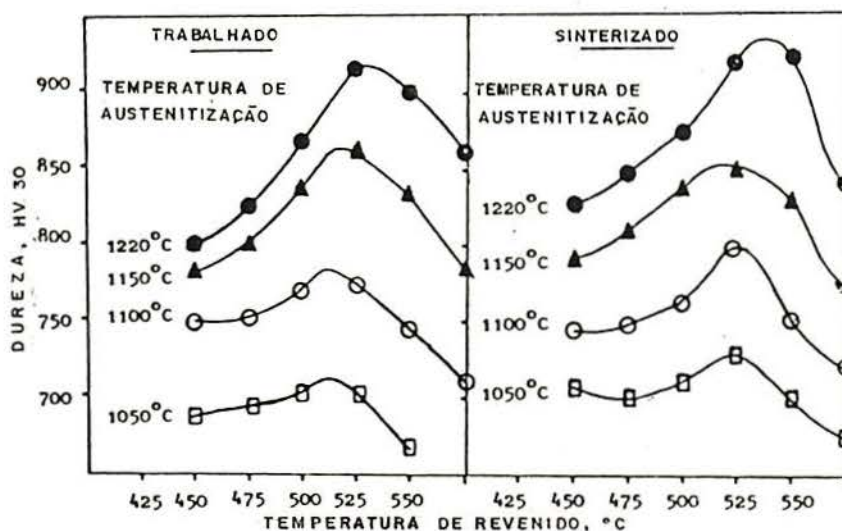


Fig.4.1 Curvas de têmpera dos Aços Rápidos BM2 (0,84 % C) trabalhado e sinterizado.<sup>39</sup>

#### 4.2- PROPRIEDADES

Os aços ferramentas com máxima densidade são fabricados pela metalurgia do pó tanto por compactação a quente dos pós de aços rápidos atomizados a gás como por compactação a frio e sinterização a vácuo de pós de aços ferramentas atomizados a água. Em ambas as, pré-formas resultantes tem uma fina distribuição uniforme de carbonetos sem segregação. Isto resulta num material com excelente abrasividade. Também em comparação com as peças fundidas estes materiais tem uma melhor

trabalhabilidade a quente e dão menos distorção durante o tratamento térmico.<sup>14</sup>

Em trabalhos prévios sobre as propriedades mecânicas para aços rápidos M2 e T15, foi possível obter tanto informações similares aquelas que foram relatadas anteriormente como outras de importância típica para estes aços.

Para o caso do Aço Rápido M2:

- Conforme a Figura 4.2 foi possível obter uma simples correlação entre as propriedades básicas do sinterizado M2 fabricado pela Metalurgia do pó e o processo de sinterizado. As condições indicadas comprovam que os aços ferramentas de densidade 99-100% cedem a um adequado tamanho de grão da austenita, uma vida satisfatória da ferramenta e uma estreita tolerância dimensional;

- Sob as condições utilizadas, insertos com a estrutura de sinterização final deram um desempenho equivalente ao aço rápido convencionalmente produzido para aplicações de impacto, ainda que com valores de resistência ao impacto mais baixos;<sup>39</sup>

- A dureza deve ser controlada pela temperatura de austenitização dentro de uma faixa de 950-1180°C. Revenido deve ser realizado normalmente em 560°C.<sup>10</sup>

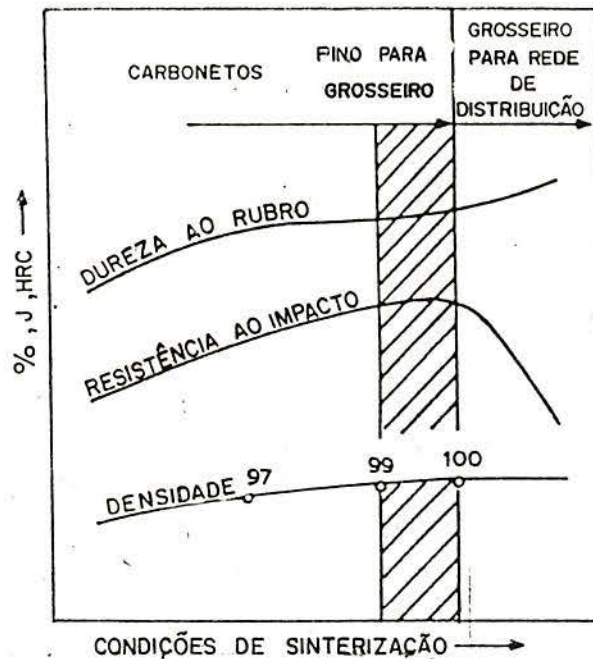


Fig.4.2 Influência das condições de sinterizado nas propriedades básicas do aço rápido M2.<sup>39</sup>

Para o caso dos Aços Rápidos M2 e T15:

- As propriedades de corte para os aços rápidos são as suas mais importantes características e normalmente as requeridas são a tenacidade, resistência a quente e resistência ao desgaste. Recentemente a "KHA PROCESS" concluiu que é possível se obter respectivamente uma melhora na tenacidade, na abrasividade e no desempenho de corte, pelo fato da presença dos carbonetos finos distribuídos uniformemente e do pequeno tamanho destes.<sup>[38,41]</sup>

## 5- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 5.1- INTRODUÇÃO

Os objetivos principais no desenvolvimento de ligas de aços rápidos obtidos pelo processo de metalurgia do pó podem ser descritos como segue:

- Redução da temperatura de sinterização para patamares abaixo de 1200<sup>0</sup>C, onde fornos contínuos industriais operam sem problemas;

- Densificação completa do material em temperaturas de até 100<sup>0</sup>C abaixo dos patamares normais pela utilização da adição combinada do aditivo Cu<sub>3</sub>P com grafite que provocam respectivamente uma fase líquida em temperaturas mais baixas e diminuição da temperatura solidus;

- Buscar um controle dimensional preciso para o sinterizado final. Isto está relacionado com a densificação e a pressão de compactação aplicada ao pó (ou densidade inicial).

Testes anteriores com o aço rápido qualidade M2 da Powdrex da Inglaterra foram realizados principalmente na tentativa de determinar a temperatura ótima de sinterização na qual o material densifica completamente. Foram adicionados 2% de Cu<sub>3</sub>P (15% P + 85% Cu) e 0,2% de grafite ao pó M2 a fim de reduzir a temperatura de sinterização que é cerca de 1250<sup>0</sup>C. As pressões de compactação utilizadas ficaram em torno de 900 MPa. E as sinterizações foram realizadas em Argônio e gás verde. As temperaturas testadas foram

1150, 1160, 1170, 1180, 1190, 1200 e 1210<sup>0</sup>C num tempo de 45 minutos em cada temperatura. Somente em 1210<sup>0</sup>C conseguiu-se algum resultado quanto a densificação, atingindo cerca de 8,0 g/cm<sup>3</sup>, ou 98,8% da densidade teórica do M2 que é 8,1 g/cm<sup>3</sup>. Em temperaturas menores densidades sinterizadas ficaram entre 90 e 97%. A dureza da peça obtida chegou em torno de 60 HRC após têmpera e revenido, atingindo os objetivos.

Apesar dos objetivos terem sido alcançados no que se refere a dureza do material, a temperatura de sinterização estabelecida, para o teor de Cu<sub>3</sub>P combinado com grafite utilizado, tem sido ainda um pouco alta.

O objetivo deste trabalho com aços rápidos M2 e T15 é melhorar estes resultados segundo orientação da literatura, e investigar propriedades de materiais tais como dureza e impacto.

## 5.2- PÓS UTILIZADOS

Duas qualidades de pós de aços rápidos atomizados a água (M2 e T15) manufaturados pela SCM Metal Products Inc, foram usadas neste estudo. As granulometrias foram de -100 mesh, com as seguintes composições químicas (% em peso): M2 (0,88 C, 0,440 Si, 0,400 Mn, 0,19 S, 0,11 P, 4,20 Cr, 5,01 Mo, 0,140 Ni, 0,20 Co, 6,41 W, 2,07 V, 0,782 O, 0,0232 N) e T15 (1,55 C, 0,390 Si, 0,360 Mn, 0,20 S, 0,16 P, 4,51 Cr, 0,691 Mo, 0,016 Ni, 5,18 Co, 12,26 W, 4,71 V, 0,109 O e 0,0450 N). Uma análise de peneira, taxa de escoamento densidade aparente, densidade batida, pressão de compactação, densidade verde e resistência verde destes pós

são dados na Tabela 5.1. Cada um destes pós de aços rápidos foi misturado com pó lubrificante estearato de zinco, teores de 7 e 9,5% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  (15% de fósforo) e teores de 0,2, 0,25 e 0,3% de grafite num misturador tipo tambor durante 1 hora. O  $\text{Cu}_3\text{P}$  foi obtido de fundição e moído num moinho atritor do Laboratório da Metalurgia do Pó (LTM-UFRGS). Sua granulometria como também a do grafite foram inferiores a -325 mesh.

TAB. 5.1. Características dos pós de aços rápidos.

Fração de pó que passa pela peneira (mesh)	Distribuição do tamanho das partículas, peso - %	
	M2	T15
+ 100	0,9	0,6
+ 150	11,2	14,2
+ 200	20,1	23,9
+ 325	29,6	29,5
Densidade Aparente, $\text{g}/\text{cm}^3$	2,21	1,73
Taxa de escoamento, sec.	39,0	53,0
Densidade batida, $\text{g}/\text{cm}^3$	3,00	2,50
Pressão de compactação, MPa	315	315
Densidade verde, $\text{g}/\text{cm}^3$	6,16	5,98
Resistência verde, MPa	31,20	49,90

### 5.3- TESTES PRELIMINARES

Segundo Tabela 5.2 em testes preliminares com aços rápidos M2 e T15, observou-se que os resultados obtidos com adição 9,5% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  ainda não foram tão significativos quanto aqueles obtidos com adição de 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$ . Em face disto e tendo em vista os objetivos propostos neste trabalho realizaram-se experimentos utilizando somente adição 7% da liga  $\text{Cu}_3\text{P}$ . Atmosfera de argônio comercial foi utilizada nos testes de 1 a 17 e de gás verde nos testes 18 e 19.



Tab. 5.2. Testes preliminares com aços rápidos M2 e T15.

Teste	Liga	Temperatura de sinterização (°C)	Grafite (%)	CU <sub>3</sub> P (%)	Dens. verde (%)	Dens. sinter. (%)	Dens. Arq. (%)	Contração linear (%)
01	M2	1150	0	7,0	67,84	80,93	82,47	5,11
01A	M2	1150	0	7,0	72,97	79,97	80,99	2,52
02	M2	1150	0,2	7,0	68,48	87,92	88,42	6,83
02A	M2	1150	0,2	7,0	79,46	86,30	85,20	4,36
03	M2	1150	0,3	7,0	67,96	88,14	89,90	7,63
03A	M2	1150	0,3	7,0	75,59	88,83	89,19	4,64
04	M2	1170	0,3	7,0	68,00	87,27	87,16	6,96
04A	M2	1170	0,3	7,0	73,00	85,72	86,12	4,38
05	M2	1150	0,1	9,5	80,11	90,86	91,23	4,29
06	M2	1150	0,2	9,5	79,96	91,34	91,48	4,55
07	M2	1150	0,3	9,5	79,98	91,96	91,60	4,76
08	T15	1150	0,1	9,5	77,07	91,95	93,00	6,19
09	T15	1150	0,2	9,5	78,95	94,81	94,01	6,35
10	T15	1150	0,3	9,5	78,83	91,59	92,88	6,35
11	M2	1150	0,5	9,5	80,40	90,82	90,62	4,50
12	M2	1150	0,5	9,5	83,98	92,16	91,60	3,54
13	M2	1180	0,3	9,5	83,14	91,80	91,23	-
14	T15	1130	0,3	7,0	-	94,87	93,92	-
15	T15	1140	0,3	7,0	79,80	96,73	94,81	-
16	M2	1190	0,2	7,0	-	-	93,63	-
17	T15	1150	0,3	7,0	77,00	-	93,81	-
18	T15	1150	0,25	7,0	83,16	-	99,35	-
19	M2	1150	0,2	7,0	79,05	-	98,91	-

Nota:  
Dens. Verde - Densidade Verde  
Dens. Sinter. - Densidade Sinterizada  
Dens. Arq. - Densidade medida por Arquimedes

## 5.4- COMPACTAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Conforme as ligas em estudo citadas no item 5.2, foram compactados a frio 36 corpos de prova cilíndricos de diâmetro 25 mm, sendo 18 para cada liga. Também ainda foram compactados a frio 5 corpos de prova retangulares de dimensões 55x10x10 mm da liga M2 com 0,2% de grafite. Tanto estes

corpos de prova padronizados para testes de resistência ao impacto como os cilíndricos, foram compactados em matrizes do tipo dupla ação numa prensa hidráulica, manual marca EKA de 40 Ton. A pressão de compactação utilizada foi de 700 MPa. As variações das densidades verdes a esta pressão para cada teor de grafite esta demonstrada na Figura 5.1.

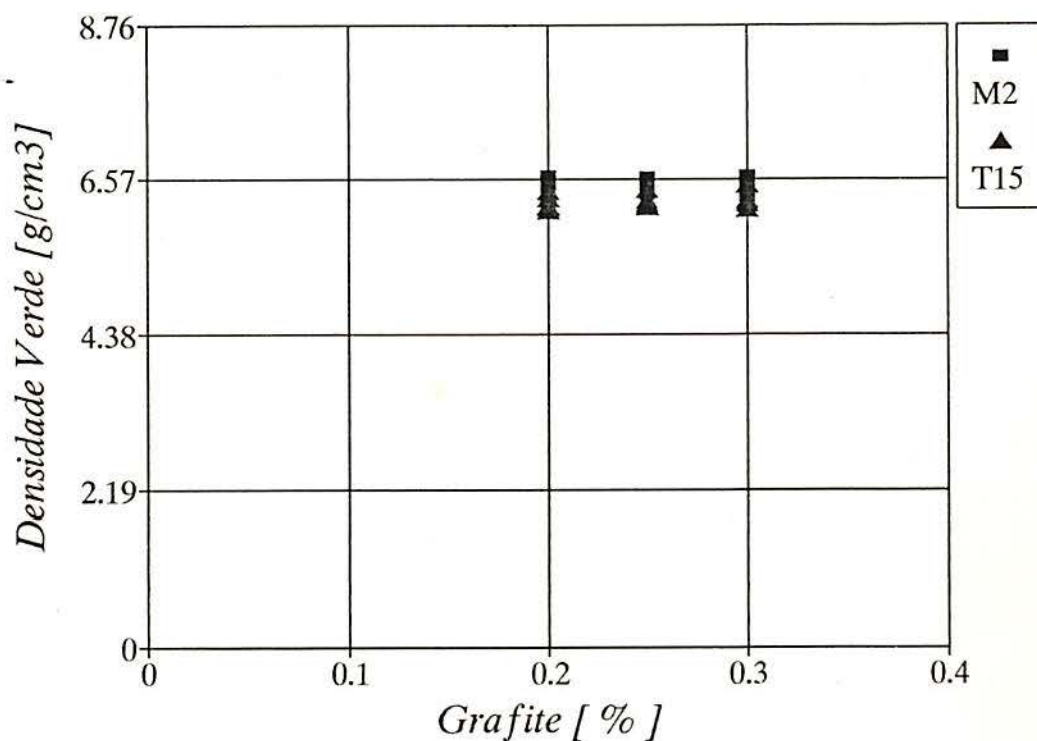


Fig. 5.1 Efeito nas densidades verdes dos aços rápidos M2 e T15 pela adição combinada do teor de variável de grafite com 0,5% de estearato de zinco. A pressão de compactação foi de 700 MPa.

#### 5.5- SINTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Sinterização dos corpos de prova foi realizada com atmosferas de argônio comercial e gás verde ( $95N_2 + 5H_2$ ). Cinco foram as temperaturas utilizadas. No caso específico da temperatura de  $1135^{\circ}C$  foram sinterizados 12 corpos cilíndricos, sendo 6 para cada atmosfera e um corpo retangular na atmosfera de gás verde. Para cada uma das outras quatro temperaturas foram

sinterizados em atmosfera de gás verde 6 corpos cilíndricos e 1 retangular.

#### 5.5.1- SINTERIZAÇÃO EM FORNO ELÉTRICO DE LABORATÓRIO

Sinterização foi carregada num forno câmara em atmosfera de gás verde ( $95\text{N}_2 + 5\text{H}_2$ ) com uma taxa de aquecimento de aproximadamente  $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ . Próximo da temperatura de  $500^\circ\text{C}$  ocorreu uma parada de 15 minutos para a queima do lubrificante. Posteriormente com a mesma taxa de aquecimento, aumentou-se a temperatura de sinterização, de maneira que fossem respeitadas as temperaturas onde ocorrem as fases líquidas de sinterização de cada qualidade de aço. Nestas temperaturas que variaram de  $700$  a  $1050^\circ\text{C}$ , ocorreram paradas (patamares) de 10 minutos em cada uma. Desta forma prosseguiu-se até atingir a temperatura de sinterização final, onde os corpos de prova permaneceram por 60 minutos. Após o término da sinterização os corpos foram resfriados a uma taxa de  $20^\circ\text{C}/\text{min}$ . O ciclo da etapa de sinterização está demonstrado na Figura 5.2.

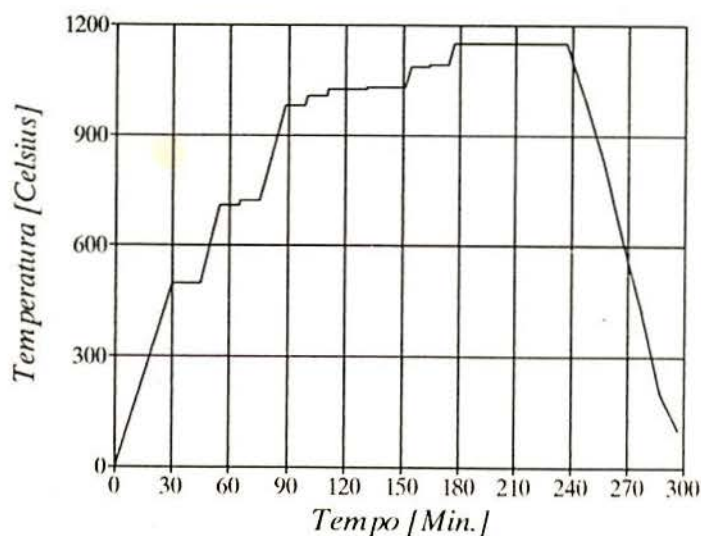


Fig. 5.2 Ciclo de sinterização em forno elétrico de laboratório para aços rápidos M2 e T15.

## 5.5.2- DENSIDADE SINTERIZADA

Após a sinterização as densidades dos corpos de prova foram medidas utilizando-se o Princípio de Arquimedes, isto é, o volume deslocado em um líquido pela peça. O cálculo do erro para a balança utilizada apresentou uma variação - 0,25 % na determinação das densidades. Os resultados apresentados no gráfico das Figuras 5.3 a 5.5.

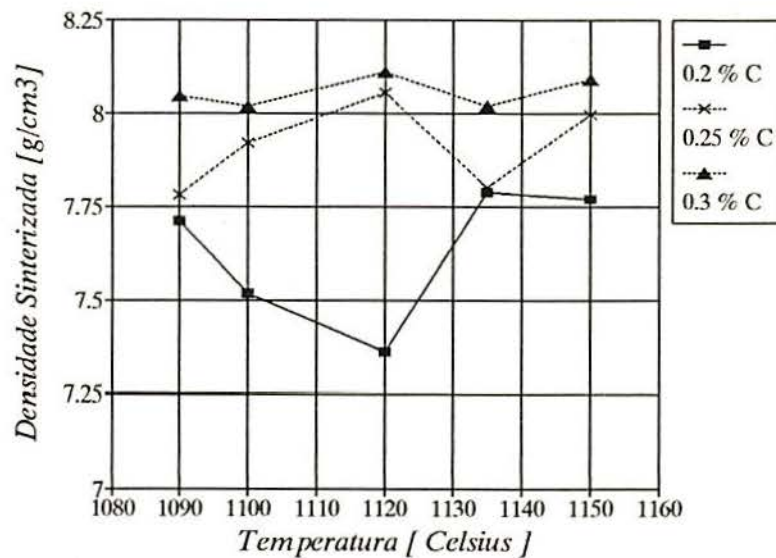


Fig. 5.3 Variação da densidade sinterizada x temperatura de sinterização para o aço rápido M2 com várias adições de grafite combinado com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$ .

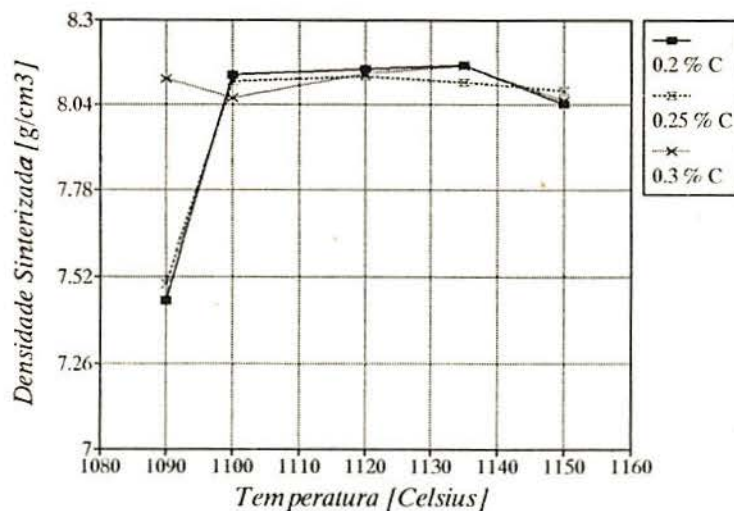


Fig. 5.4. Variação da densidade sinterizada x temperatura de sinterização para o aço rápido T15 com várias adições de grafite combinado com 7%  $\text{Cu}_3\text{P}$ .

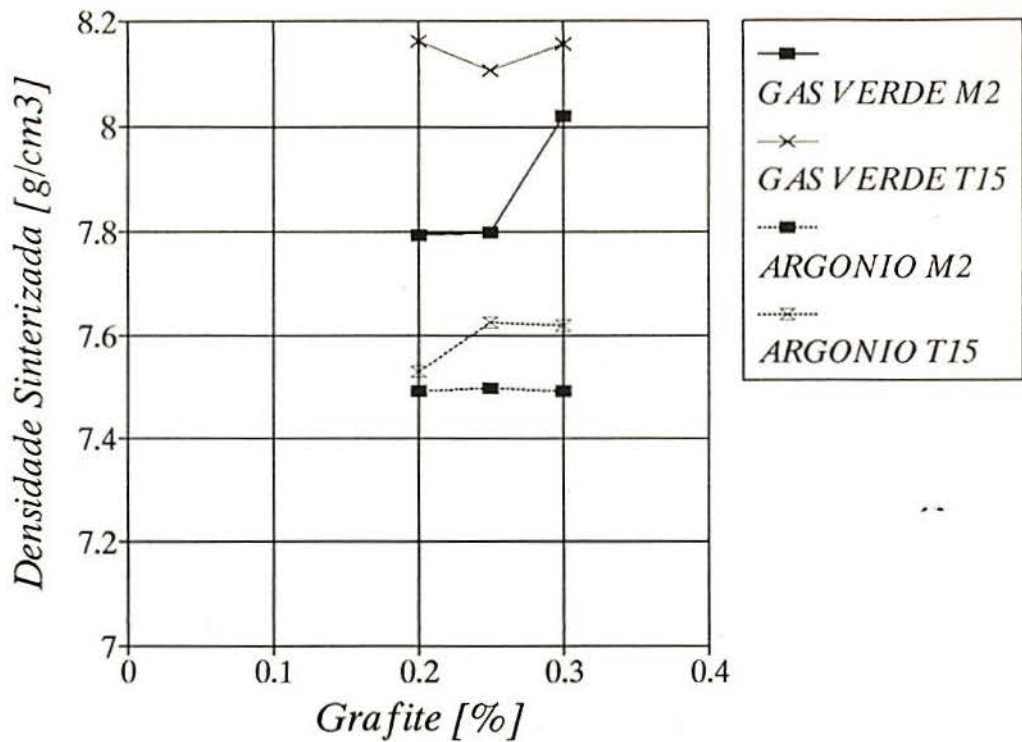


Fig. 5.5 Comparação das densidades sinterizadas dos aços rápidos M2 e T15 contendo 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e teor de grafite variável para duas atmosferas de sinterização. Temperatura de  $1135^\circ\text{C}$ .

### 5.5.3- DENSIDADE RELATIVA

A variação da densidade relativa para cada aço é dada em função da temperatura de sinterização nas Figuras 5.6 a 5.8.

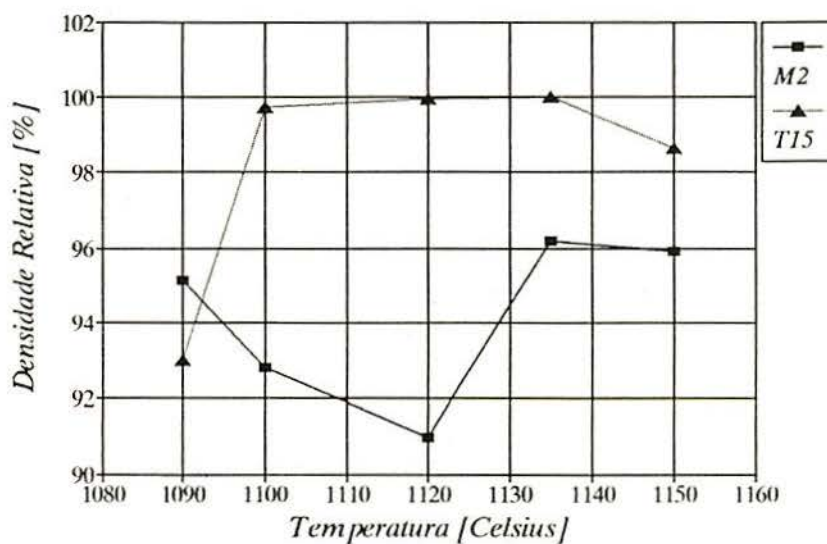


Fig. 5.6 Comparação das densidades relativas dos aços rápidos M2 e T15 com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,2% de grafite em função da temperatura.

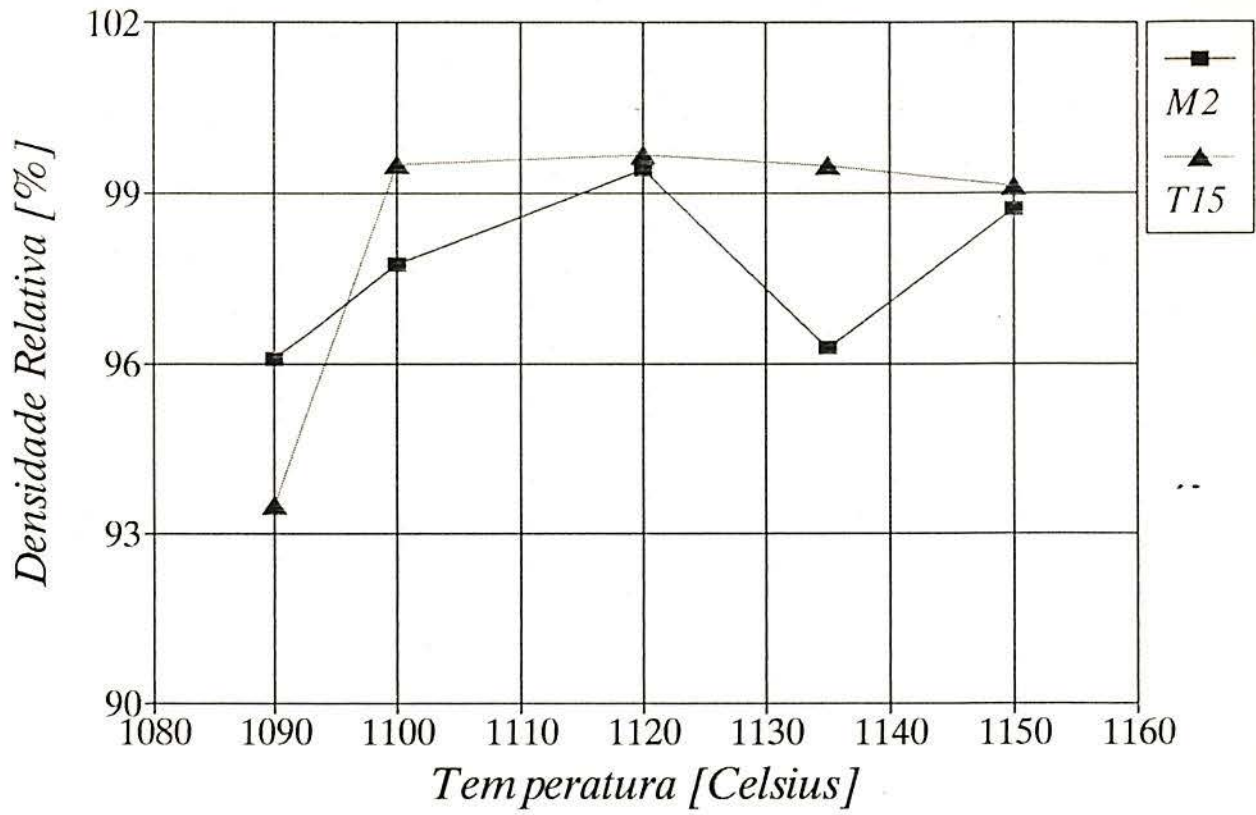


Fig. 5.7 Comparação das densidades relativas dos aços rápidos M2 e T15 com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,25% de grafite função da temperatura.

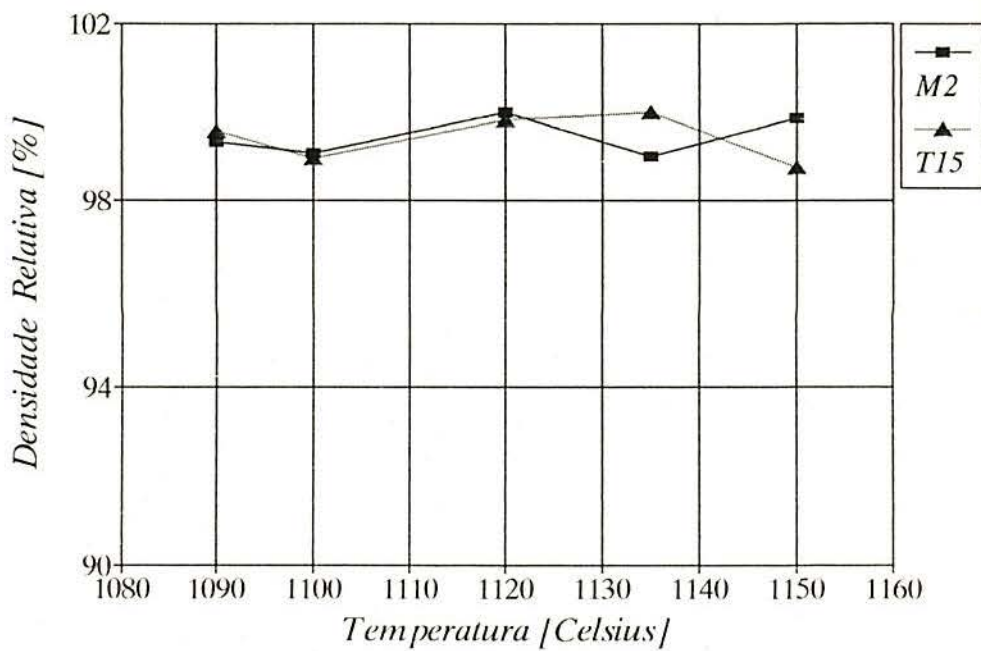


Fig. 5.8 Comparação das densidades relativas dos aços rápidos M2 e T15 com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,3% de grafite em função da temperatura.

## 5.6- VARIAÇÕES DIMENSIONAIS

Todos os corpos de prova sofreram contrações durante a sinterização. As variações foram medidas no seu diâmetro, onde as contrações são mais significativas. Foram tomadas as medidas antes da sinterização ( $d_0$ ) e após a sinterização ( $d_f$ ). O cálculo foi feito da seguinte forma.

$$\text{Contração} = \frac{d_0 - d_f}{d_f} \times 100\%$$

Como todas as amostras contraíram, o sinal é negativo. Os resultados obtidos estão demonstrados nas Figuras 5.9 a 5.14.

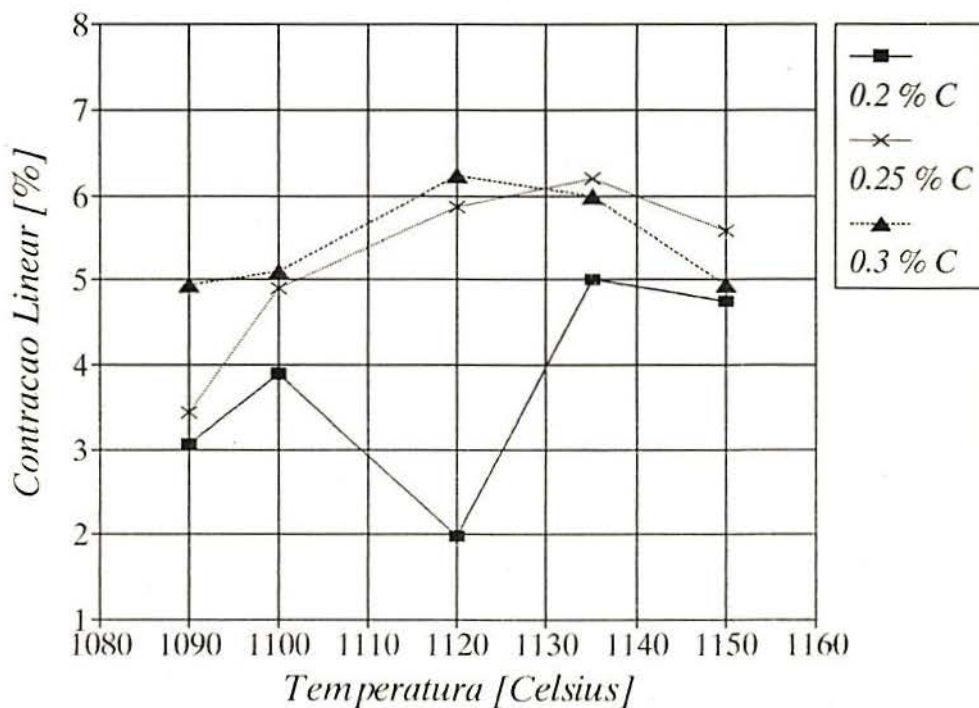


Fig. 5.9 Variação da contração com a temperatura de sinterização para o aço rápido M2 com várias adições de grafite contendo 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$ . Em atmosfera de gás verde por 60 min.

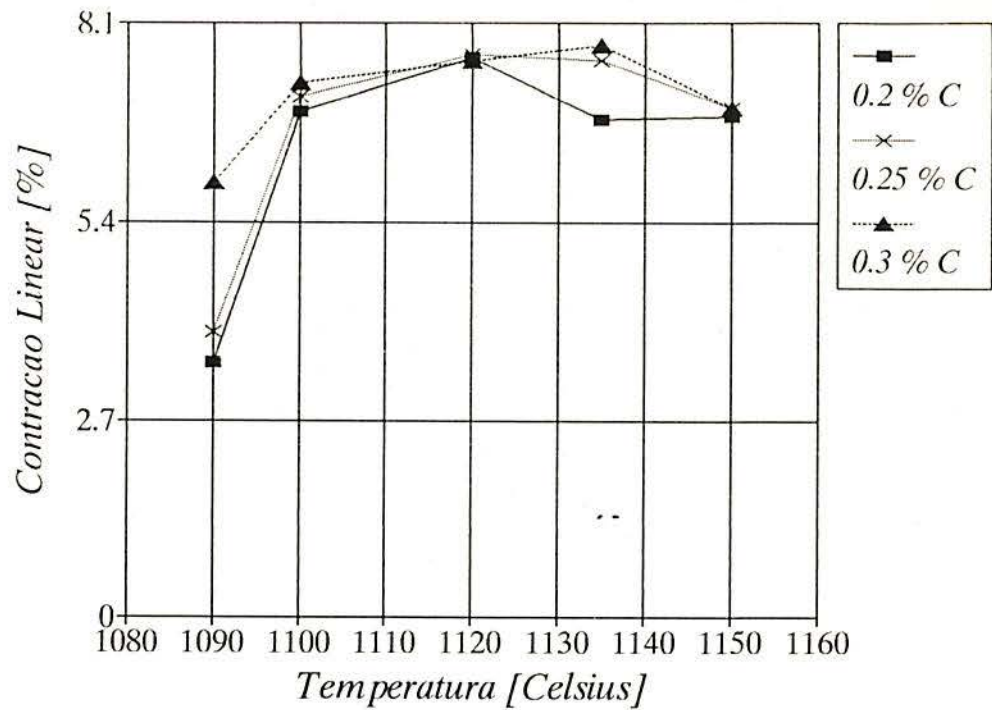


Fig. 5.10 Variação da contração com a temperatura de sinterização para o aço rápido T15 com várias adições de grafite, e 7% de Cu<sub>3</sub>P.

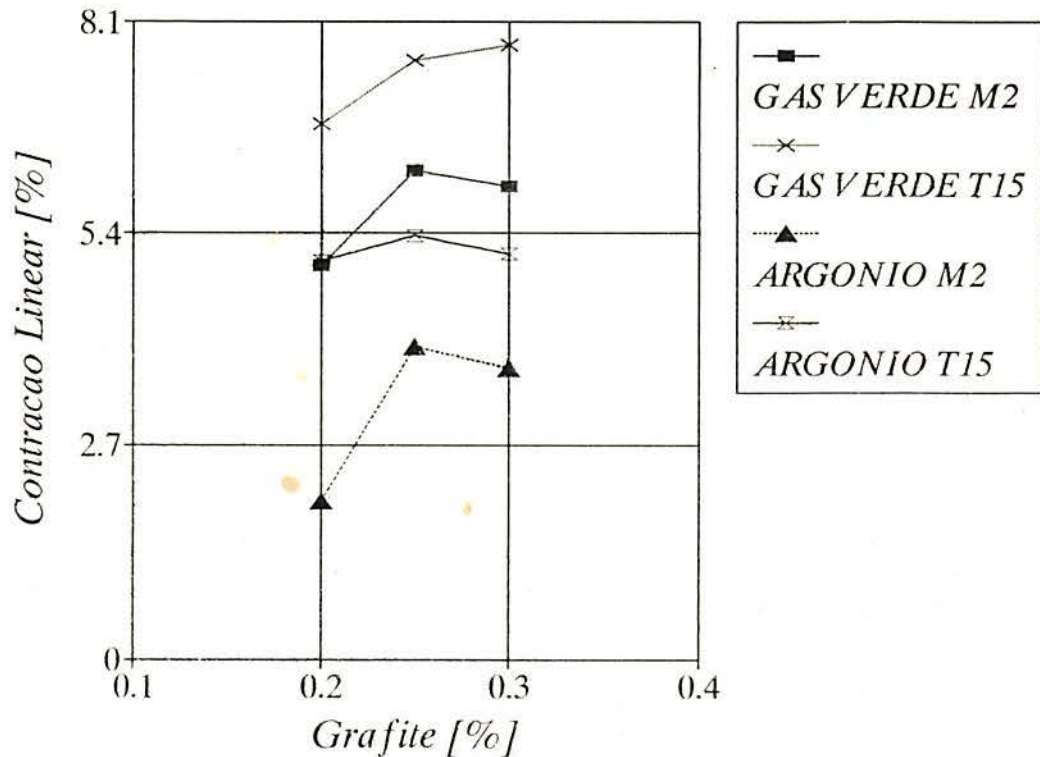


Fig. 5.11 Comparação das contrações dos aços rápidos M2 e T15 com 7% de Cu<sub>3</sub>P e teor de grafite variável para duas atmosferas de sinterização. Temperatura de 1135<sup>0</sup>C.



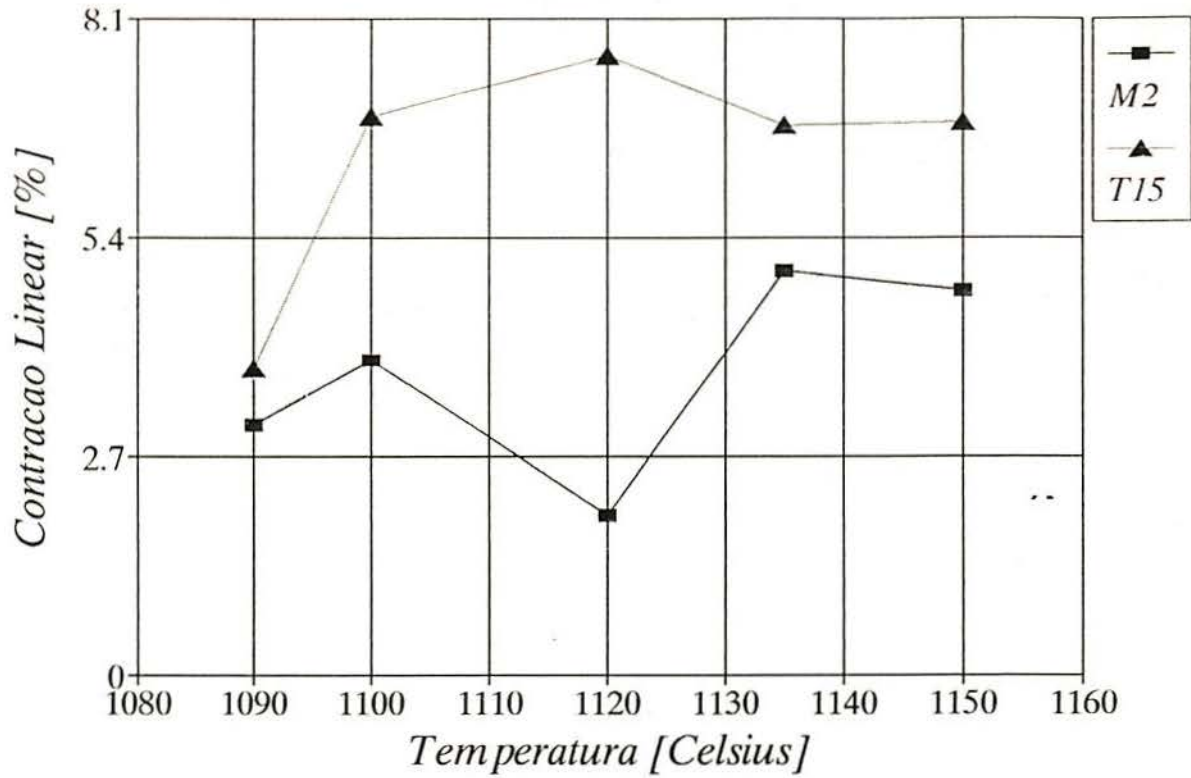


Fig. 5.12 Comparação das contrações lineares dos aços rápidos M2 e T15 com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,2% de grafite em função da temperatura de sinterização. Em atmosfera de gás verde por 60 min.

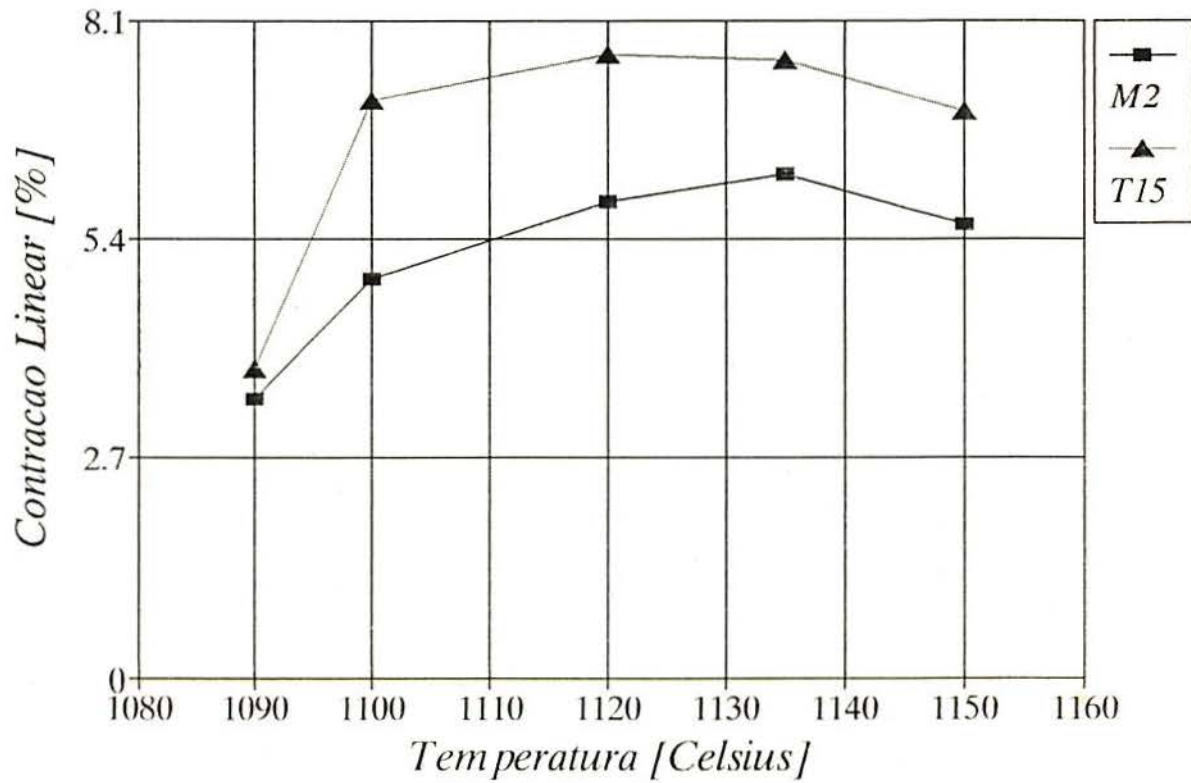


Fig. 5.13 Comparação das contrações lineares dos aços rápidos M2 e T15 com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,25% de grafite em função da temperatura de sinterização. Em atmosfera de gás verde por 60 min.

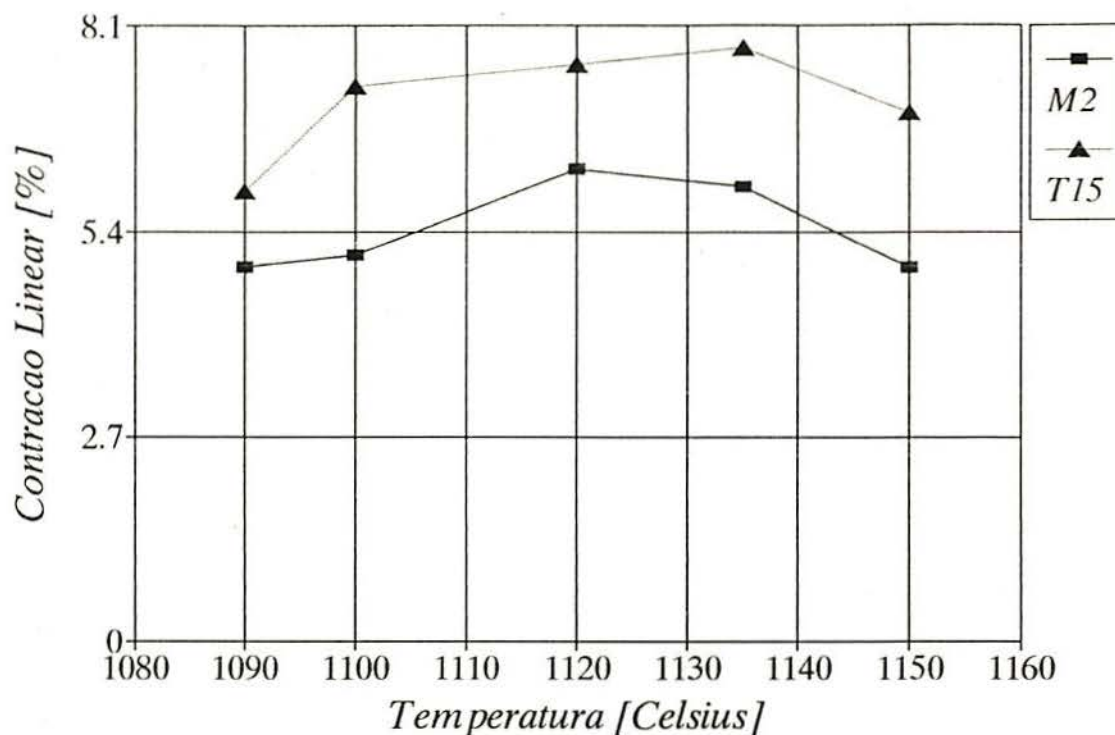


Fig. 5.14 Comparação das contrações lineares dos aços rápidos M2 e T15 com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,3% de grafite em função da temperatura de sinterização. Em atmosfera de gás verde por 60 min.

## 5.7- TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os corpos de prova foram submetidos aos seguintes tratamentos térmicos: Tanto para a investigação da dureza como para a de Resistência ao impacto as amostras cilíndricas e retangulares tiveram um pré-aquecimento num banho de sal em  $850^{\circ}\text{C}$  por 30 minutos, austenitização com banho de sal entre 1100 e  $1200^{\circ}\text{C}$  por 150 segundos, Revenido triplo em banho de sal entre  $550$  e  $570^{\circ}\text{C}$  por 3 x 60 minutos e resfriamento ao ar.

## 5.8- INVESTIGAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS

### 5.8.1- DUREZA

Os sinterizados foram submetidos a medições de dureza,

sendo que para cada um dos 30 corpos de prova cilíndricos foram tiradas no mínimo 3 durezas. Esses valores estão plotados nos gráficos das Figuras 5.15 a 5.19.

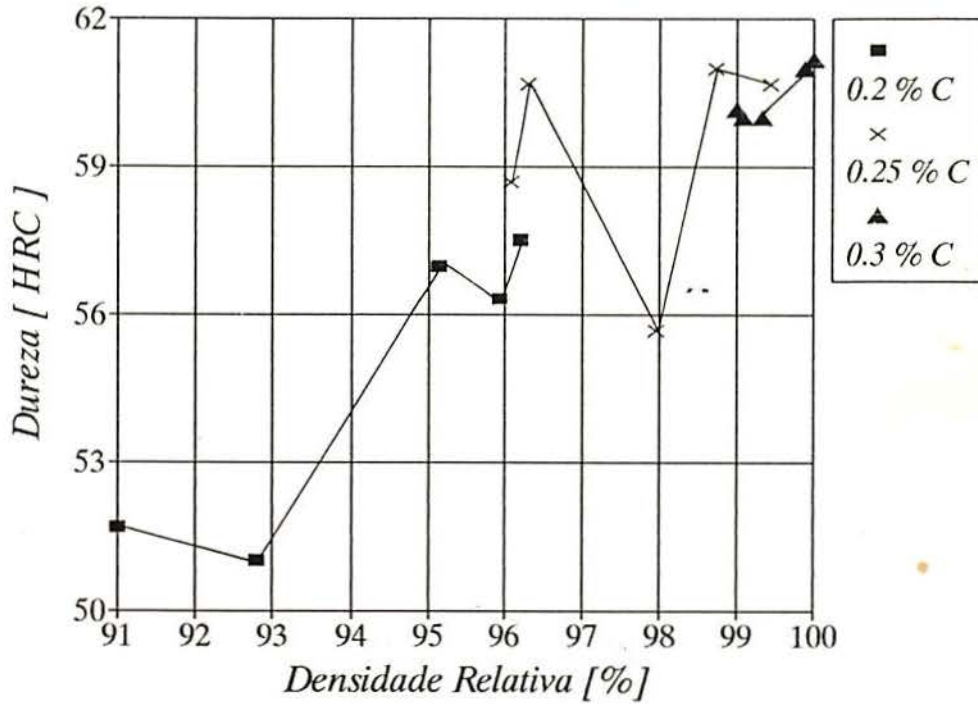


Fig. 5.15 Efeito da densidade relativa na dureza para aço rápido M2 com várias adições de grafite e 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  em várias temperaturas.

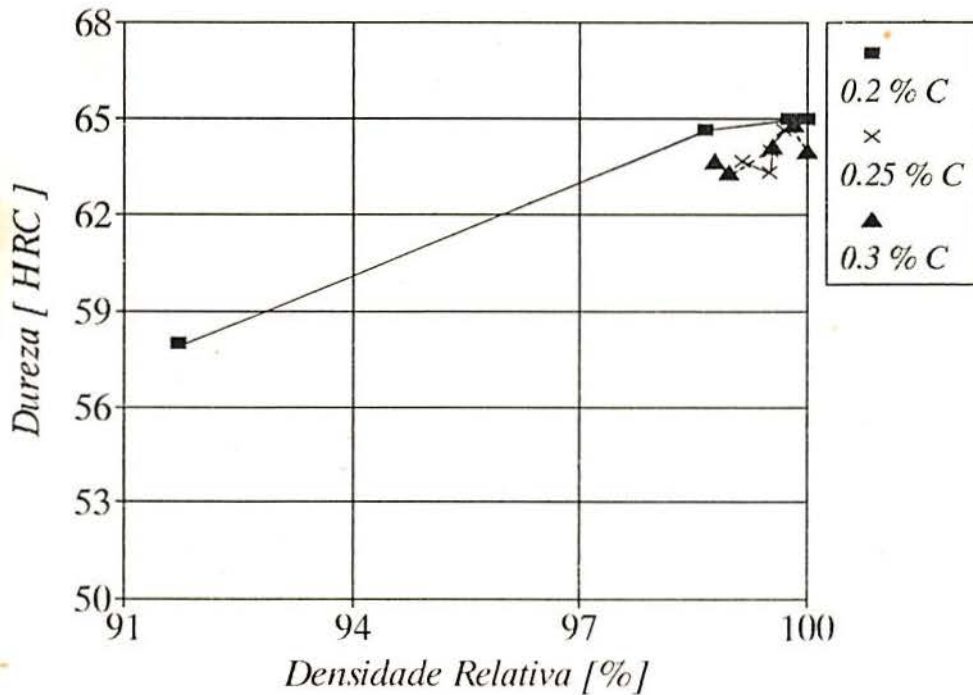


Fig. 5.16 Efeito da densidade relativa na dureza do aço rápido T15 com várias adições de grafite e 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  em várias temperaturas.

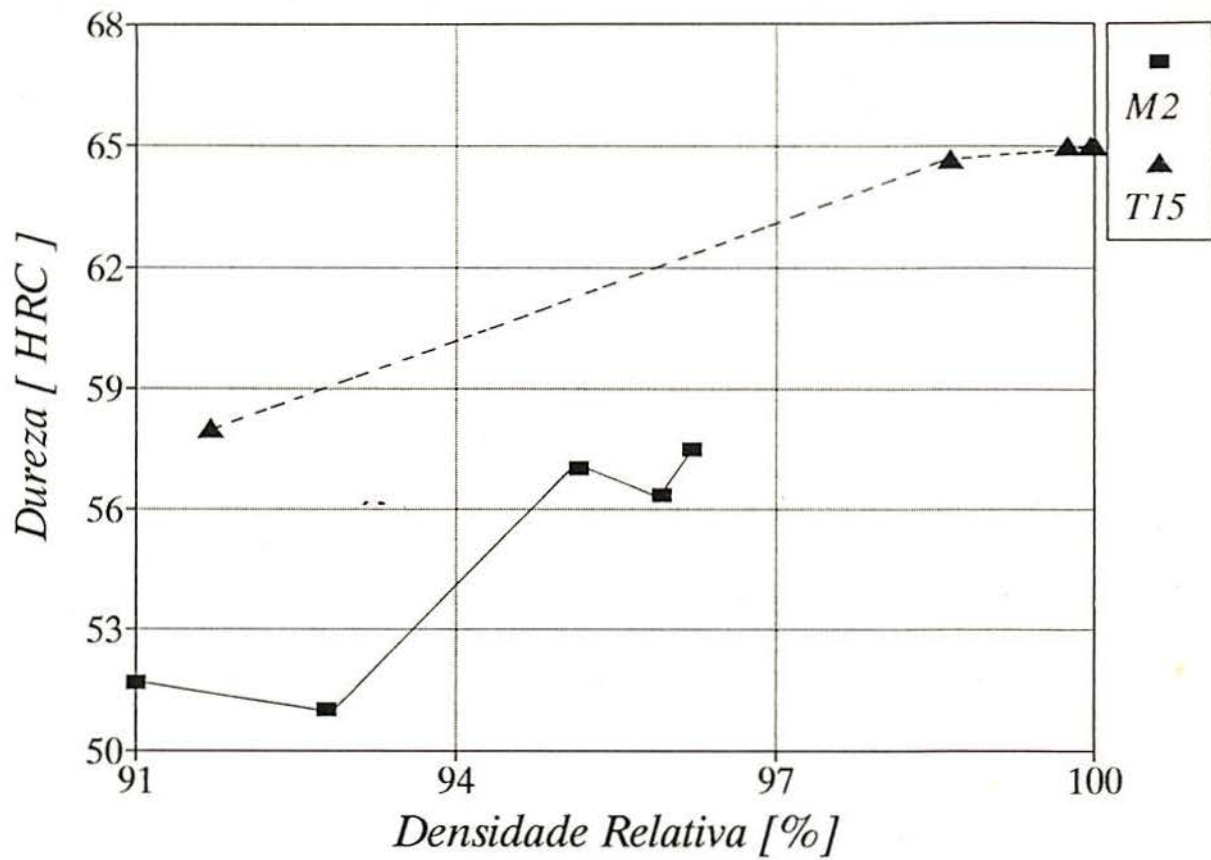


Fig. 5.17 Relação da densidade relativa com a dureza dos aços rápidos M2 e T15 com adição de 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,2% de grafite em várias temperaturas de sinterização.

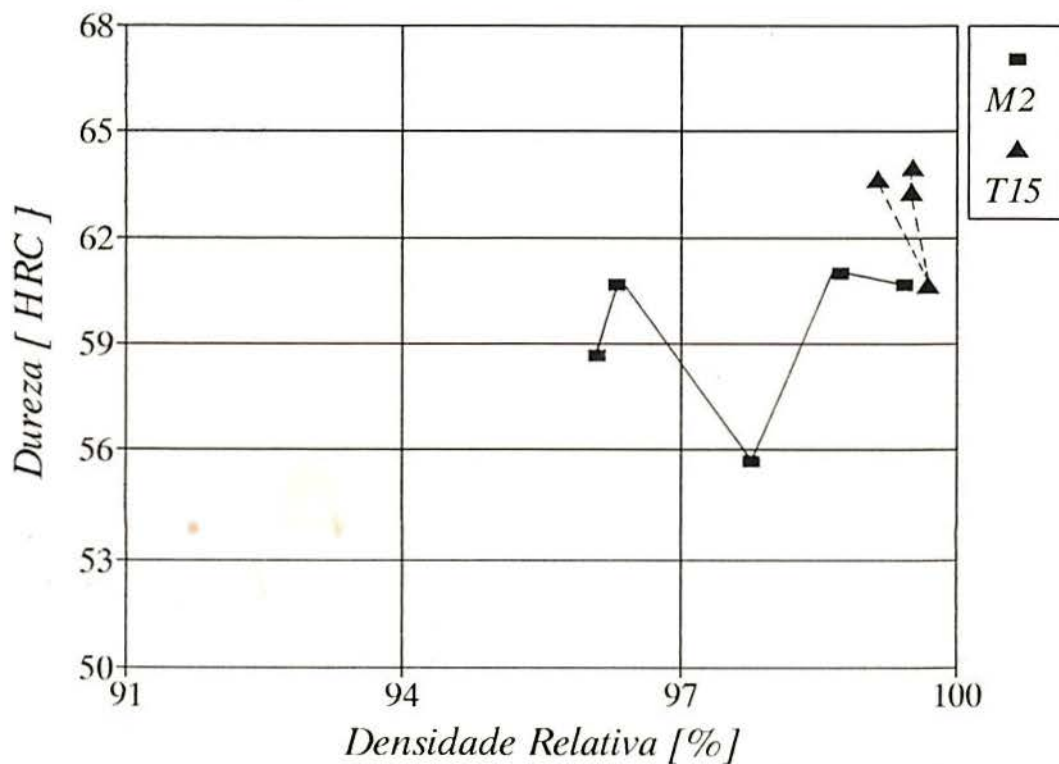


Fig. 5.18 Relação da densidade relativa com a dureza dos aços rápidos M2 e T15 com adição 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,25% de grafite em várias temperaturas de sinterização.

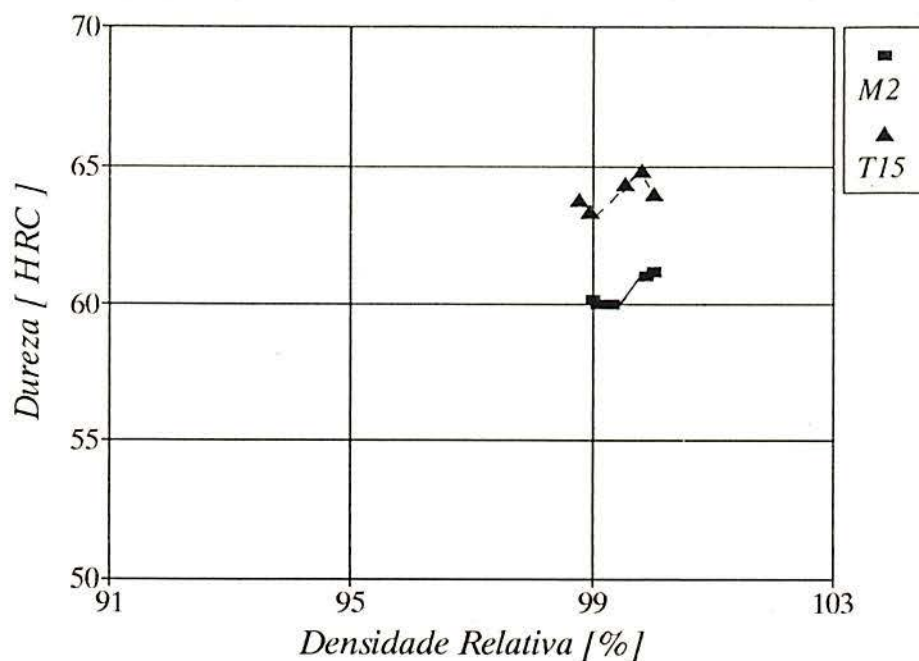


Fig. 5.19 Relação da densidade relativa com a dureza dos aços rápidos M2 e T15 com adição de 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,3% de grafite em várias temperaturas de sinterização.

#### 5.8.2- RESISTÊNCIA AO IMPACTO

Testes de impacto foram realizados a fim de se avaliar a resistência ao impacto dos corpos de prova em questão. Os resultados são apresentados na Figura 5.20.

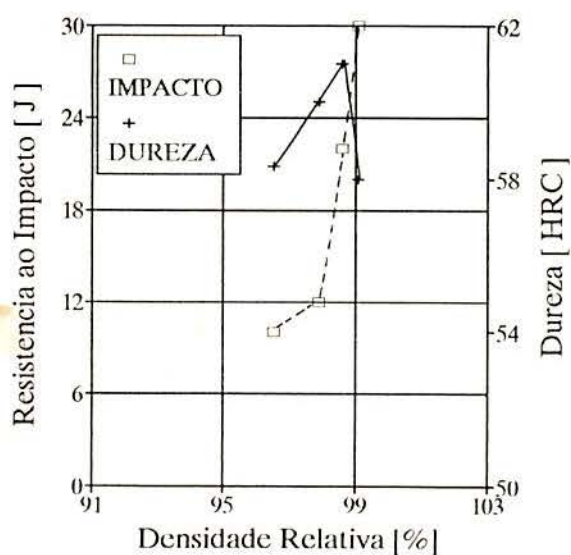


Fig. 5.20 Relação da resistência ao impacto e dureza com a densidade para aço rápido M2 com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  e 0,2% de grafite. Sinterizado em gás verde a várias temperaturas de sinterização.

## 6- DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 6.1- COMPACTAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

A partir da consideração dos mecanismos para obtenção de compactados verdes (isto é a a reorganização das partículas, deformação-plástica e soldagem a frio), é compreensível que a baixa dureza do aço rápido M2, contribua para maiores curvas de compressibilidade em relação ao T15, que têm uma alta deformação plástica produzida pelas suas partículas duras.<sup>26</sup>

Os pós metálicos de aços rápidos ao serem compactados produzem formas muito duras que à pressões muito elevadas para se obter boas densidades verdes originam desgaste na matriz. Em estudos anteriores<sup>27</sup> as densidades verdes obtidas para os aços rápidos com adição de grafite como no caso do T15 foi de 6,05 g/cm<sup>3</sup> à pressão de 900 MPa. Como pressões muito elevadas podem originar mais atrito e conseqüentemente um maior desgaste da matriz e dos punções, e como também não é aconselhável utilizar densidades iniciais muito baixas porque a contração em volume é muito alta ocasionando grandes distorções nas peças e dificuldade no controle dimensional. Manteve-se ou melhorou-se as densidades verdes para estes aços conforme a Figura 5.1, pela adição de 0,5 % de estearato de zinco à mistura e pela utilização de uma pressão média de compactação de 700 MPa.

### 6.2- SINTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

### 6.2.1- SINTERIZAÇÃO EM FORNO ELÉTRICO DE LABORATÓRIO

Várias reações ocorreram quando os aços rápidos em estudo contendo uma mistura combinada de Cu-P e grafite foram aquecidos em suas temperaturas de sinterização. São reações do início de fase líquida conforme a composição de cada aço que obedece o ciclo de sinterização demonstrado na Figura 5.2. Estudos prévios<sup>19</sup> indicam que estas reações estão distribuídas da seguinte forma:

- Entre 700 e 720<sup>0</sup>C ocorre a fusão da liga eutética Cu-P e formação de Fe<sub>3</sub>P + Cu;

- Entre 980 e 1050<sup>0</sup>C ocorre a fusão do Fe<sub>3</sub>P, formando fase líquida com os carbonetos M<sub>6</sub>C, MC e Ferro;

- Entre 1080 e 1090<sup>0</sup>C ocorre a fusão do Cu residual.

### 6.2.2- DENSIDADE SINTERIZADA

Conforme as Figuras 5.3 a 5.5 as densidades de valor máximo ou próximo do máximo para cada aço foram obtidas em diferentes temperaturas de sinterização para vários teores de grafite combinado com 7% de Cu<sub>3</sub>P. Nestas figuras observou-se que a adição de grafite acentua a taxa de sinterização resultando altas densidades em baixas temperaturas de sinterização. Na realidade os efeitos principais da adição de grafite são dois. Primeiramente a sua ajuda no processo de sinterização, através da redução química dos óxidos de superfície da partícula do pó, pela formação do monóxido de carbono. E posteriormente para baixar a temperatura solidus nos aços rápidos e conseqüente influência na

origem das reações de fase líquida em temperaturas mais baixas que a normal.<sup>[18,42]</sup> A menor temperatura com o menor teor de grafite para se obter densidade máxima nestes aços foi para o M2, 1120<sup>0</sup>C e 0,25 % C e para o T15, 1100<sup>0</sup>C e 0,2 % C. Embora tenha-se obtido máxima densidade em todas as temperaturas com a combinação 0,3 % C e 7 % Cu<sub>3</sub>P para o M2 e com praticamente todas as combinações de ligas e temperaturas para o T15.

--

A sinterização padrão necessária na prática para formar corpos de prova com densidades máximas nos aços rápidos M2 e T15 poderiam requerer temperaturas entre 1245 e 1260<sup>0</sup>C. Os resultados das figuras anteriores demonstram que as densidades máximas em temperaturas baixas também foram influenciadas pela adição da liga cobre-fósforo.<sup>18</sup>

A densificação total obtida após a sinterização destes aços rápidos na atmosfera de gás verde indica que os componentes ou seus produtos de reação com os aços foram solúveis nestes aços. Quando o Argônio foi utilizado em lugar do gás verde durante o aquecimento dos primeiros estágios de sinterização, os resultados obtidos confirmaram estudos prévios<sup>42</sup> que afirmavam que a total densificação não poderia ser obtida. O Argônio fica retido nos poros e permanece lá durante a sinterização devido a sua baixa solubilidade no aço.

### 6.2.3- DENSIDADE RELATIVA E VARIAÇÃO DIMENSIONAL

Várias densidades máximas (99,8% da teórica) para cada aço, foram obtidas com vários teores de grafite em diferentes temperaturas de sinterização. Como já foi observado em estudos



anteriores<sup>[19,20]</sup> foram obtidas mudanças na taxa de densificação que causaram graus distintos nas curvas de densificação dos aços em temperaturas diferentes conforme indicado nas figuras 5.6 a 5.8. Isto foi bem menos notado no material T15.

Em trabalhos anteriores<sup>29</sup> foi demonstrado que a contração linear dos corpos de prova dos aços rápidos é também afetada pela temperatura de sinterização. Neste trabalho foi obtido para estes materiais uma contração linear de 6,3 % a 1240°C, enquanto que de acordo com as figuras 5.9.e 5.10 obteve-se uma contração linear máxima de 6,23 % para o M2 a 1120°C e 7,8 % para o T15 a 1135°C.

A figura 5.11 demonstra que a contração linear das amostras de aços rápidos é também influenciada pela atmosfera de sinterização.<sup>29</sup> Para os corpos sinterizados em gás verde contrações lineares máximas de 6,2% para o M2 e 7,8% para o T15 foram obtidas, enquanto que na sinterização em Argônio os resultados das contrações máximas foram de 4% para o M2 e 5,2% para o T15.

Comparando as contrações lineares das figuras 5.12 a 5.14 com as densidades relativas das figuras 5.6 a 5.8 observou-se a possibilidade das máximas densidade e contração dos dois aços convergirem para uma temperatura ótima de sinterização.

Os aços rápidos em estudo estão misturados com 1% de fósforo nominal (7% Cu<sub>3</sub>P). De acordo com trabalhos prévios<sup>13</sup> para um teor de fósforo de 0,8%, a adição de grafite provoca instabilidade dimensional. A contração linear das amostras

aumenta rapidamente com a adição de grafite até um teor de (0,15%), onde a sua influência é máxima nesta contração. A partir de teores maiores que 0,6% de grafite as mudanças dimensionais são desprezíveis e portanto sem importância. Isto está melhor demonstrado nas figuras 5.12 a 5.14 e nos resultados obtido com os corpos retangulares.

.. Na variação dimensional das amostras quando as adições de cobre são realizadas por misturas e não por infiltração, teores de cobre até 4% não afetam na mudança dimensional. Uma contração linear de aproximadamente 0,2% é observada nesta faixa. Em concentrações mais altas de cobre, entretanto, a contração das amostras aumenta lentamente, com a adição de cobre, atingindo um valor máximo de 0,3% com 8% de Cu.<sup>26</sup>

### 6.3- INVESTIGAÇÃO DE PROPRIEDADES MECÂNICAS

A investigação das propriedades inclui Dureza e Resistência ao Impacto.

Quanto a dureza:

As Figuras 5.15 e 5.16 mostram as durezas dos corpos de prova (aço rápido M2 e T15) obtidas com adição de 1% de fósforo nominal (7% Cu<sub>3</sub>P) e teor de grafite variável. Em estudos prévios<sup>13</sup> foi demonstrado que nas amostras sem adição de grafite, a dureza aumentou quando o teor de fósforo foi elevado de 0,23 a 0,8 %. O que indica o bem conhecido efeito do aumento de endurecimento no ferro pelo fósforo, isto é, a influência da sua adição no aumento da dureza. Posteriormente adições de grafite promoveram um aumento na dureza exceto para as amostras que

tinham 0,8% de fósforo e teores de grafite maiores que 0,4%.

As figuras 5.17 a 5.19 ilustram uma correlação das durezas dos corpos de prova com a densidade relativa. De acordo com estudos prévios,<sup>39</sup> observou-se que a dureza é dependente do decréscimo residual de porosidade. Por isso com um tratamento térmico adequado, torna-se possível obter para altas densidades ou mínima porosidade, durezas elevadas para o material. Nas figuras já citadas acima, temos um excelente exemplo disto com o aço T15 que após o tratamento térmico a que foi submetido, atingiu uma dureza de 65 HRC para densidades máximas em várias temperaturas com diferentes combinações de mistura dos pós em estudo.

Quanto a Resistência ao Impacto:

Conforme a Figura 5.20 os resultados obtidos indicam também que houve uma influência significativa da porosidade na resistência ao impacto. Isto implica na possibilidade de obter para altas densidades elevadas resistências ao impacto.

## 7. CONCLUSÕES

1- Como já era esperado, as densidades verdes do aço rápido M2 foram maiores do que o aço rápido T15 (porque as partículas do M2 são menos duras e de menor resistência a deformação plástica do que aquelas encontradas no T15<sup>26</sup>).

2- Adições de cobre- fósforo reduziram a temperatura requerida para produzir máxima densidade em aços rápidos sinterizados. Grandes reduções na temperatura de sinterização foram obtidas para os dois aços em estudo. No caso do aço T15 obteve-se densidade máxima ou próxima da máxima para praticamente todas as temperaturas e combinações de misturas em estudo, enquanto que para o M2 as densidades obtidas também foram máximas em todas temperaturas, mas com maior segurança na mistura com 0,3% C.

3- Enriquecendo trabalhos anteriores<sup>19</sup> foram obtidas densidades máximas ou próximas das máximas para aços rápidos com teor de grafite igual a 0,2 % e sinterizados em temperatura igual ou menor a 1100°C. Isto significa uma garantia da ausência de deformação dimensional pelo baixo teor de grafite e a utilização de temperaturas de sinterização aproximadamente 160°C abaixo da temperatura convencional de sinterização para estes aços.<sup>14</sup>

4- No caso específico do aço M2 que até o presente momento era sinterizado em temperaturas próximas de 1260°C, conseguiu-se com o teor de 0,3% de grafite diminuir esta temperatura para 1090°C.

5- Adição de grafite baixou a temperatura requerida com completa densificação nos dois tipos de aço ,mas foi mais efetiva no T15 do que no M2.<sup>18</sup>

6- A combinação de misturas dos pós com as temperaturas onde foram medidas densidade e contração máximas foi para o M2 com 0,25% c a 1135°C ou 0,3% c a 1120°C e para o T15 com 0,25% c a 1120°C ou 0,3% c a 1135°C.

7- Com atmosfera de sinterização em Argônio não se obteve uma densidade máxima para uma determinada temperatura de sinterização porque este gás fica retido nos poros do material e permanece lá durante a sinterização devido a sua baixa solubilidade no aço.<sup>42</sup>

8- Considerando o tratamento térmico utilizado para os aços rápidos em estudo e comparando as durezas obtidas com aquelas encontrada na literatura,<sup>14</sup> obteve-se bons resultados. No caso do T15 a dureza resultante foi de 65 HRC, enquanto que para o M2 foi de 61 HRC. Também foi constatado segundo estudos prévios<sup>13</sup>, a influência da combinação fósforo-grafite no aumento da dureza, quando o teor de fósforo é próximo de 0,8% e o de grafite até 0,4%.

9- Um dos resultados básicos obtidos, é que foi possível determinar uma correlação simples entre as propriedades básicas e as densidades dos sinterizados M2 e T15.<sup>39</sup>

10- Considerando as condições de sinterização utilizadas para o aço M2 e comparando as resistências ao impacto obtidas com aquelas encontradas na literatura,<sup>39</sup> obteve-se resultados iguais ou superiores.

11- A obtenção de propriedades mecânicas equivalentes ou superiores àquelas obtidas em produtos convencionalmente fabricados (fundido e trabalhado) comprova estudos realizados anteriormente.<sup>[26,29,43]</sup>

12- Os resultados obtidos com as contrações comprovam estudos prévios,<sup>13</sup> que demonstram a forte influência da combinação fósforo-grafite no aumento da contração, quando o teor de fósforo é próximo de 0,8% e o de grafite no máximo 0,6%.

13- Embora a influência do cobre na contração linear seja numa escala bem menor do que a combinação fósforo-grafite, ela existe, e se efetivou no caso das ligas em estudo. Como os aços rápidos M2 e T15 por ocasião da mistura, tinham 5.95% Cu, a influência nas contrações lineares foi de 0,2 a 0,3%<sup>26</sup>.

14- De acordo com o diagrama de fase binário do ferro-cobre, a austenita pode solubilizar até 8% Cu a 1120°C. Algum cobre em excesso remanescera como líquido por toda a operação de sinterização.<sup>26</sup>

15- Finalmente pela diminuição da temperatura de sinterização para no máximo 1150°C, com máxima densidade, precisão dimensional e boas propriedades mecânicas em relação aos produtos sinterizados convencionalmente, atingimos todos os objetivos propostos neste trabalho.

## 8. SUGESTÕES

- Tentar atingir os mesmos objetivos propostos neste trabalho mudando apenas o teor da liga Cu<sub>3</sub>P DE 7 para 2, 3 E 4 %.

- Utilizar o processo para outras qualidades de aços rápidos.

- Realizar uma análise metalográfica deste processo e através dos resultados de microestrutura onde as densidades foram máximas, compará-las com aquelas fornecidas pela literatura.

- Pela análise de custos comparar este processo de sinterização com o de fundição.

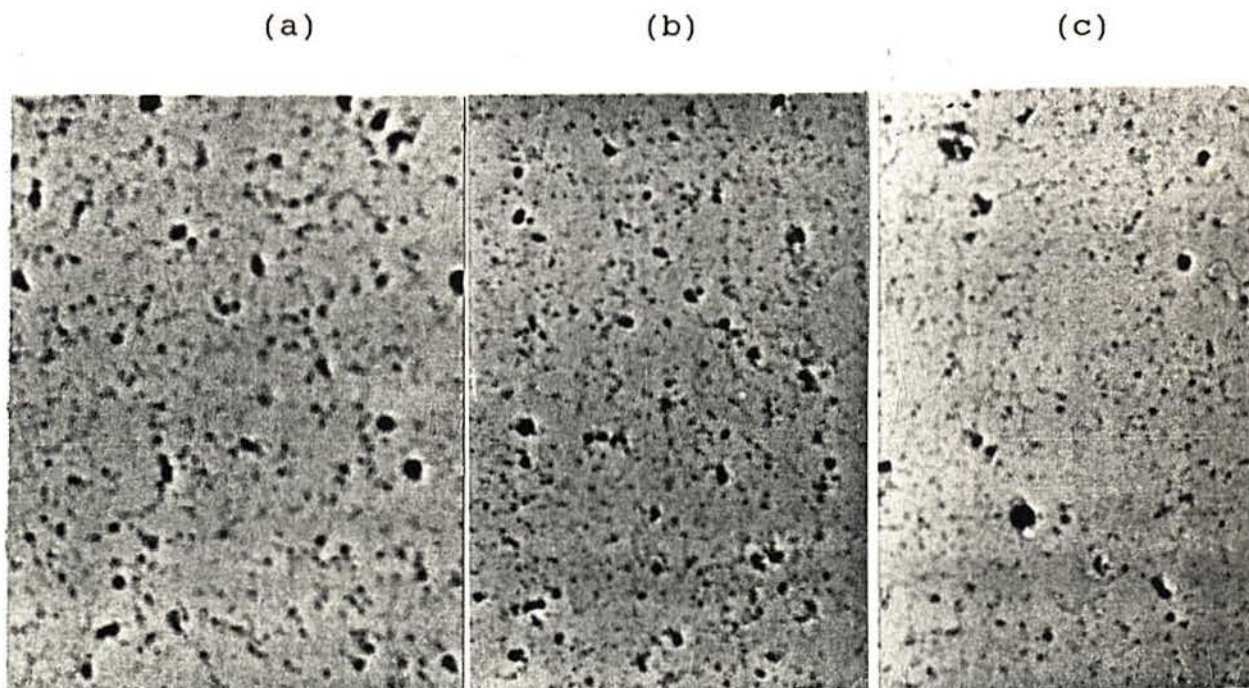
- Realizar o mesmo processo sem adição de lubrificante e comparar os resultados com aqueles encontrados neste trabalho .

- Otimizar o processo em forno a vácuo ou contínuo variando por exemplo a temperatura e o tempo de sinterização.

- Analisar o comportamento da sinterização do aço rápido M2 atomizado a água sob várias atmosferas com a adição combinada da liga Cu-P e grafite.

## APÊNDICE A

FOTOGRAFIAS DE SINTERIZADOS COM MÁXIMA DENSIDADE SINTERIZADA, TRATADOS TERMICAMENTE, SEM ATAQUE DAS SUPERFÍCIES COM UM REATIVO QUÍMICO

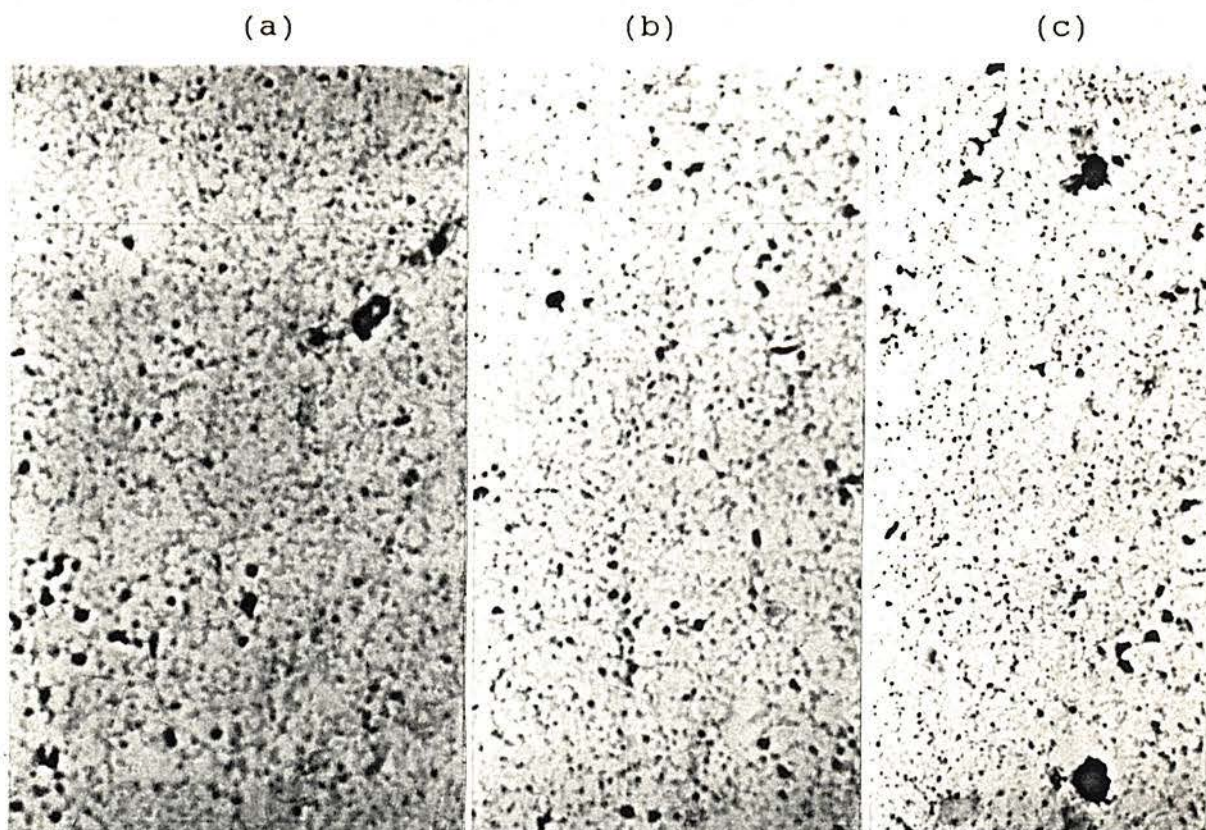


Fotografia 1: Liga de Aço Rápido M2 com adição combinada de (a) 0,2%C em 1135°C e (b) 0,25%C e (c) 0,3%C em 1120°C com 7% de Cu<sub>3</sub>P, numa atmosfera de gás verde por 60 min..Aumento 250X.

Nota:

- 1) Áreas alaranjadas (douradas) - cobre.
- 2) Áreas amareladas - matriz.
- 3) Pontos pretos pequenos - Carbonetos uniformemente distribuidos na matriz.
- 4) Pontos pretos grandes - poucos poros.





Fotografia 2 : Liga de Aço Rápido T15 com adição combinada de (a) 0,2% C, (b) 0,25% C e (c) 0,3% C com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$  em  $1120^\circ\text{C}$ , numa atmosfera de gás verde por 60 min..  
Aumento 250X.

Nota:

- 1) Áreas alaranjadas (douradas) - cobre.
- 2) Áreas amareladas - matriz.
- 3) Pontos pretos pequenos - carbonetos uniformemente distribuidos na matriz.
- 4) Pontos pretos grandes - poucos poros.

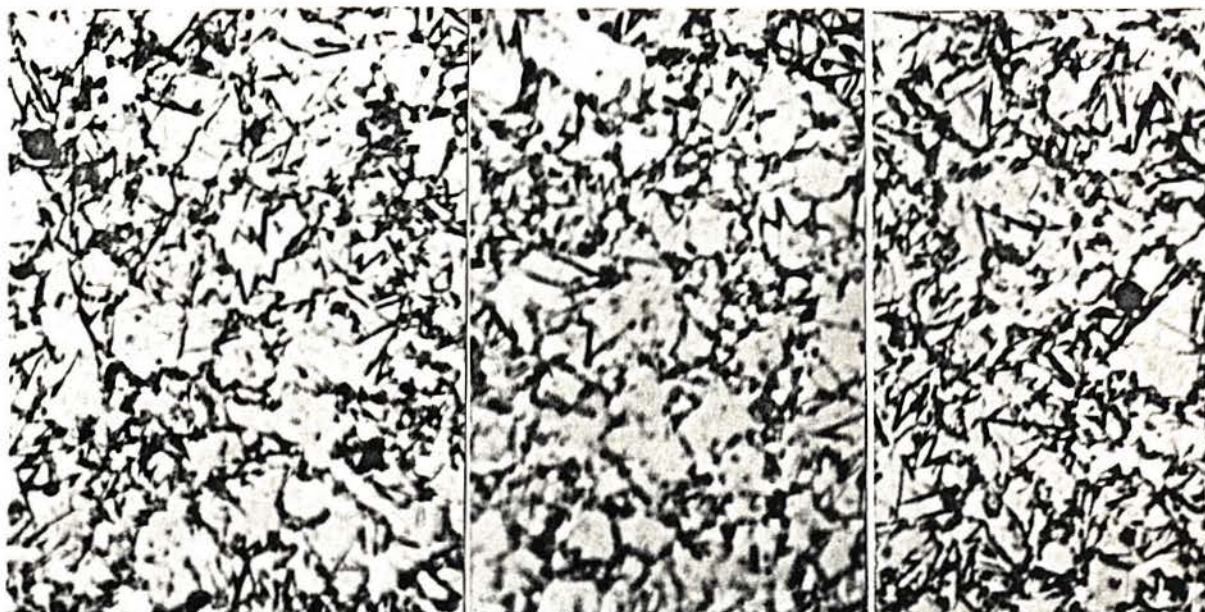
## APÊNDICE B

FOTOGRAFIAS DE SINTERIZADOS COM MÁXIMA DENSIDADE SINTERIZADA, TRATADOS TERMICAMENTE, COM ATAQUE DAS SUPERFÍCIES POR UM REATIVO QUÍMICO

(a)

(b)

(c)



Fotografia 3 : Liga de Aço Rápido M2 com adição combinada de (a) 0,2% C em 1135°C e (b) 0,25% C e (c) 0,3% de C em 1120°C, com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$ , sinterizada em atmosfera de gás verde por 60 min.. Ataque com nital 2% e aumento de 500X.

Nota:

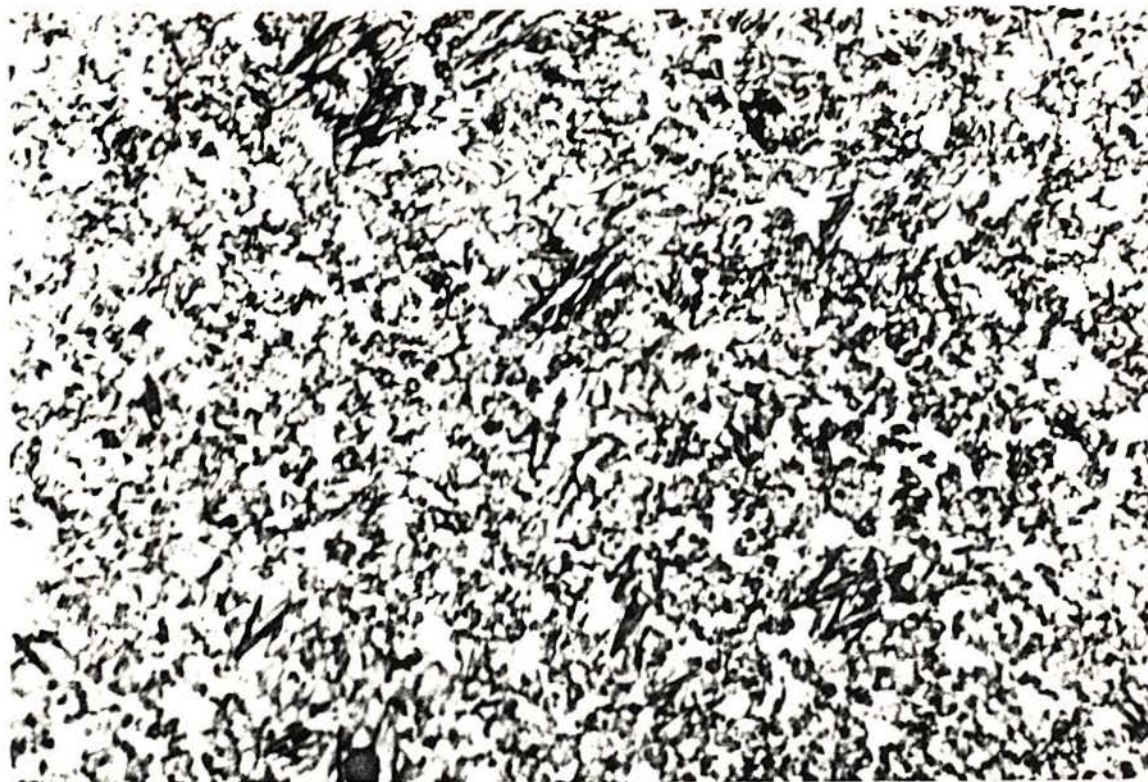
- 1) Áreas escuras (contorno) - rede de perlita.
- 2) Estrutura basicamente martensítica com pouca presença de bainita.
- 3) Áreas claras pode ser carbonetos ou austenita retida.



Fotografia 4 : Liga de Aço Rápido M2 com adição combinada de 0,2% de C e 7% de  $Cu_3P$  sinterizada em 1135°C numa atmosfera de gás verde por 60 min.. Ataque com calling e aumento 500X.

Nota:

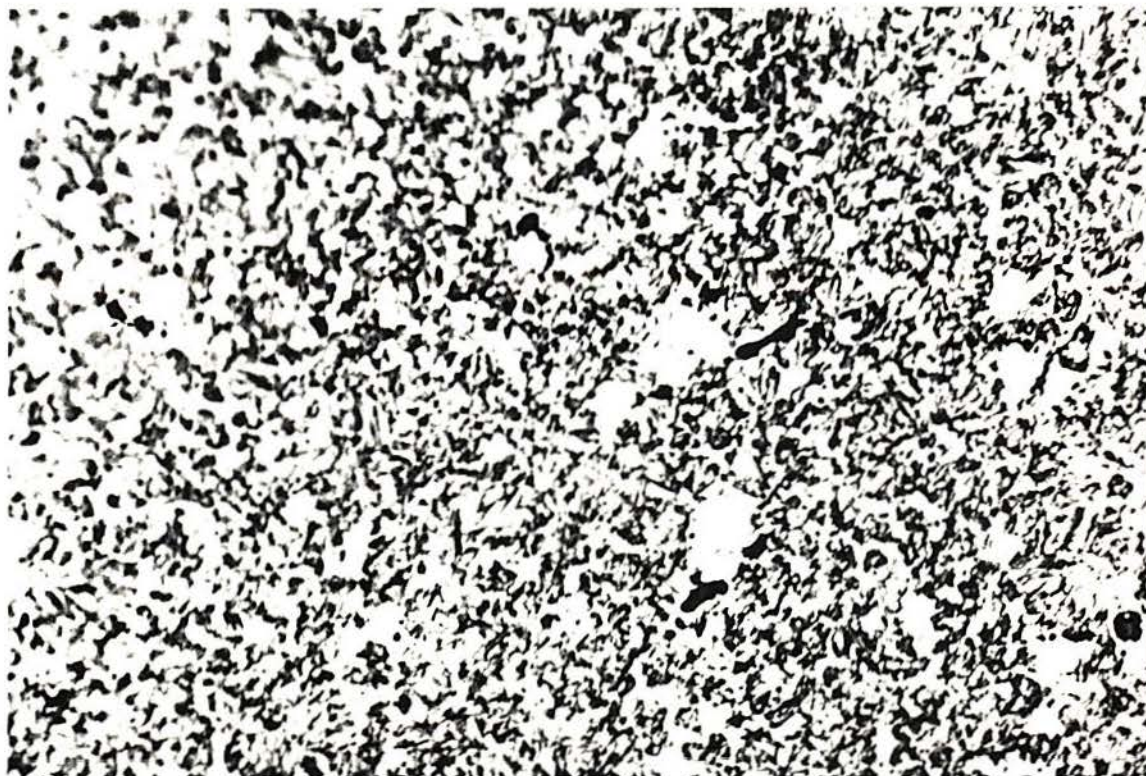
- 1) Áreas escuras (contorno) - rede de perlita.
- 2) Estrutura basicamente martensítica com pouca presença de bainita.
- 3) Áreas claras arredondadas - austenita retida.
- 4) Pequenos pontos claros - Carbonetos.



Fotografia 5 : Liga de Aço Rápido T15 com adição combinada de 0,2% C com 7% de Cu<sub>3</sub>P, sinterizada em 1120°C numa atmosfera de gás verde por 60 min.. Ataque com nital 2% e aumento de 500X.

Nota:

- 1) Áreas marrom - martensita revenida e bainita.
- 2) Pontos pretos grandes - poucos poros.
- 3) Áreas alaranjadas - cobre.
- 4) Áreas claras - pode ser carbonetos ou austenita retida.
- 5) Maior realce das placas de martensita.



Fotografia 6 : Liga de Aço Rápido T15 com adição combinada de 0,25% C com 7% de  $\text{Cu}_3\text{P}$ , sinterizada em 1120°C numa atmosfera de gás verde. Ataque com nital 2% e aumento de 500X.

Nota:

- 1) Áreas marrom - martensita revenida e bainita.
- 2) Pontos pretos - poucos poros.
- 3) Áreas alaranjadas (douradas) - cobre.
- 4) Áreas claras - pode ser carbonetos ou austenita retida.

## BIBLIOGRAFIA

1. BEISS, P. PM methods for the production of high speed steel. MPR, p. 185-194. April 1983.
2. DUSTAN, G.R. et al. in: BEISS, P. PM methods for the production of high speed steel. MPR, p. 185-194. April 1983.
3. BRUNDSSON, G. et al. in: BEISS, P. PM methods for the production of high speed steel. MPR, p. 185-194. April 1983.
4. DUNKLEY, J.J. & CAUSTON, R.J. PM extruded high speed steel. Int. Powder Metall, 8,(3), p.115. 1976.
5. KAWAI, N. et al. Methods for producing PM high speed steel. MPR, p. 237-240. May 1982.
6. FISCHMEISTER, H.F. et. al. Solidification structure of gas-atomized high speed powders. Powder Metallurgy, 25, (1), p.1-8. 1982.
7. KATO, T. Microstruture and its changes at elevated temperatures of water atomized high speed tool steel powders. MPR, p. 505-508. September 1983.
8. HELMAN, P. in: DUNKLEY, J.J. & CAUSTON, R.J. PM extruded high speed steels. Int. Powder Metall, 8,(3), p.115. 1976.
9. DULIS, E.J. and NEUMEYER, T.A. in: DUNKLEY, J.J. & CAUSTON, R.J. PM extruded high speed steels. Int. Powder Metall, 8,(3), p.115. 1976.
10. SHEPHARD, R.G. et al. The fabrication of high speed tool steel by ultrafine powder metallurgy. Powder Metallurgy, 16, (32), p. 200. 1973.
11. MUKHERJEE, T. in: SHEPHARD, R.G. et al. The fabrication of high speed tool steel by ultrafine powder metallurgy. Powder Metallurgy, 16, (32), p.200. 1973.
12. ATTERBURY, T.D. in: SHEPHARD, R.G. et al. The fabrication of high speed tool steel by ultrafine powder metallurgy. Powder Metallurgy, 16, (32), p. 200. 1973.
13. IGHARO, M. et al. Sintering of mixed high speed steels and iron-phosphorus powder. Powder Metallurgy, 31, (3), p. 184. 1988.
14. SVILAR, M. Sintering of high speed steels and tool steels in: American Society for Metals. Metals Handbook; powder metallurgy 9.ed. Metals Park, Ohio, 1984. v.7, p. 371-374.
15. AMBS, H.D. et al. Production of stainless steel, low-alloy steel and tool steel powders in: American Society for Metals. Metals handbook; powder metallurgy 9.ed. Metals Park, Ohio, 1984. v.7, p. 103.
16. GOOTZEL, C.G. Terms and definitions in: American Society for metals. Metals Handbook; powder metallurgy 9.ed Metals Park, Ohio, 1984. v.7, p. 7.
17. THOMPSON, C.B. Lubrification of metal powders in: American Society for metals. Metals Handbook; powder metallurgy 9.ed.

Metals Park, Ohio, 1984. v.7, p. 190.

18. BOLTON, J.D. et al. Liquid phase sintering of High speed steels. *Journal of Materials Science*, 26, p. 5203. 1991.

19. BOLTON, J.D. et al. Liquid phase sintering of various high speed steels with copper-phosphorus addition. *Powder Metallurgy*, 4, (34), p. 273-279. 1991.

20. BOLTON, J.D. et al. Mecanismos of sintering in High Speed Steels with phosphorus Alloying additions. *Powder Metallurgy*, 2, (33), p. 126. 1990.

21. LENEL, F.V. *Powder Metallurgy; Principles and applications*. Princeton, N.J., Metal Powder Ind. Federation, 1980. 588p.

22. CHIAVERINI, V. *Metalurgia do Pó*. S. Paulo, ABM, 1982.271p.

23. LIRA, C.R.S. *Metalurgia do Pó*. In: Seminário de estudos integrados, 10-11 maio de 1983. Joinville, Faculdade de Engenharia, FEJ-UDESC, 1983.

24. KHAN, M.H. Universal characterization of powders Alloy powder Index. *Int Journal of Powder Metall. & Powder Technology*, 18, (2), p. 105-150. April 1982.

25. DAVIDSON, J.E. Compressibility of metal Powders In: American Society for metals. *Metals Handbook; powder metallurgy 9.ed.* Metals Park, Ohio, 1984. V.7. p. 286.

26. IGHARO, M. and WOOD, J.V. Effects of consolidation parameters on properties of sintered High Speed Steel. *Powder Metallurgy*, 1, (33), p. 71. 1990.

27. SANTOS, M. et al. Optimization of processing parameters for direct vacuum sintering of a T15 high speed steel. *Powder Metallurgy*, 2, (34), p. 93. 1991.

28. FREEBY, C.L. Dimensional change of sintered metal compacts in: American Society for metals. *Metals Handbook; powder metallurgy 9.ed.* Metals Park, Ohio, 1984. V.7 p. 290.

29. IGHARO, M and WOOD, J.V. Design of sintered high speed steel alloy powders for wear applications. *Powder Metall*, 33, (4), p. 320. 1990.

30. JONES, W.D. in: FREEBY, C.L. Dimensional change of sintered metal compacts in: American Society for metals. *Metals Handbook; powder metallurgy 9.ed* Metals Park, Ohio, 1984. V.7 p. 290.

31. NURTHEN, P.D. et al. in: BREWIN, P.R. et al. Effect of process variables and microstructure on properties of sintered high speed steel for wear applications. *Powder Metallurgy*, 32, (4), p. 286. 1989.

32. *Metals Handbook: powder metallurgy 9.ed.* Metals Park, Ohio, 1984. V7. p 242-255.

33. BOLTON, J.D. et al in: BOLTON, J.D. Liquid phase sintering of various high speed steel with copper-phosphorus addition. *Powder Metallurgy*, 4, (34), p. 273-279. 1991.

34. ALI, A.Y. *Atmosferas de sinterizados*. Publicação interna, UFRGS. 1989.

35. NAYAR, H.S. Production sintering atmospheres in: American Society for metals. Metals Handbook; powder metallurgy 9.ed. Metals Park, Ohio, 1984. V.7 p. 339-350.
36. GREETHAM, G. in:  
Bolton, J.D. et al. Liquid phase sintering of various high speed steels with copper-phosphorus addition. Powder Metallurgy, 4, (34), p. 273-279. 1991.
37. COLOMB, M. and BRUNEL, G. in:  
Bolton, J.D. et al. Liquid phase sintering of various high speed steels with copper-phosphorus addition. Powder Metallurgy, 4, (34), p. 273-279. 1991.
38. DICKINSON, E.A. et al. Cutting properties of directly sintered high speed steel tools. MPR, p. 491-495. September 1983.
39. KVASNICKA, I. Mechanical properties and cutting performance of sintered M2 high speed steel. Powder Metallurgy, 26, (3), p. 145-148. 1983.
40. WESTIN, L. et al. Mechanical properties of PM high speed steels related to heat treatment and hardness. MPR, p. 768-773. November 1989.
41. TAKIGAMA, H. et al. Properties of high speed steels produced by powder metallurgy. Powder Metallurgy, 4, p. 196-202. 1981.
42. PALMA, R.H. et al. Sintering behaviour of T42 water atomised high speed steel powder under vacuum and industrial atmospheres with free carbon addition. Powder Metallurgy, 4, (32), p. 291-299. 1989.
43. HELLMANN, P. Wear mechanism and cutting performance of conventional and high-strength PM high-speed steels. Powder Metallurgy, 2, (25), p. 79-84. 1982.
44. Metals Handbook: powder metallurgy 9.ed. Metals Park, Ohio, 1984. V.7 p. 364.
45. Powder Metallurgy equipment manual 3.ed. Metal Powder Industries Federation, New Jersey, 1986.