

EFEITO DA TÊMPERA E REVENIDO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAS DE AÇOS RÁPIDOS  
OBTIDOS POR PROCESSOS CONVENCIONAIS E METALURGIA  
DO PÓ

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais  
da Universidade Federal de Santa Catarina,  
como requisito parcial para obtenção do Grau de  
Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais

Orientador: Carlos Augusto Silva de Oliveira

FLORIANÓPOLIS  
2012

SCHLATTER, Djeison.

Efeito da têmpera e revenido nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços rápidos obtidos por processos convencionais e metalurgia do pó.

Florianópolis, UFSC, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, 2012.

137 p.

Dissertação de Mestrado: Ciência e Engenharia de Materiais  
Orientador: Carlos Augusto Silva de Oliveira

1. Aços Rápidos 2. Revenido 3. Tenacidade 4. Ferramentas de Conformação Mecânica

I. Universidade Federal de Santa Catarina

II. Título

DJEISON SCHLATTER

EFEITO DA TÊMPERA E REVENIDO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE AÇOS RÁPIDOS  
OBTIDOS POR PROCESSOS CONVENCIONAIS E METALURGIA  
DO PÓ

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A  
OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS E APROVADA EM SUA FORMA  
FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS DA UNIVERSIDADE FEDERAL  
DE SANTA CATARINA.

NOTA DE APROVAÇÃO: \_\_\_\_\_

FLORIANÓPOLIS, 10 DE SETEMBRO DE 2012.

---

ANTÔNIO PEDRO NOVAES DE OLIVEIRA, Dr. Ing.  
COORDENADOR PGMAT

---

CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA, D. Sc.  
ORIENTADOR

COMISSÃO EXAMINADORA

---

CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA, D. Sc. - UFSC  
PRESIDENTE

---

ALEXANDRE DA SILVA ROCHA, Dr. Eng. - UFRS

---

AUGUSTO JOSÉ DE ALMEIDA BUSCHINELLI, Dr. Ing. - UFSC

---

ANA MARIA MALISKA, Dr. Eng. - UFSC

A meus pais  
Aldomar e Vilma Maria

A meus irmãos  
Sabrina e Cleidson

A meus amigos

À ciência

## AGRADECIMENTOS

- Ao Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, pela sua orientação, perseverança, conhecimento e dedicação, imprescindíveis para a concretização deste estudo;
- À Universidade Federal de Santa Catarina pela disponibilidade dos laboratórios: de Conformação Mecânica, de Caracterização Microestrutural e Central de Microscopia Eletrônica;
- À Blufix Ind. & Com. Ltda., pela oportunidade, confiança e serviços dispensados para a realização deste estudo;
- À Villares Metals, pela disponibilidade dos materiais e equipamentos necessários para a realização do ensaio de flexão;
- À Bodycote Brasimet, pela disponibilidade dos equipamentos para realização dos tratamentos térmicos;
- Ao Sr. Rafael Agnelli Mesquita e Sr. João Carlos Mehl, pela colaboração técnica, simpatia e presteza;
- Ao Sr. Noel Alves Rodrigues e a Srta. Thaís Elise Cunha, pelo auxílio e cooperação na realização dos tratamentos térmicos;
- Aos laboratoristas: Danilo Ribeiro, Deise Rebelo Consoni, Misleine Aparecida de Castro e Ricardo Antônio Faria, pela eficiência, profissionalismo e empenho;
- Aos amigos: Cássio, Cleide, Edevaldo, Jean, Nilson, Nilton, pela ajuda oportuna e incentivo incondicional;
- Aos colegas de empresa: Adriano Inácio, Ivonei, Jairo Lange, Lúcio e Rudimar, pela disposição técnica e empatia;
- A todos que de uma forma direta ou indireta fizeram com que este estudo tivesse êxito.

“Eu escolhi o êxtase do conhecimento em vez do  
deslumbramento da ignorância, quaisquer que  
fossem as circunstâncias”.

Douglas Adams

## RESUMO

Neste trabalho estudou-se o efeito da têmpera e revenido nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços rápidos obtidos por fundição convencional com processamento termomecânico e metalurgia do pó aplicados em ferramentas para conformação a frio. Nos tratamentos térmicos foram utilizadas duas temperaturas de têmpera (1180 e 1210 °C) e duas temperaturas de revenido (560 e 600 °C).

As transformações microestruturais após os tratamentos térmicos foram verificadas por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura com EDS e difratometria de raios X.

Por se tratar de aços aplicados em ferramentas para a conformação a frio, duas características se tornam significativas: a dureza que confere resistência ao desgaste e estabilidade dimensional, e a tenacidade que possibilita ao material suportar consideravelmente esforços cíclicos compressivos.

O comportamento mecânico das amostras após o ciclo de tratamento térmico foi avaliado através dos ensaios de dureza, microdureza e flexão em quatro pontos.

Os ensaios de dureza e microdureza indicaram que as amostras revenidas a 600 °C alcançaram valores inferiores em razão do coalescimento dos carbonetos secundários. Também indicou valores superiores nas amostras obtidas pela metalurgia do pó devido à composição química.

Com o ensaio de flexão em quatro pontos foram observadas a energia e a resistência à ruptura transversal superiores 130% e 36% respectivamente nas amostras obtidas por metalurgia do pó. Isto se deve basicamente às características dos carbonetos primários.

No teste industrial foi avaliada a vida das ferramentas através do critério de fratura frágil em processo. Os resultados apontaram superioridade nas amostras obtidas por metalurgia do pó e nas amostras revenidas a 600 °C. Isto evidencia o efeito do coalescimento dos carbonetos primários e principalmente secundários com o revenido.

**Palavras-chave:** Aços rápidos. Revenido. Tenacidade. Ferramentas de Conformação Mecânica.

## ABSTRACT

The aim of the present work was to examine the effect of quenching and tempering on the mechanical and microstructure properties of high speed steels obtained by conventional casting with thermomechanical processes and powder metallurgy used in cold forming tools. Heat treatments were used two quenching temperatures (1180 and 1210 °C) and two tempering temperatures (560 and 600 °C).

The microstructural changes during the heat treatments were examined by optical microscopy, scanning electron microscopy with energy dispersive spectroscopy and X-ray diffraction.

As these steels are used in cold forming tools, two characteristics become significant, the hardness which gives wear resistance and dimensional stability, and the toughness which enables a material to support the cyclic stress compression considerably.

The mechanical behavior of the samples after the heat treatment route was evaluated by hardness test, microhardness test and four-point bend test.

The hardness and microhardness tests indicated samples tempered at 600 °C achieved lesser values due secondary carbides coalescing. Also indicated higher values in powder metallurgy samples because chemical composition.

Through the four-point bend test were observed higher results of energy and transverse rupture strength 130% and 36% respectively in powder metallurgy samples. These results are due primary carbides characteristics basically.

Industrial test evaluated tool life in process by fragile fracture criteria. The results indicated higher values in powder metallurgy samples and the samples tempered at 600 °C. This fact evinced the effect of primary carbides coalescing and mainly secondary carbides coalescing in tempering.

**Keywords:** High speed steels. Tempering. Toughness. Mechanical Forming Tools.



## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 - PARAFUSO M8 x 11 CABEÇA LENTILHA. ....	3
FIGURA 2.2 - PRENSA HORIZONTAL DE TRÊS ESTÁGIOS. ....	3
FIGURA 2.3 - CORTE LONGITUDINAL DE UMA MATRIZ. ....	4
FIGURA 2.4 - MACROGRAFIA DA FRATURA DA FERRAMENTA 3. ....	4
FIGURA 3.1 - RESISTÊNCIA RELATIVA AO DESGASTE E AO IMPACTO SEM ENTALHE NOS AÇOS RÁPIDOS (LESLIE, 1981). ....	8
FIGURA 3.2 - RELAÇÃO ENTRE RESISTÊNCIA À RUPTURA TRANSVERSAL E DUREZA PARA MATERIAIS USADOS COMO FERRAMENTAS (GRINDER, 2005). ....	9
FIGURA 3.3 - MICROESTRUTURA DO AÇO AISI M2 NO ESTADO TEMPERADO E REVENIDO SEM (A) E COM LAMINAÇÃO A QUENTE PRÉVIA (B) (CHAUS E HUDÁKOVÁ, 2009). ....	12
FIGURA 3.4 - DIAGRAMA DE FASES PSEUDOBINÁRIO DO AÇO AISI M2 (HOYLE, 1988). ....	15
FIGURA 3.5 - SEQUÊNCIA DO MECANISMO DE SINTERIZAÇÃO NO ESTADO SÓLIDO NOS AÇOS RÁPIDOS (LEE E RAINFORTH, 1994). ....	15
FIGURA 3.6 - DENSIDADE RELATIVA (%) DO AÇO AISI M3:2 EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE SINTERIZAÇÃO (VELASCO ET AL., 2002). ....	17
FIGURA 3.7 - SEQUÊNCIA DO MECANISMO DE SINTERIZAÇÃO COM FASE LÍQUIDA NOS AÇOS RÁPIDOS (TAKAJO E NITTA, 1987). ....	18
FIGURA 3.8 - SEQUÊNCIA DO MECANISMO DE SINTERIZAÇÃO SUPERSÓLIDA NOS AÇOS RÁPIDOS (GERMAN, 1997). ....	18
FIGURA 3.9 - MICROESTRUTURAS DE UM AÇO RÁPIDO OBTIDO POR FC E POR MP (ARAÚJO FILHO, 2006). ....	20
FIGURA 3.10 - CURVAS DE TRANSFORMAÇÃO ISOTÉRMICA DO AÇO AISI M2 AUSTENITIZADO A 1225 °C (LESLIE, 1981). ....	22
FIGURA 3.11 - MORFOLOGIAS DO CARBONETO MC (BOCCALINI JÚNIOR E GOLDENSTEIN, 2001). ....	25
FIGURA 3.12 - MORFOLOGIA DO CARBONETO M <sub>6</sub> C (BOCCALINI JÚNIOR E GOLDENSTEIN, 2001). ....	27
FIGURA 3.13 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA MATRIZ NO AÇO AISI M2 EM FUNÇÃO DO TEMPO NO ESTADO SOBREREVENIDO (KARAGÖZ ET AL. 1992). ....	30

FIGURA 3.14 - MORFOLOGIAS DO CARBONETO $M_2C$ (BOCCALINI JÚNIOR E GOLDENSTEIN, 2001).....	31
FIGURA 3.15 - MORFOLOGIA DO CARBONETO $M_7C_3$ (HWANG ET AL., 1998A). ....	34
FIGURA 3.16 - QUANTIDADE DE CARBONETOS NO AÇO AISI M2 EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO (KIM ET AL., 1982A). ....	37
FIGURA 3.17 - DIAGRAMA DE TRANSFORMAÇÃO COM RESFRIAMENTO CONTÍNUO PARA O AÇO AISI M2 AUSTENITIZADO 5 MIN A 1205 °C (ROBERTS ET AL., 1998).....	38
FIGURA 3.18 - TAMANHO MÉDIO DE GRÃO AUSTENÍTICO NOS AÇOS AISI M2 E AISI M3:2 EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO (NOGUEIRA ET AL., 2006).....	39
FIGURA 3.19 - COEFICIENTE DE DIFUSÃO ATÔMICO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA MARTENSITA (SERNA, 2008). ....	39
FIGURA 3.20 - PORCENTAGEM DE AUSTENITA RETIDA EM FUNÇÃO DA PORCENTAGEM DE CARBONO (SILVA E MEI, 2006). ....	41
FIGURA 3.21 - PARÂMETRO DE REDE DA MARTENSITA EM FUNÇÃO DA PORCENTAGEM DE CARBONO (WIEBNER ET AL., 2006).....	42
FIGURA 3.22 - PORCENTAGEM DE MARTENSITA MACLADA EM FUNÇÃO DA PORCENTAGEM DE CARBONO (ABBASCHIAN ET AL., 2008). ....	43
FIGURA 3.23 - MORFOLOGIAS DA MARTENSITA LENTICULAR (PORTER ET AL., 2009). ....	44
FIGURA 3.24 - MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NO REVENIDO DOS AÇOS RÁPIDOS (HOYLE, 1988). ....	46
FIGURA 3.25 - PORCENTAGEM DE AUSTENITA RETIDA NO AÇO AISI M2 AUSTENITIZADO 1220 °C, EM FUNÇÃO DO TEMPO E QUANTIDADE DE REVENIDOS A 550 °C (CHIAVERINI, 1998). ....	47
FIGURA 3.26 - DUREZA DA MARTENSITA EM FUNÇÃO DA PORCENTAGEM DE CARBONO (KRAUSS, 1999). ....	50
FIGURA 3.27 - VARIAÇÃO DA DUREZA DO AÇO AISI M2 EM FUNÇÃO DAS TEMPERATURAS DE AUSTENITIZAÇÃO E REVENIDO (VILLARES METALS).....	51
FIGURA 3.28 - VARIAÇÃO DA DUREZA DO AÇO AISI M3:2 EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE REVENIDO (VILLARES METALS). ....	51

FIGURA 3.29 - DUREZA E RESISTÊNCIA AO IMPACTO SEM ENTALHE DO AÇO AISI M2 AUSTENITIZADO A 1220 °C, EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE REVENIDO (THELNING, 1984).....	54
FIGURA 3.30 - RESISTÊNCIA À RUPTURA TRANSVERSAL DOS AÇOS AISI M2 E AISI M3:2 EM FUNÇÃO DA DUREZA (MESQUITA E BARBOSA, 2003). .....	55
FIGURA 3.31 - MICROESTRUTURAS DOS AÇOS AISI M2 OBTIDO POR FC E AISI M3:2 OBTIDO POR MP NO ESTADO TEMPERADO E REVENIDO. BITOLA DE 100 MM (MESQUITA E BARBOSA, 2005). .....	56
FIGURA 3.32 - RESISTÊNCIA À RUPTURA TRANSVERSAL DOS AÇOS AISI M2 E AISI M3:2 EM FUNÇÃO DA DIREÇÃO DE SOLICITAÇÃO (MESQUITA E BARBOSA, 2003). .....	57
FIGURA 4.1 - ESBOÇO DO MÉTODO SNYDER-GRAFF. ....	63
FIGURA 4.2 - ESQUEMA DE AMOSTRAGEM DO MÉTODO DE CONTAGEM SISTEMÁTICA DE PONTOS.....	64
FIGURA 4.3 - ESQUEMA DE AMOSTRAGEM DO MÉTODO DE ESTIMATIVA DA DISTRIBUIÇÃO BIDIMENSIONAL DO TAMANHO DE PARTÍCULAS. ....	65
FIGURA 4.4 - PERFIL TRANSVERSAL DO ESQUEMA DE CORTE DOS CORPOS PARA O ENSAIO DE FLEXÃO. ....	67
FIGURA 4.5 - ESQUEMA DO DISPOSITIVO DE ENSAIO DE FLEXÃO EM QUATRO PONTOS.....	68
FIGURA 4.6 - FOTO DO DISPOSITIVO DE ROLETES E APOIO DOS CORPOS DE PROVA NO ENSAIO DE FLEXÃO EM QUATRO PONTOS.....	68
FIGURA 5.1 - MICROGRAFIAS ELETRÔNICAS (ESR) DAS AMOSTRAS VR E SR. ATAQUE NITAL 5%.....	71
FIGURA 5.2 - PONTOS DE MICROANÁLISE EM EDS NAS AMOSTRAS VR E SR. ....	72
FIGURA 5.3 - ESPECTRO DA MICROANÁLISE EM EDS DO PONTO 1 NA AMOSTRA SR. ....	72
FIGURA 5.4 - FREQUÊNCIA DE DISTRIBUIÇÃO DO TAMANHO DE CARBONETOS PRIMÁRIOS NAS AMOSTRAS VR E SR. ....	74
FIGURA 5.5 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS VT E ST. ATAQUE ELETROLÍTICO (ATAÇA MC). ....	74

FIGURA 5.6 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS VT E ST. ATAQUE GROESBECK (ATACA $M_2C$ ).....	75
FIGURA 5.7 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS VT E ST. ATAQUE PICRATO DE SÓDIO (ATACA $M_6C$ ).....	75
FIGURA 5.8 - MICROGRAFIAS ELETRÔNICAS (ESR) DAS AMOSTRAS VT E ST. ATAQUE NITAL 5%.....	76
FIGURA 5.9 - PONTOS DE MICROANÁLISE EM EDS NAS AMOSTRAS VT E ST. ....	76
FIGURA 5.10 - ESPECTRO DA MICROANÁLISE EM EDS DO PONTO 2 NA AMOSTRA VT. ....	77
FIGURA 5.11 - FREQUÊNCIA DE DISTRIBUIÇÃO DO TAMANHO DE CARBONETOS PRIMÁRIOS NAS AMOSTRAS VT E ST. ....	79
FIGURA 5.12 - DIFRATOGRAMA DE RAIOS X DA AMOSTRA VT. ....	80
FIGURA 5.13 - DIFRATOGRAMA DE RAIOS X DA AMOSTRA ST. ....	80
FIGURA 5.14 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36. ATAQUE ELETROLÍTICO (ATACA MC).....	81
FIGURA 5.15 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36. ATAQUE GROESBECK (ATACA $M_2C$ ).....	82
FIGURA 5.16 - MICROGRAFIA ÓPTICA DAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36. ATAQUE PICRATO DE SÓDIO (ATACA $M_6C$ ). ....	83
FIGURA 5.17 - MICROGRAFIAS ELETRÔNICAS (ESR) DAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36. ATAQUE NITAL 5%.....	84
FIGURA 5.18 - PONTOS DE MICROANÁLISE EM EDS NAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36. ....	85
FIGURA 5.19 - ESPECTRO DA MICROANÁLISE EM EDS DO PONTO 2 NA AMOSTRA VTR35.....	85
FIGURA 5.20 - ESPECTRO DA MICROANÁLISE EM EDS DO PONTO 1 NA AMOSTRA VTR35.....	86
FIGURA 5.21 - FREQUÊNCIA DE DISTRIBUIÇÃO DO TAMANHO DE CARBONETOS PRIMÁRIOS NAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36. ....	88
FIGURA 5.22 - DIFRATOGRAMA DE RAIOS X DA AMOSTRA VTR35.....	89
FIGURA 5.23 - DIFRATOGRAMA DE RAIOS X DA AMOSTRA VTR36.....	89
FIGURA 5.24 - DIFRATOGRAMA DE RAIOS X DA AMOSTRA STR35. ....	90
FIGURA 5.25 - DIFRATOGRAMA DE RAIOS X DA AMOSTRA STR36. ....	90

FIGURA 5.26 - VARIAÇÃO DA DUREZA EM FUNÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO.....	91
FIGURA 5.27 - VARIAÇÃO DA MICRODUREZA EM FUNÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO.....	92
FIGURA 5.28 - RESISTÊNCIA À RUPTURA TRANSVERSAL NAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36.....	94
FIGURA 5.29 - ENERGIA DE RUPTURA TRANSVERSAL NAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36.....	94
FIGURA 5.30 - VIDA DA FERRAMENTA PARA AS FERRAMENTAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36. ....	95

## LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1 - SEQUÊNCIA SIMPLIFICADA DE SOLIDIFICAÇÃO DO AÇO AISI M2 (GALDA E KRAFT, 1974; McLAUGHLIN ET AL., 1977; FISCHMEISTER ET AL., 1989; LEE ET AL., 1998B).....	11
TABELA 3.2 - PROPRIEDADES DO CARBONETO MC PRIMÁRIO.....	23
TABELA 3.3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO MC PRIMÁRIO NOS AÇOS AISI M2 E AISI M3:2*.....	24
TABELA 3.4 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO MC SECUNDÁRIO NO AÇO AISI M2 NO ESTADO REVENIDO. ....	24
TABELA 3.5 - PROPRIEDADES DO CARBONETO M <sub>6</sub> C PRIMÁRIO. ....	26
TABELA 3.6 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO M <sub>6</sub> C PRIMÁRIO NOS AÇOS AISI M2 E AISI M3:2*.....	27
TABELA 3.7 - PROPRIEDADES DO CARBONETO M <sub>2</sub> C PRIMÁRIO. ....	28
TABELA 3.8 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO M <sub>2</sub> C PRIMÁRIO NO AÇO AISI M2. ....	29
TABELA 3.9 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO M <sub>2</sub> C SECUNDÁRIO NO AÇO AISI M2 APÓS REVENIDO. ....	29
TABELA 3.10 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DOS CARBONETOS SECUNDÁRIOS MC E M <sub>2</sub> C* NO AÇO AISI M2 NO ESTADO SOBREREVENIDO. ....	30
TABELA 3.11 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO M <sub>2</sub> C PRIMÁRIO NO AÇO AISI M2 EM FUNÇÃO DA MORFOLOGIA (ZHOU ET AL., 2010).....	32
TABELA 3.12 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> NO AÇO AISI M2. ....	32
TABELA 3.13 - PROPRIEDADES DO CARBONETO M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> . ....	33
TABELA 3.14 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> NO AÇO AISI M2. ....	33
TABELA 3.15 - PROPRIEDADES DO CARBONETO M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> .....	33
TABELA 3.16 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DO CARBONETO M <sub>3</sub> C NO AÇO AISI M2. ....	35
TABELA 3.17 - PROPRIEDADES DO CARBONETO M <sub>3</sub> C.....	35
TABELA 3.18 - FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (%) DE CARBONETOS PRIMÁRIOS MC E M <sub>6</sub> C NA AMOSTRA AISI M2 NO ESTADO RECOZIDO. ....	36

TABELA 3.19 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DA MATRIZ NO AÇO AISI M2 E AISI M3:2* NO ESTADO TEMPERADO. ....	40
TABELA 3.20 - FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (%) DE CARBONETOS PRIMÁRIOS NO AÇO AISI M2 E AISI M3:2* NO ESTADO TEMPERADO. ....	40
TABELA 3.21 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DA MATRIZ NO AÇO AISI M2 NO ESTADO REVENIDO. ....	48
TABELA 3.22 - FRAÇÃO VOLUMÉTRICA E TAMANHO MÉDIO DE CARBONETOS PRIMÁRIOS NOS AÇOS AISI M2 E M3:2 NO ESTADO REVENIDO (BERGMAN ET AL., 1997). ....	48
TABELA 3.23 - FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (%) DE CARBONETOS SECUNDÁRIOS NO AÇO AISI M2 NO ESTADO REVENIDO. ....	48
TABELA 4.1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DAS AMOSTRAS AISI M2 E AISI M3:2 FORNECIDAS PELA VILLARES METALS. ....	59
TABELA 4.2 - NÚMERO DE AMOSTRAS (Q), ANÁLISES (A), ENSAIOS (E) E TESTES (T) REALIZADOS. ....	60
TABELA 4.3 - DESCRIÇÃO DAS SIGLAS ADOTADAS. ....	61
TABELA 4.4 - REAGENTES QUÍMICOS E TÉCNICAS UTILIZADAS NA PREPARAÇÃO METALGRÁFICA PARA MO. ....	62
TABELA 5.1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DA MICROANÁLISE EM EDS DAS AMOSTRAS RECOZIDAS. ....	72
TABELA 5.2 - FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (%) DE CARBONETOS PRIMÁRIOS NAS AMOSTRAS VR E SR. ....	73
TABELA 5.3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DA MICROANÁLISE EM EDS DAS AMOSTRAS TEMPERADAS. ....	77
TABELA 5.4 - TAMANHO MÉDIO DE GRÃO AUSTENÍTICO NAS AMOSTRAS VT E ST. ....	78
TABELA 5.5 - FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (%) DE CARBONETOS PRIMÁRIOS NAS AMOSTRAS VT E ST. ....	78
TABELA 5.6 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%MASSA) DA MICROANÁLISE EM EDS DAS AMOSTRAS REVENIDAS. ....	86
TABELA 5.7 - FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (%) DE CARBONETOS PRIMÁRIOS NAS AMOSTRAS VTR35, VTR36, STR35 E STR36. ....	87

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

a, b, c	Parâmetros de rede de uma estrutura cristalina
ABM	Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais
AISI	American Iron and Steel Institute
ASM	American Society for Metals
C	Carboneto (fase)
CCC	Cúbico de Corpo Centrado (fase)
CFC	Cúbico de Face Centrada (fase)
DIN	Deutsches Institut Für Normung
DRX	Difração de Raios X
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
ESR	Elétrons Secundários e Retroespalhados (50% cada)
FC	Fundição Convencional
<i>Ft</i>	Frequência de distribuição do tamanho de carbonetos
<i>Fv</i>	Fração volumétrica de carbonetos primários
HEX	Hexagonal (fase)
HRC	Dureza Rockwell na escala C
HV	Dureza Vickers
$K_{IC}$	Tenacidade à fratura sob estado plano de deformação
L	Líquido (fase)
MEV	Microscopia (ou Microscópio) Eletrônica de Varredura
<i>Ms</i>	Linha de início da transformação martensítica
MO	Microscopia (ou Microscópio) Óptica
MON	Monoclínico (fase)
MP	Metalurgia do Pó
<i>Mf</i>	Linha de fim da transformação martensítica
ORT	Ortorrômbico (fase)
<i>s</i>	Desvio padrão
S5	AISI M3:2 revenido a 560 °C
S6	AISI M3:2 revenido a 600 °C
T	Temperatura
t	Tempo
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado (fase)
<i>Tg</i>	Tamanho médio de grão austenítico
TRS	Resistência à Ruptura Transversal
TRE	Energia de Ruptura Transversal
<i>u</i>	Erro padrão
V5	AISI M2 revenido a 560 °C
V6	AISI M2 revenido a 600 °C
$\bar{x}$	Média aritmética



$\Delta G^\circ$	Energia livre de formação
%vol.	Quantidade de elemento em porcentagem volumétrica
$2\theta$	Dois theta (ângulo de difração)
$\alpha$	Alfa (fase da ferrita - cúbica de corpo centrado)
$\alpha'$	Alfa linha (fase da martensita - tetragonal de corpo centrado)
$\delta$	Delta (fase da ferrita - cúbica de face centrada)
$\epsilon$	Épsilon (fase do carboneto $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ - hexagonal compacto)
$\gamma$	Gama (fase da austenita - cúbica de face centrada)
$\chi$	Chi (fase do carboneto $\text{Fe}_5\text{C}_2$ - monoclinico)
$\lambda$	Lambda (comprimento de onda)
mm	Milímetro ( $10^{-3}$ m)
$\mu\text{m}$	Micrometro ( $10^{-6}$ m)
nm	Nanometro ( $10^{-9}$ m)
Å	Ângström ( $10^{-10}$ m)
ml	Mililitro ( $10^{-3}$ l)
h	Hora (3600 s)
min	Minuto (60 s)
s	Segundo (tempo)
g	Gramma (massa)
kN	Quilo-newton (força - $10^3$ N)
MPa	Mega-pascal (tensão - $10^6$ Pa)
bar	Bar (pressão - $10^5$ Pa)
$^\circ\text{C}$	Grau Celsius (temperatura)
$^\circ\text{Cs}^{-1}$	Grau Celsius por segundo (taxa de resfriamento)
$\text{cm}^2 \text{ s}^{-1}$	Centímetro quadrado por segundo (difusividade atômica)
ft-lb	Foot-poundal ( <i>libra-força pé</i> - energia absorvida no impacto)
kJ/mol de C	Quilo-joule por mol de carbono (energia de livre de formação)
®	Marca Registrada

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. JUSTIFICATIVA E DESCRIÇÃO DO PROBLEMA QUE MOTIVOU ESTE ESTUDO .....</b>	<b>3</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>7</b>
3.1 AÇOS RÁPIDOS.....	7
3.2 OBTENÇÃO DOS AÇOS RÁPIDOS.....	9
3.2.1 <i>Processo Convencional</i> .....	10
3.2.2 <i>Metalurgia do Pó Convencional</i> .....	13
3.2.2.1 Sinterização no Estado Sólido.....	15
3.2.2.2 Sinterização com Fase Líquida .....	16
3.2.2.3 Sinterização Supersólida.....	18
3.3 CARBONETOS.....	20
3.3.1 <i>Carboneto MC</i> .....	23
3.3.2 <i>Carboneto M<sub>6</sub>C</i> .....	26
3.3.3 <i>Carboneto M<sub>2</sub>C</i> .....	28
3.3.4 <i>Carboneto M<sub>23</sub>C<sub>6</sub></i> .....	32
3.3.5 <i>Carboneto M<sub>7</sub>C<sub>3</sub></i> .....	33
3.3.6 <i>Carboneto M<sub>2,4</sub>C</i> .....	34
3.3.7 <i>Carboneto M<sub>20</sub>C<sub>8</sub></i> .....	34
3.3.8 <i>Carboneto M<sub>3</sub>C</i> .....	35
3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	35
3.4.1 <i>Têmpera</i> .....	36
3.4.2 <i>Martensita</i> .....	41
3.4.3 <i>Revenido</i> .....	44
3.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	48
3.5.1 <i>Dureza</i> .....	49
3.5.2 <i>Tenacidade</i> .....	52
<b>4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS .....</b>	<b>59</b>
4.1 MATERIAIS.....	59
4.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	59
4.3 ANÁLISES, ENSAIOS E TESTES .....	60
4.4 MICROSCOPIA ÓPTICA .....	61
4.5 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	62

4.6	ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA.....	62
4.7	TAMANHO MÉDIO DE GRÃO AUSTENÍTICO .....	63
4.8	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CARBONETOS PRIMÁRIOS ...	64
4.9	FREQUÊNCIA DE DISTRIBUIÇÃO DO TAMANHO DE CARBONETOS PRIMÁRIOS .....	65
4.10	DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	66
4.11	ENSAIO DE DUREZA .....	66
4.12	ENSAIO DE MICRODUREZA .....	66
4.13	ENSAIO DE FLEXÃO EM QUATRO PONTOS .....	67
4.14	VIDA DA FERRAMENTA .....	69
4.15	MÉTODO ESTATÍSTICO.....	69
<b>5.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>71</b>
5.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	71
5.1.1	<i>Recozimento (estado de recebimento)</i> .....	71
5.1.2	<i>Têmpera</i> .....	74
5.1.3	<i>Revenido</i> .....	80
5.2	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	91
5.2.1	<i>Dureza</i> .....	91
5.2.2	<i>Tenacidade</i> .....	93
5.3	TESTE INDUSTRIAL .....	95
<b>6.</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>97</b>
<b>7.</b>	<b>SUGESTÕES.....</b>	<b>98</b>
	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>99</b>



## 1. INTRODUÇÃO

A competitividade industrial tem favorecido, ao longo dos anos, a busca da otimização nos processos de fabricação através do desenvolvimento de meios e métodos inovadores em toda a cadeia produtiva. Neste sentido, a indústria competitiva é aquela que atende às condições do mercado, onde se exige produtos de alta qualidade, grande produtividade e redução de custo. Naturalmente o setor metal mecânico tem seguido nessa direção.

No âmbito da conformação mecânica as ferramentas de conformação tem considerável importância devido a sua função e relação com os custos dos processos de conformação. Deste modo, a sua vida em processo é primordial e pode ser avaliada, por exemplo, pelo número de ciclos realizados.

A vida de uma ferramenta é influenciada por muitos fatores, dentre eles a matéria-prima, o processo de fabricação, o tratamento térmico, o acabamento superficial e o “setup” do processo. Dentre estes fatores, os três primeiros se relacionam diretamente às propriedades mecânicas do material, e por esta razão tem papel fundamental na vida de uma ferramenta.

No processo de conformação mecânica a frio, esforços mecânicos compressivos e de impacto sob as ferramentas são comuns. Para suportar tais esforços, o material da ferramenta que entra em contato com a peça a ser deformada, deve apresentar dureza elevada associada à adequada tenacidade. Como a tenacidade e a dureza são propriedades relacionadas intrinsecamente ao material e ao tratamento térmico aplicado, torna-se significativo definir um material e tratamento térmico adequado.

Na definição de uma classe de materiais que propicie adequada tenacidade para suportar tensões cíclicas, e ainda mantenha dureza elevada mesmo sendo submetido a temperaturas em torno de 300 °C (faixa de temperatura condizente com o aquecimento das ferramentas no processo de conformação a frio), os aços rápidos se destacam (ROBERTS e GARY, 1980; HOYLE, 1988).

Quanto a sua obtenção, os aços rápidos podem ser fabricados através de fundição, lingotamento e trabalho mecânico dos lingotes, ou por metalurgia do pó. No método de fundição convencional há uma forte tendência à segregação de elementos químicos e a formação de carbonetos grosseiros durante a solidificação do metal no molde, resultando em uma microestrutura grosseira e heterogênea. Esta tendência limita a dureza, gera problemas no tratamento térmico e, conseqüentemente reduz algumas propriedades mecânicas (LIMA et al., 2008b).

No intuito de superar essas limitações, a metalurgia do pó vem ganhando destaque em razão da melhoria de certas propriedades mecânicas e desempenho das ferramentas, mesmo apresentando maiores custos.

Tendo em vista que o tratamento térmico constitui uma das fases de fabricação mais importantes, já que nesta etapa a microestrutura e propriedades finais são determinadas, devem-se avaliar fatores como: a aplicação a que se destina a ferramenta, os fornos utilizados, o ciclo térmico de austenitização, o meio de resfriamento, o ciclo térmico de revenido e a quantidade de revenidos.

O ciclo de revenido é fundamental na determinação de uma microestrutura que apresente boa tenacidade com dureza elevada. Neste aspecto, este trabalho teve por objetivo estudar o efeito do tratamento térmico de têmpera e revenido nas propriedades mecânicas e microestrutura de dois aços rápidos, o AISI M2 obtido por fundição convencional e o AISI M3:2 obtido por metalurgia do pó, utilizados em ferramentas de conformação a frio. Também foi avaliada a vida de ferramentas nas condições estudadas. Todo este desenvolvimento foi realizado na Universidade Federal de Santa Catarina, em parceria com a Blufix Ind. & Com. Ltda., com o apoio da Villares Metals S.A. e da Bodycote Brasimet Processamento Térmico S.A.

## **2. JUSTIFICATIVA E DESCRIÇÃO DO PROBLEMA QUE MOTIVOU ESTE ESTUDO**

A Blufix Ind. & Com. Ltda., é uma empresa que fabrica principalmente elementos de fixação especiais para linha automotiva, através de conformação mecânica a frio. Basicamente o processo de fabricação consiste em deformar plasticamente tarugo de aço até a forma final, por meio de sucessivos golpes em matriz aberta.

A motivação deste estudo se deu através do levantamento dos produtos que apresentavam os maiores índices de quebra de ferramenta. A partir disso, foram especificados outros parâmetros para definição do produto: menor vida da ferramenta, maior taxa de produção, maior frequência de produção e estabilidade do processo produtivo.

O produto identificado foi um parafuso M8 x 11 cabeça lenticular (Figura 2.1), fabricado em uma prensa horizontal com três estágios.



Figura 2.1 - Parafuso M8 x 11 cabeça lenticular.

A prensa horizontal deste produto possui um cabeçote móvel à esquerda, onde são fixados os martelos, e uma mesa fixa à direita, onde são encaixadas as matrizes (Figura 2.2). A frequência de golpes regulada para a fabricação deste produto foi de 170 por minuto. Tanto os martelos como as matrizes são ferramentas que se encontram encaraçadas para dar estabilidade dimensional ao conjunto.



Figura 2.2 - Prensa horizontal de três estágios.

Na Figura 2.3 é ilustrada a vista em corte longitudinal do conjunto de ferramentas da matriz que apresenta a ferramenta crítica, identificada pelo número 3. Esta ferramenta entra em contato direto com o material a ser deformado, tanto no diâmetro interno como na sua face frontal exposta da matriz.

As solicitações mecânicas impostas à ferramenta 3 são de compressão axial em função do recalque da cabeça do parafuso.

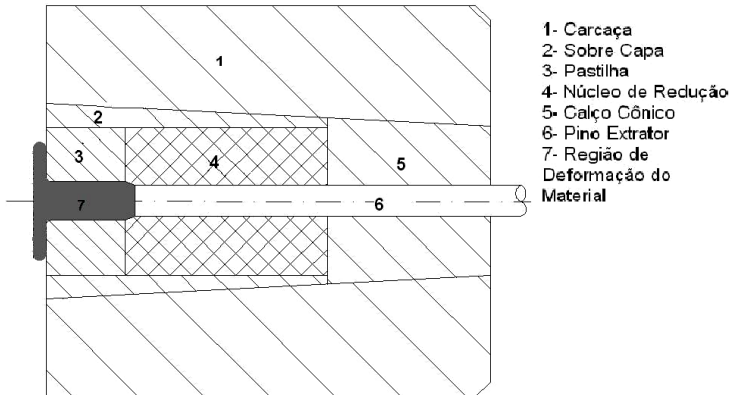


Figura 2.3 - Corte longitudinal de uma matriz.

Apesar de haver desgaste proveniente do contato deslizante entre o corpo do parafuso e a superfície interna da ferramenta, o modo de falha da ferramenta se caracteriza pela fratura frágil sem deformação plástica macroscópica (Figura 2.4) após aproximadamente 11.000 golpes.

Quanto ao material, utilizava-se o AISI M2 sem especificação do ciclo de tratamento térmico. Apenas controlava-se a faixa de dureza definida: 58-60 HRC, ou seja, sem análise microestrutural.



Figura 2.4 - Macrografia da fratura da ferramenta 3.



No intuito de aumentar a vida desta ferramenta, propôs-se o estudo comparativo entre dois aços rápidos disponíveis no mercado, o AISI M2, material utilizado naquele momento, e o AISI M3:2 por apresentar, em catálogos, valores de tenacidade superiores.

A condição de fornecimento dos aços pela Villares Metals era AISI M2 obtido por processo convencional e AISI M3:2 obtido por metalurgia do pó. Além desse comparativo, decidiu-se avaliar o efeito do revenido através de duas faixas de temperaturas, tendo em vista a importância desta etapa no desenvolvimento de uma microestrutura apropriada para manter níveis de dureza elevados e alcançar os maiores valores de tenacidade possíveis.



### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 AÇOS RÁPIDOS

A designação “aço rápido” se deve ao fato de, na época do seu desenvolvimento, ter proporcionado um aumento significativo nos valores de velocidade de corte e taxas de desbaste utilizadas até então pelos outros aços ferramentas. Sua diferenciação é justificada pela característica de manter elevadas durezas ( $\approx 48$  HRC) em temperaturas próximas a  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  (ROBERTS e GARY, 1980). Além disso, podem alcançar valores em torno de 1000 HV (65-70 HRC) em temperatura ambiente (HOYLE, 1988).

A origem dos aços rápidos parece ter ocorrido acidentalmente por Robert F. Mushet em 1868, quando um aço ao tungstênio foi resfriado ao ar e acabou endurecendo (MILLS e REDFORD, 1983).

A partir dos estudos empíricos de Fred M. Taylor, em 1890, foi desenvolvido um protótipo dos modernos aços rápidos existentes contendo 18% de tungstênio, 4% de cromo e 1% de vanádio, com aproximadamente 0,7% de carbono. Este aço atualmente conhecido pela especificação “T1” permaneceu popular até a década de 50 do século XX, quando foi substituído por um aço tungstênio-molibdênio “M2” no qual um terço do tungstênio em “T1” foi substituído por 5% de molibdênio com a elevação dos teores de vanádio a 2% e de carbono a 0,85% (HOYLE, 1988).

Inicialmente, os aços rápidos (*High Speed Steel, HSS*) foram utilizados na fabricação de ferramentas de corte como: serras, brocas, fresas, mandris, alargadores e “bits”. À medida que a automação industrial evoluiu, houve o aumento do uso do carbetto de tungstênio sinterizado para o mesmo fim. Entretanto, em razão do menor custo de produção, os aços rápidos continuam ocupando um lugar de destaque no mercado mundial (EGAMI et al., 1994).

Nas aplicações típicas de conformação a frio, os aços rápidos tem sido muito utilizados em ferramentas, pois tem mostrado características como resistência ao desgaste e abrasão, estabilidade dimensional, boa tenacidade e capacidade de manter dureza elevada a altas temperaturas (EGAMI et al., 1994; SILVA e MEI, 2006).

Os aços rápidos são comumente classificados de duas formas: quanto a sua composição química e quanto ao método de produção. Na classificação dos aços rápidos baseada em sua composição, existem duas classes básicas de acordo com a norma americana AISI:

- Aços rápidos ao tungstênio, ou classe T, nos quais os principais elementos de liga são além do próprio tungstênio, cromo, vanádio, cobalto e carbono.

- Aços rápidos ao molibdênio, ou classe M, nos quais os principais elementos de liga são os mesmos da série T mais o molibdênio.

Comparando-se o desempenho de ambas as classes, os aços rápidos da série M possuem uma tenacidade um pouco maior, para a mesma faixa de dureza, como pode ser observada na Figura 3.1. Os aços da classe M tem o custo inicial aproximadamente 40% menor do que os da classe T, pois o molibdênio (que substitui parcialmente o tungstênio), tem peso atômico de aproximadamente metade do tungstênio. Portanto 1% de molibdênio apresenta um desempenho equivalente a aproximadamente 1,8% de tungstênio (BAYER e WALTON, 1990; MANGONON, 1999).

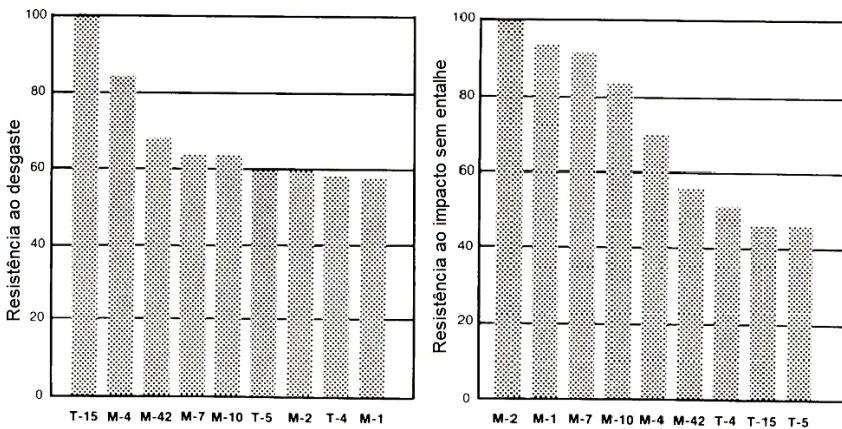


Figura 3.1 - Resistência relativa ao desgaste e ao impacto sem entalhe nos aços rápidos (LESLIE, 1981).

Para os aços rápidos da série M, os aumentos dos teores de carbono e vanádio incrementam a resistência ao desgaste. O aumento do teor de cobalto aumenta a temperatura na qual ocorre o amolecimento, no entanto, com redução da tenacidade.

Todavia, os aços rápidos deste grupo são muito susceptíveis à descarbonetação, especialmente aqueles com elevados teores de molibdênio e baixos teores de tungstênio em suas composições. Este efeito pode conduzir a danos no material durante o tratamento térmico de austenitização. Por isso esses aços são particularmente sensíveis à temperatura e à atmosfera de austenitização (MATTHEW, 2009).

### 3.2 OBTENÇÃO DOS AÇOS RÁPIDOS

Os aços rápidos podem ser classificados segundo o seu processo de fabricação, e nesse aspecto atualmente os desenvolvimentos tem se concentrado no aprimoramento dos processos, com enfoque na melhoria da microestrutura (CONSEMULLER et al., 1996; ASHBY, 2009).

No início dos anos 80, cerca de 98% destes materiais eram produzidos por fundição (RIEDL et al., 1986). A investigação e desenvolvimento do processamento de aços rápidos por metalurgia do pó começaram por volta de 1965. O objetivo foi melhorar as propriedades funcionais e de desempenho em aplicações exigentes assim aumentando a competitividade dos aços rápidos perante os metais duros, principalmente em operações de usinagem (TRENT e WRIGHT, 2000; GRINDER, 2005).

Atualmente, os aços rápidos obtidos por metalurgia do pó são utilizados principalmente em aplicações estruturais, antidesgaste e materiais de rolamento, onde a excelente resistência à compressão, resistência ao desgaste, bem como tenacidade à fratura e estabilidade térmica adequada são necessárias (ŠUŠTARŠIĆ et al., 2003).

A Figura 3.2 relaciona a resistência à ruptura transversal obtida pelo ensaio de flexão em quatro pontos e a dureza Vickers para uma série de materiais usados como ferramentas. Evidencia-se a importância dos aços rápidos obtidos por metalurgia do pó em relação às duas propriedades.

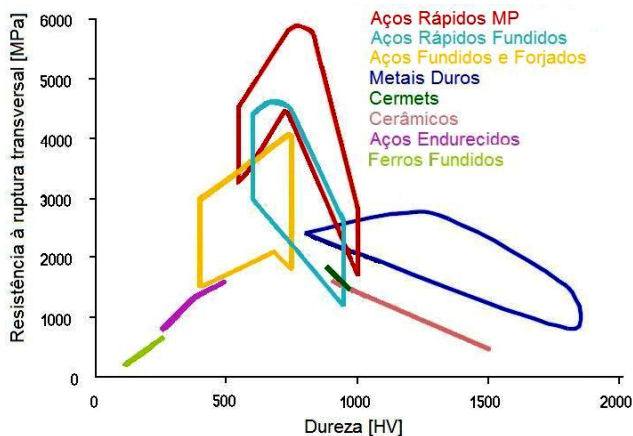


Figura 3.2 - Relação entre resistência à ruptura transversal e dureza para materiais usados como ferramentas (GRINDER, 2005).

### 3.2.1 *Processo Convencional*

Os aços rápidos, como AISI M2 são normalmente produzidos através de fusão em altas temperaturas (ŠUŠTARŠIČ e KOSEC, 1998), em um forno a arco (EAF – Electric Arc Furnace) seguido de operações de refino por AOD (Argon Oxygen Descarburization), VOD (Vacuum Oxygen Descarburization) e forno-panela (Ladle Furnace), que constituem os principais processos de aciaria empregados para a obtenção dos aços rápidos.

Esta sequência de processamento dos aços rápidos possibilita baixas concentrações de impurezas (enxofre e oxigênio), maior uniformidade no tamanho de grãos austeníticos primários e menor segregação de carbonetos primários (DOBRZAŃSKI, 1995).

Avanços tecnológicos em sistemas de lingotamento contínuo como, o surgimento dos agitadores eletromagnéticos e refino por eletroescória (*Electroslag Refining - ESR*) tem proporcionado grande volume de lingotamentos (SHTANSKY e INDEN, 1997; ROBERTS et al., 1998; SILVA e MEI, 2006).

Durante a solidificação dos aços rápidos, devido à diferença de solubilidade entre metal líquido e o metal sólido pode haver a segregação de soluto no fundido (WATMOUGH e GOUWENS, 1966; CHAUS e RUDNITSKII, 1989). Assim, conforme o avanço da frente de solidificação, o líquido se torna progressivamente mais rico em soluto. A última região a se solidificar será a de maior concentração de elementos de liga, originando assim, uma matriz dendrítica e precipitados eutéticos (austenita e carbonetos) nos contornos interdendríticos (GELLER, 1978; SOARES JÚNIOR, 2006).

Esta estrutura bruta de fusão pode ser modificada através do controle da velocidade de solidificação no intervalo peritético (refino da estrutura pelo aumento da taxa de solidificação), pela variação da composição química base (super-resfriamento constitucional) e pela adição de elementos modificadores como o N, Al, Bi, Sb e terras raras (KARAGÖZ et al., 1983; BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001).

Quando um elemento modificador, terras raras, é adicionado à liga, estrangulamentos e interrupções são observados nas zonas de ligação da rede de carbonetos eutéticos. Com isso, há o aumento da superfície sólido/líquido interdendrítico provocando uma melhor distribuição das colônias. A partir da diminuição do espaçamento dendrítico, tem-se o refino dos carbonetos eutéticos. Isto acaba desempenhando um papel preponderante na dissolução de carbonetos eutéticos, difusão de elementos

e esferoidização dos carbonetos (BARKALOW et al., 1972; KARAGÖZ et al., 1983; YANG et al., 2007; BENYOUNIS et al., 2009).

A adição de terras raras, que tem grande raio atômico, muda os parâmetros de rede do carboneto MC por substituírem o vanádio na rede cristalina deste carboneto. Assim tem-se a disponibilização de mais vanádio resultando no aumento da dispersão de carbonetos MC e maior endurecimento secundário. Em função da alteração do mecanismo de formação de carbonetos MC, há uma melhora da tenacidade ao impacto pelo aumento da energia para nucleação de trincas (BOCCALINI JÚNIOR et al., 1996c, 1999; WANG et al., 2007; BENYOUNIS et al., 2009). A sequência simplificada de solidificação do aço AISI M2 é mostrada na Tabela 3.1 e a seguir.

Tabela 3.1 - Sequência simplificada de solidificação do aço AISI M2 (GALDA e KRAFT, 1974; McLAUGHLIN et al., 1977; FISCHMEISTER et al., 1989; Lee et al., 1998b).

Transformação	Reação	Temperatura (°C)
Precipitação Primária de dendritas de ferrita $\delta$	$L \rightarrow \delta$	~1435
Início da reação peritética	$L + \delta \rightarrow \gamma$	~1330
Decomposição eutética do líquido remanescente	$L \rightarrow \gamma + C$	~1240
Transformação eutetóide	$\gamma \rightarrow \alpha + C$	~800

L  $\rightarrow$  líquido,  $\delta$   $\rightarrow$  ferrita delta,  $\gamma$   $\rightarrow$  austenita,  $\alpha$   $\rightarrow$  ferrita, C  $\rightarrow$  carboneto.

A solidificação inicia com a formação da ferrita delta. Como a ferrita possui baixa solubilidade, o líquido é enriquecido de elementos de liga. Esta segregação continua até a formação de austenita através da reação peritética. Com o resfriamento, ocorre um aumento da segregação de elementos estabilizadores da ferrita para o líquido remanescente. Isto resulta na formação dos carbonetos primários MC,  $M_2C$  e  $M_6C$ , preferencialmente nos contornos de grão da austenita.

Durante a solidificação, o enriquecimento de elementos de liga e a taxa de solidificação podem fazer com que a reação eutética inicie pela formação de vários dos carbonetos citados (FISCHER e KOHLHASS, 1975; GONGQI et al., 1992; KULMBURG, 1998a) bem como alterar o mecanismo de crescimento dos carbonetos (FREDRIKSSON e BRISING, 1976; McLAUGHLIN et al., 1977).

Embora, esta sequência de solidificação seja comum aos processos de obtenção dos aços rápidos, a diferença está na taxa de resfriamento. Por exemplo: cerca de  $10^{-3}$  °Cs<sup>-1</sup> na fundição convencional,  $10^4$  a  $10^5$  °Cs<sup>-1</sup> na conformação por spray e até  $10^6$  °Cs<sup>-1</sup> em algumas técnicas da metalurgia

do pó. Esta diferença está diretamente relacionada com a diminuição do espaçamento interdendrítico nos estágios iniciais da solidificação (WIEßNER et al., 2008; BENYOUNIS et al., 2009). O processo de resfriamento acelerado proporciona elevada homogeneidade estrutural, reduz a concentração de carbonetos grosseiros primários e de ledeburita, responsáveis pela fragilização do material (IGHARO e WOOD, 1989; DeGARMO et al., 1997; SUPOV et al. 1998).

Após a solidificação é realizada a laminação ou forjamento a quente com o objetivo de “quebrar” a estrutura bruta de fusão (BERRY, 1970; GHOMASHCHI e SELLARS, 1984). Esta microestrutura limita a dureza e fragiliza o material mesmo após o tratamento térmico devido aos carbonetos constituírem rotas favoráveis à propagação de trincas, reduzindo a energia necessária para a fratura (BEISS e WÄHLING, 1990; RAY e PAL, 1990).

Deste modo os tratamentos termomecânicos proporcionam a dissolução dos carbonetos mais finos e a fragmentação dos carbonetos maiores. Estes carbonetos formam estrias (bandas) na direção do trabalho de conformação cujas dimensões são função do tamanho e distribuições das colônias eutéticas (KIRK, 1982; ODÉRIZ, 1998). Nesta situação a microestrutura é constituída por ferrita/martensita e carbonetos MC,  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$ .

A Figura 3.3 mostra as diferenças entre as microestruturas do aço AISI M2 no estado temperado e revenido sem e com laminação a quente prévia. Visualizam-se as redes de carbonetos eutéticos presentes mesmo após os tratamentos térmicos.

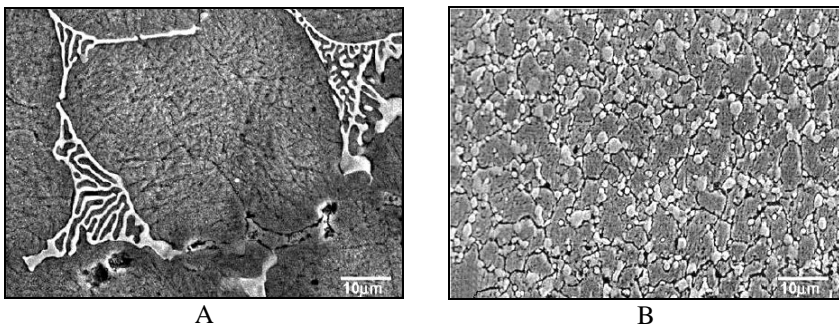


Figura 3.3 - Microestrutura do aço AISI M2 no estado temperado e revenido sem (A) e com laminação a quente prévia (B) (CHAUS e HUDÁKOVÁ, 2009).



Estudos mais recentes mostram que durante o processo de deformação plástica a quente ocorre a homogeneização da estrutura de carbonetos pela difusão dos elementos de liga dos carbonetos primários para a matriz que se enriquece e acaba formando novos carbonetos com composição química semelhante (POPESCU, 2007). Este efeito tem uma aplicabilidade limitada no sentido de obter uma estrutura mais homogênea em função do tamanho do lingote e da taxa de deformação empregada (WÄHLING e ARNHOLD, 1988; BREWIN et al., 1989; ZAPATA e COSTA, 1991).

Com a introdução da refusão com eletrodo consumível na fundição pode-se obter microestruturas mais homogêneas, com o melhor controle de inclusões e a partir disso, produtos com melhor desempenho, além de melhorar a produtividade por permitir a obtenção de lingotes maiores (HOBSON e TYAS, 1968; KIRK et al., 1971).

### 3.2.2 *Metalurgia do Pó Convencional*

A metalurgia do pó pode ser entendida como a transformação de pós metálicos ou não metálicos, usando pressão e calor, por meio de um tratamento térmico de sinterização, na peça ou componente já na sua forma final. Isso sem fusão e conseqüentemente sem a formação de carbonetos eutéticos nos contornos de grão e nem a segregação de elementos de liga (ZAPATA e COSTA, 1991; VÁREZ et al., 2001).

Também é aceita como uma técnica em que um metal sólido, liga ou cerâmica na forma de partículas, normalmente com um diâmetro máximo inferior a 150 µm, são convertidas em um componente de engenharia e em alguns casos sem ulteriores processamentos (GREETHAM, 1990; THÜMMLER e OBERACKER, 1993).

O processo de metalurgia do pó convencional envolve basicamente as seguintes etapas (PIONTROWSKI e HARIG, 1990; LIBERATI, 2001):

- Obtenção dos pós com uma granulometria e morfologia adequada;
- Mistura de pós de natureza diferente, com a finalidade de garantir lotes uniformes de pó e produzir lotes com características específicas de distribuição e tamanho de partículas;
- Compactação da mistura resultante para minimização dos vazios;
- Aquecimento do compactado resultante, de modo a produzir-se uma ligação entre as partículas (densificação ou sinterização) conferindo resistência mecânica ao compactado.

Posteriores tratamentos termomecânicos, além de térmicos, podem ser necessários para se adquirir uma característica específica.

Com o natural avanço tecnológico, diversos métodos foram desenvolvidos para realizar cada uma das etapas da metalurgia do pó. Na produção de pós metálicos, tem-se a atomização a gás, a atomização a água, a atomização centrífuga, a atomização a plasma e a moagem mecânica. A técnica utilizada influencia diretamente no tamanho, morfologia, microestrutura, composição química e custo do pó (HARLIN e OLSSON, 2007b; LIMA, 2009).

No caso da compactação dos pós, tem-se alternativas como a compactação uniaxial (a frio ou a quente), compactação isostática (a frio ou a quente), compactação por explosivos, consolidação por amido e moldagem por injeção (CAMBRONERO et al., 1996; LEVENFELD, 2001; HARLIN e OLSSON, 2007a).

A etapa de sinterização pode ser entendida como o transporte atômico de matéria, termicamente ativada, que produz a diminuição da área de superfície específica do sistema através do crescimento dos contatos entre as partículas, variações de volume e de geometria dos poros. Pode conter fase líquida dependendo das características do pó e do processo. Durante a sinterização o contato entre as partículas é aumentado devido à formação de ligações entre os átomos comparáveis em resistência às ligações existentes dentro do reticulado cristalino, o que propicia um aumento das propriedades físicas e mecânicas do material (THÜMMLER e OBERACKER, 1993; GERMAN, 1997).

Uma característica comum a todas as formas de sinterização é a redução da área superficial com a formação de pescoços entre as partículas, decorrentes da movimentação dos átomos, assim sendo conduzida a continuidade do processo na densificação do material (GERMAN, 1996; ŠUŠTARŠIČ et al., 2003).

A busca por uma elevada densidade tão próxima quanto possível da densidade teórica em materiais processados por metalurgia do pó tem o propósito de reduzir a possibilidade de nucleação de trincas (CANDELA et al., 1999; KHRAISAT et al., 2005).

A sinterização, tanto no estado sólido como com a presença de fase líquida, tem como potenciais termodinâmicos o gradiente de concentração, a liberação da energia armazenada nas partículas sob forma de discordâncias e tensões elásticas, e a diminuição de energia livre por redução da área de superfície do sistema, sendo este último o fator mais importante (HUPPMANN, 1985; LIMA et al., 2006).

A temperatura de sinterização é selecionada a partir do diagrama de fases do aço rápido estudado, visando a região de início da formação da fase líquida. A Figura 3.4 esboça o diagrama de fases pseudobinário do aço AISI M2.

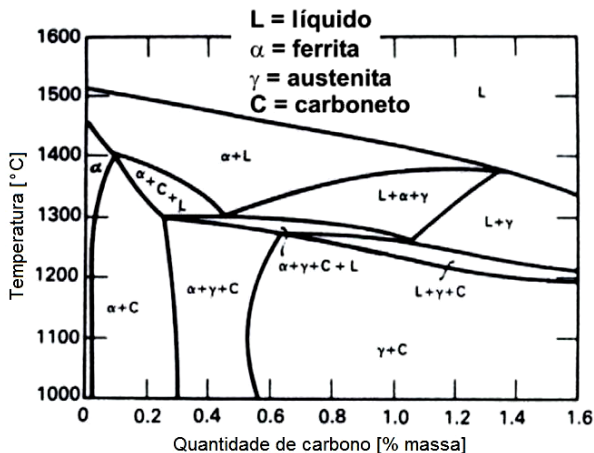


Figura 3.4 - Diagrama de fases pseudobinário do aço AISI M2 (HOYLE, 1988).

### 3.2.2.1 Sinterização no Estado Sólido

A sequência de sinterização no estado sólido nos aços rápidos e suas alterações microestruturais estão esquematizadas na Figura 3.5. No estágio inicial há um rearranjo das partículas de pó e a formação de uma ligação forte, ou pescoço, nos pontos de contato entre partículas, aumentando a densidade relativa. No estágio intermediário, o tamanho dos contatos aumenta, a porosidade diminui substancialmente e partículas se aproximam levando à retração da peça. Além disso, surgem os contornos de grãos que crescem lentamente. A densidade relativa do material pode chegar a 90% e os poros ficam isolados. No estágio final os poros se fecham e são eliminados com pouca densificação. Ocorre ainda neste estágio o crescimento de grão (LEE e RAINFORTH, 1994; BERGMAN et al., 1997).

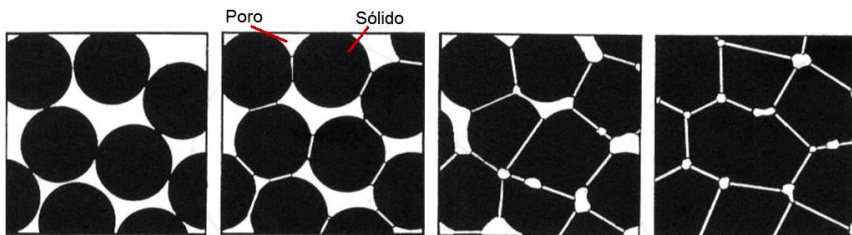


Figura 3.5 - Sequência do mecanismo de sinterização no estado sólido nos aços rápidos (LEE e RAINFORTH, 1994).

### 3.2.2.2 Sinterização com Fase Líquida

Na sinterização com fase líquida, uma fase líquida coexiste com a fase sólida na temperatura de sinterização acentuando o processo de maneira a propiciar um aumento da difusão atômica resultando na aceleração do processo de sinterização. Na sinterização com fase sólida de pós de aços rápidos a densidade do material não aumenta de maneira acentuada (GERMAN, 1985; FROES, 1994).

Em geral, o sucesso da sinterização com fase líquida é baseado na formação e distribuição homogênea de uma quantidade controlada de líquidos como fase minoritária. Esta quantidade é função de fatores como, a intersolubilidade das fases, o molhamento dos líquidos e a rigidez sólida (GERMAN, 1996; BORGSTRÖM e NYBORG, 2007).

A faixa de temperatura (janela) de sinterização nos aços rápidos é estreita (3-10 °C) (TALACCHIA et al., 1995), para a obtenção de uma estrutura livre de porosidade ( $\leq 2\%$ ) (BAGLYUK e POZNYAK, 2004). Isto exige um controle maior no processamento dos aços rápidos, porque abaixo desta faixa ótima de temperaturas, a formação de líquido é insuficiente resultando em um alto nível de porosidades. Por outro lado, acima deste limite a estrutura torna-se grosseira devido ao aumento do tamanho de grão e de carbonetos (KAR e UPADHYAYA, 1990; LIU et al., 2000; RUBIO et al., 2001; ARAUJO FILHO et al., 2005).

Segundo Wood et al. (1988), esta fase líquida se forma pela reação eutética: austenita + carbonetos, principalmente o  $M_6C$ , desempenhando duas funções básicas: a primeira é promover o rearranjo das partículas resultando altas taxas de densificação; a segunda é servir como um caminho de alta velocidade de difusão. Assim os elementos químicos que compõem os carbonetos e grãos de menores dimensões se dissolvem no líquido e, posteriormente precipitam nos carbonetos e grãos maiores levando a um aumento do tamanho médio dos componentes da microestrutura.

A Figura 3.6 mostra como a densidade relativa varia em função da temperatura de sinterização a vácuo para o aço AISI M3:2, partindo de um pó atomizado a água com a seguinte granulometria: 40% < 53  $\mu\text{m}$ ; 90% < 100  $\mu\text{m}$ ; 100% < 150  $\mu\text{m}$ , e compactado uniaxialmente a 700 MPa. Neste caso, observa-se que a temperatura ideal de sinterização deve ser de aproximadamente 1275 °C.

A Figura 3.7 mostra esquematicamente o mecanismo de sinterização com a presença de fase líquida nos aços rápidos. Durante o aquecimento ocorre difusão no estado sólido, formando-se uma estrutura rígida. Com o aumento da temperatura até o intervalo entre a linha *sólidus* e *liquidus*, há a formação de um filme líquido que penetra pelos contornos de partículas e

de grãos. Estes se rearranjam movidos pela força capilar fornecida pela tensão superficial do líquido, seguindo-se uma rápida densificação pela eliminação dos vazios entre as partículas (DATTA e UPADHYAYA, 2000; ARAUJO FILHO et al., 2006b).

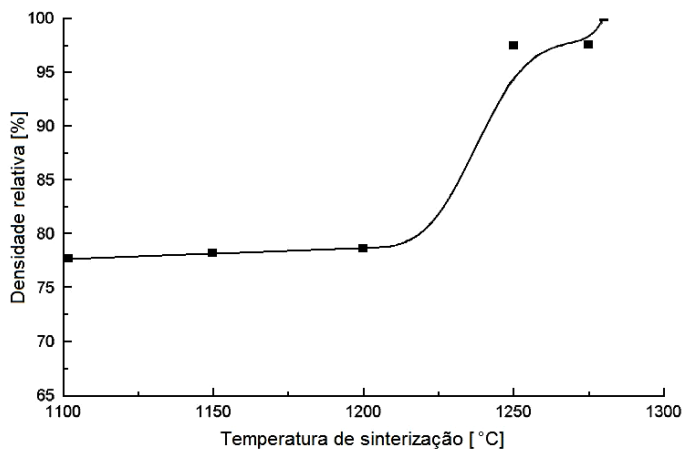


Figura 3.6 - Densidade relativa (%) do aço AISI M3:2 em função da temperatura de sinterização (VELASCO et al., 2002).

Os fatores que agem no sentido de promover a densificação durante a sinterização com a presença de fase líquida são: a composição química, a superfície das partículas, intersolubilidade e interdifusividade dos elementos presentes, a molhabilidade do sólido pelo líquido formado no decorrer da sinterização, o volume e viscosidade da fase líquida; além das condições de processamento, tais como tamanho de partícula, velocidade de aquecimento, densidade a verde, temperatura e tempo de sinterização (GERMAN, 1985; GERMAN, 1996).

Na última etapa de sinterização há o crescimento de grão, pelo processo de solubilização/reprecipitação, onde o transporte de material ocorre por difusão através do líquido. Durante o resfriamento, a fase líquida se decompõe em austenita e carbonetos, estando estes carbonetos localizados principalmente nos contornos de grão. Posteriormente, há uma precipitação adicional de carbonetos na austenita, caracterizada por carbonetos finos no interior dos grãos (TAKAJO e NITTA, 1987).

A sinterização com fase líquida apresenta espessas redes de carbonetos eutéticos em contorno de grão, que reduzem a tenacidade, quando comparado com aços similares obtidos por sinterização com fase sólida seguida de conformação a quente (BAGLYUK e POZNYAK, 2002).



Figura 3.7 - Sequência do mecanismo de sinterização com fase líquida nos aços rápidos (TAKAJO e NITTA, 1987).

### 3.2.2.3 Sinterização Supersólida

Com o aprimoramento da compactação isostática a frio e a sinterização a vácuo de pós pré-ligados de aços rápidos, tem-se alcançado a densidade teórica. Desta forma os pós são prensados a uma densidade de cerca de 70% da teórica, e sinterizados na faixa de temperatura 1240-1330 °C para promover uma fase líquida (WRIGHT et al., 2000; SIMCHI e KHAKBIZ, 2003).

A fração volumétrica ótima de líquido, na sinterização supersólida dos aços AISI M2 e AISI M3:2, é em torno de 5% (TAKAJO e NITTA, 1987). A Figura 3.8 mostra esquematicamente a sequência do mecanismo de sinterização supersólida nos aços rápidos.

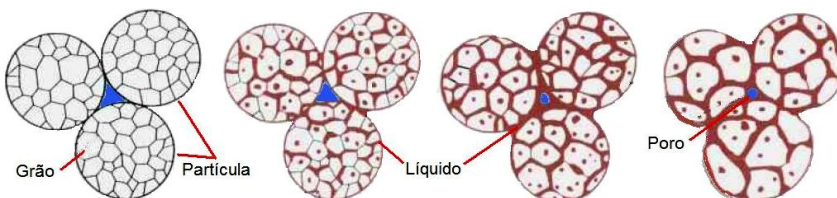


Figura 3.8 - Sequência do mecanismo de sinterização supersólida nos aços rápidos (GERMAN, 1997).

A sequência de eventos é análoga à sinterização com fase líquida, exceto pelo líquido formar-se no interior das partículas, e durante o resfriamento haver uma precipitação adicional de carbonetos finos no interior dos grãos austeníticos (TANDON e GERMAN, 1994; ZHANG et al., 2005).

As principais variáveis de processo na sinterização supersólida são: a atmosfera, o tamanho dos pós, a temperatura máxima de sinterização, o

tempo na temperatura de sinterização, a densidade a verde e aditivos e impurezas presentes (GERMAN, 1990a,b)

Enquanto na sinterização com fase líquida convencional o tamanho dos pós é da ordem de 1  $\mu\text{m}$ , na sinterização supersólida trabalha-se com pós relativamente grosseiros, chegando até 500  $\mu\text{m}$ , sendo que 80  $\mu\text{m}$  é o tamanho médio ideal para vários sistemas. As vantagens são o baixo custo e o menor nível de contaminação dos pós (LIU et al., 1995a,b).

Nos últimos anos tem-se combinado a sinterização supersólida com a consolidação com amido no alcance das densidades teóricas, pelo fato desta técnica ser ambientalmente correta e rentável uma vez que uma baixa concentração de produtos químicos é usada e nenhuma pressão externa é necessária durante o processo de formação do corpo verde. Entretanto, ainda é um desafio atingir a densidade teórica além de uma microestrutura fina e uniforme nos aços rápidos (ROMANO et al., 2003; HARLIN e OLSSON, 2007a, 2009).

Nos últimos anos outras tecnologias vêm se consolidando (*Rapid Prototyping, Ospray Process, Nanotechnology, Starch Consolidation*), como atomização por gás inerte e compactação isostática a quente. Isso tem resultado em grandes melhorias das propriedades dos aços rápidos obtidos por metalurgia do pó. Exemplos de tais melhorias são os aços rápidos com substancial redução de inclusões e novas classes de aços rápidos, frequentemente desenvolvidos para áreas específicas de aplicação (BROEK, 1986; NIU e CHANG, 1998; WRIGHT et al., 2000; GRINDER, 2005; ROMANO et al., 2006).

Também neste contexto, várias opções tem sido propostas para refinar a estrutura dos aços rápidos, onde a maior parte delas está relacionada com o aumento da taxa de resfriamento na solidificação (MESQUITA e BARBOSA, 2004) e técnicas de sinterização de campo ativado (*Field Activated Sintering Techniques - FAST*). Exemplo disso, Fais e Maizza (2008) usaram a técnica de sinterização de descarga capacitiva (*Capacitor Discharge Sintering - CDS*) atingindo densidade teórica no aço AISI M2 com temperaturas bastante baixas em curto período de tempo, mantendo granulometria nanométrica.

Com um melhor controle dos tamanhos de grãos, assim como a adição controlada e bem distribuída de elementos de liga, a microestrutura se torna mais homogênea e refinada, além de evitar o coalescimento e formação de estruturas eutéticas nos contornos de grãos de ferrita. Consequentemente se atinge maior isotropia das propriedades mecânicas, melhora na tenacidade e resistência ao desgaste, além de reduzir acentuadamente a distorção e trincas durante os tratamentos térmicos

(NEUMEYER e KASAK, 1972; TAKIGAWA et al., 1981; KUMAR et al., 1991; FRANTSEVICH, 2000; HOW IMPORTANT, 2000).

A Figura 3.9 mostra as microestruturas de um aço rápido obtido por fundição convencional e por metalurgia do pó.

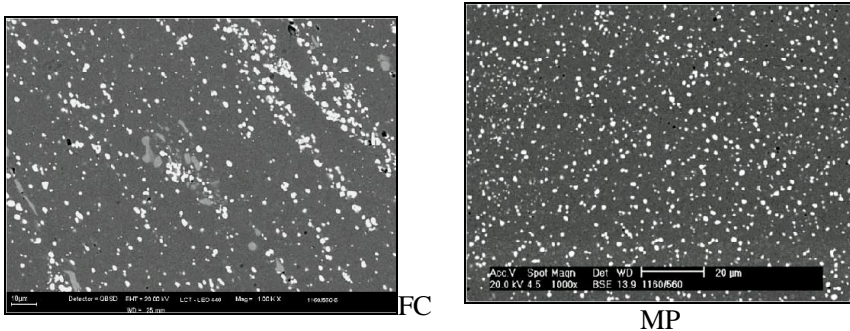


Figura 3.9 - Microestruturas de um aço rápido obtido por FC e por MP (ARAUJO FILHO, 2006).

Pode-se observar que o aço obtido por metalurgia do pó tem uma microestrutura mais fina com distribuição uniforme de carbonetos e sem inclusões não metálicas. Os aços convencionais possuem segregação nos lingotes, os produtos resultantes tem uma estrutura mais grosseira e não uniforme que ocasiona considerável anisotropia nas propriedades mecânicas, além de problemas com o controle dimensional (KUMAR et al., 1991).

### 3.3 CARBONETOS

A microestrutura dos aços rápidos é fortemente influenciada pelo seu histórico termomecânico, sendo que, vários processos de produção tem sido utilizados a fim de atender à aplicação final da ferramenta (HUTCHINGS, 1992). O estabelecimento desta variedade de processos implicou na necessidade de se estudar as variáveis de processo que resultam em microestruturas distintas, mesmo não existindo diferenças significativas na composição química e cristalografia dos carbonetos. A matriz dos aços rápidos também reflete as alterações ocorridas ao longo de todo o processo de fabricação de uma ferramenta.

As microestruturas dos aços rápidos trazem inúmeras dificuldades para sua obtenção, uma vez que a formação, o crescimento, a esferoidização



e a dissolução dos carbonetos ocorrem nas diversas etapas do processo produtivo.

Na literatura habitualmente se classificam os carbonetos em três grupos: os precipitados na decomposição eutética durante a solidificação e que não se dissolvem nos tratamentos posteriores são definidos como primários, os precipitados formados durante o recozimento ou durante a decomposição da austenita e/ou durante o revenido são chamados de secundários e os que precipitam durante as solicitações mecânicas da ferramenta, atingindo temperaturas próximas de 650 °C, denominados terciários (CESCON, 1990; KARAGÖZ e FISCHMEISTER, 1990; BOCCALINI JÚNIOR, 1996; KARAGÖZ E FISCHMEISTER, 1998).

Os carbonetos de liga podem precipitar em sítios como discordâncias, contornos de grão e subgrãos. Em muitos casos, o primeiro carboneto de liga formado não é o carboneto de equilíbrio, levando a sequências de precipitação onde o primeiro carboneto é gradualmente substituído por outros mais estáveis. Partículas pré-existentes de cementita podem ser locais de nucleação de carbonetos de liga estáveis (THOMSON, 2000).

A fração volumétrica total dos carbonetos eutéticos:  $\gamma+MC$ ,  $\gamma+M_2C$ ,  $\gamma+M_6C$ , e a sequência de precipitação dependem da composição química base e elementos de liga, da taxa de resfriamento e da adição de elementos modificadores. A reação de decomposição do líquido e principalmente os perfis de segregação resultantes das reações de formação de ferrita e da austenita também influenciam na sequência de precipitação (FREDRIKSSON e BRISING, 1976; KARAGÖZ et al., 1983; BOCCALINI JÚNIOR et al., 1999). As transformações microestruturais isotérmicas para o aço AISI M2 são mostradas na Figura 3.10 (NIZHNIKOVSKAYA et al., 1976; LESLIE, 1981).

O trabalho desenvolvido por Luan et al. (2010), sugere que à medida que aumenta a taxa de resfriamento, os carbonetos eutéticos tornam-se mais finos e homogêneamente distribuídos ao longo dos contornos e no interior dos grãos. Ao passo que o tamanho médio de carbonetos eutéticos diminui, a fração volumétrica total aumenta e a distância média entre eles diminui.

Posteriormente, a laminação a quente altera esta distribuição de carbonetos resultando em uma matriz ferrítica com carbonetos grosseiros (1-10  $\mu\text{m}$  de diâmetro) dispersos (PIPPEL et al., 1999).

A presença de carbonetos na estrutura dos aços rápidos afeta substancialmente suas propriedades mecânicas em função da sua distribuição, morfologia, granulometria e composição química (TARAN et al., 1972; GHOMASHCHI, 1985a). Em seu estudo, Casellhas et al. (2007) aplicou técnicas de nanoindentação a fim de caracterizar mecanicamente os

carbonetos presentes em aços ferramentas em termos de dureza, módulo de elasticidade e tenacidade à fratura ( $K_C$ ).

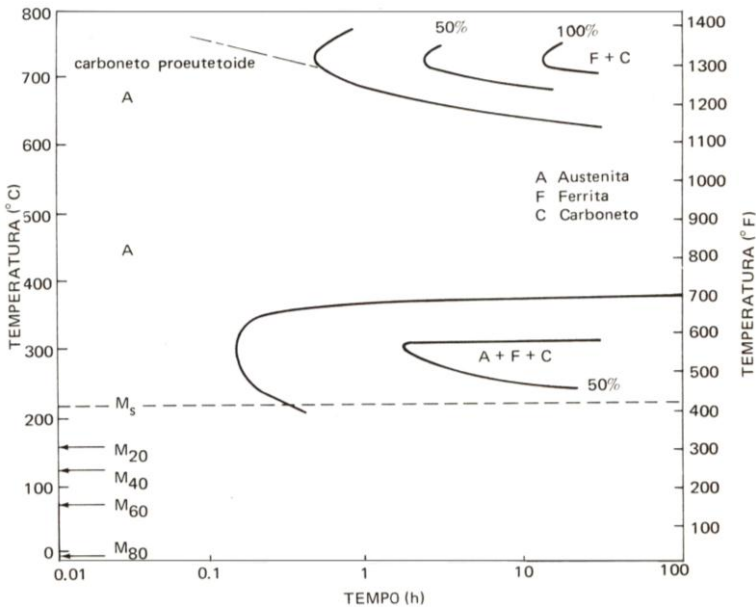


Figura 3.10 - Curvas de transformação isotérmica do aço AISI M2 austenitizado a 1225 °C (LESLIE, 1981).

A dureza de um carboneto indica a sua estabilidade e capacidade de resistência ao desgaste. Outro aspecto importante é a composição química dos carbonetos que varia de acordo com a temperatura e elementos de liga presentes no material. Por conseguinte, estes fatores acabam influenciando propriedades dos carbonetos como: entalpia livre de formação, solubilidade e difusividade dos elementos (GODEC et al., 2010).

Na literatura podem ser encontrados estudos que procuraram identificar as composições típicas dos carbonetos presentes nos aços rápidos no estado bruto de fusão ou sinterização.

Os carbonetos MC e  $M_6C$  são encontrados em todos os aços rápidos. Já os carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  ou  $M_7C_3$  são encontrados de acordo com o menor ou maior teor de carbono das ligas, onde predomina o  $M_{23}C_6$  para teores menores. Os carbonetos do tipo  $M_2C$  são verificados apenas em algumas etapas do processamento dos aços rápidos (VERHOEVEN, 1975; HWANG et al., 1998a; SCHRUFF et al., 2003).

Tanto os carbonetos preferencialmente intragranulares (MC), quanto os intergranulares ( $M_2C$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ), promovem o aumento da resistência ao desgaste. Entretanto, os carbonetos intergranulares, estando dispersos e coalescidos, geram pontos de nucleação de trincas reduzindo a tenacidade do material (GHOMASHCHI, 1985b; MESQUITA e BARBOSA, 2005; SILVA e MEI, 2006).

### 3.3.1 Carboneto MC

O carboneto MC é primário e secundário, estável e constituído basicamente de vanádio, molibdênio, tungstênio e cromo dissolvidos em quantidades menores. Como o cromo, molibdênio e tungstênio não se cristalizam na temperatura ambiente com estrutura cúbica de face centrada, a solubilidade desses elementos no carboneto MC tem sido explicada em função da estequiometria (KESRI e HAMAR-THIBAUT, 1988; UPADHYAYA, 1996; LIPATNIKOV et al., 1999; KROUPA et al., 2001; EPICIER et al., 2007).

Sua fórmula pode ser do tipo WC, MoC, VC,  $V_8C_7$  e  $V_6C_5$  (MONOCLÍNICO) apesar de muitos autores referenciarem a fórmula  $V_4C_3$ , ou também alguns autores definirem o arranjo  $V_6C_5$  como hexagonal compacto (EPICIER et al., 2007).

Em outro estudo, Liujie et al. (2006) mostraram que essas fórmulas são variações da proporção de vanádio por carbono, por exemplo:  $V_8C_7 = 0,875$  e  $V_6C_5 = 0,833$ .

A Tabela 3.2 reúne algumas propriedades do carboneto MC primário, encontradas por pesquisadores (BANERJEE, 1965; KARAGÖZ e FISCHMEISTER, 1988; MIYATA et al., 2003; BISCHOF et al., 2008; BOCCALINI JÚNIOR et al., 2009; MESQUITA, 2009).

Tabela 3.2 - Propriedades do carboneto MC primário.

Ponto de Fusão [°C]	$\Delta G^\circ$ [kJ/mol de C]	Microdureza [HV]
$\approx 2830$	-65 a -145	2400-2800
Solubilidade em $\gamma$ a 1227 °C [%massa]	Temperatura de Formação Eutética [°C]	
2,4	1350	

A Tabela 3.3 reúne a composição química do carboneto MC primário nos aços AISI M2 e AISI M3:2, encontrada por pesquisadores.

Tabela 3.3 - Composição química (% massa) do carboneto MC primário nos aços AISI M2 e AISI M3:2\*.

<b>C</b>	<b>W</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Cr</b>	<b>Fe</b>	<b>Autor</b>
----	23,9	16,2	48,9	3,6	7,3	Barkalow et al., 1972
----	15-16	10-11	45-69	0,0-6,1	2,7,3,4	Fischer e Kohlhaas, 1975
----	10,3	8,7	59,4	3,0	1,7	Fredriksson et al., 1979
14,1	19,9	11,1	49,9	4,3	2,9	Brandis et al., 1980
13,0	23,0	14,0	43,0	4,5	4,0	Leslie, 1981
----	20-27	17-22	44-56	4,0-6,0	0,6-3,5	Kim et al., 1982a
----	33,0	14,5	46,3	5,1	1,1	Ghomashchi e Sellar, 1984
----	12-14	14-16	57-61	8-10	4-6	Versaci, 1988
----	18,5	17,4	52,7	5,1	6,3	Rong et al., 1992
14,0	10-24	8,5-16	50-60	3,0-7,0	1,7-3,5	Boccalini, 1996
15,0	20-24	12-14	45-53	4,0-4,7	4,0-4,7	Kulmburg, 1998b
----	14,8	15,3	23,5	5,1	41,5	Cardoso, 1999
6,1-7,1	37-40	19,0	26-27	4,0-4,7	3,0-5,2	Levenfeld et al., 2002
----	22-23	13-17	49-56	3,8-4,4	4,3-8,6	Jesus, 2004
----	13-26	11-15	44-54	2,2-6,0	1,3-5,0	Serna et al., 2006b
----	17,4	13,4	35,2	4,4	29,6	Moon et al., 2008*
----	22,2	14,5	55,3	4,7	3,4	Serna e Rossi, 2009

Alguns estudos mostraram que o carboneto MC secundário alcança composições químicas substancialmente diferentes do mesmo carboneto primário visto na Tabela 3.3. A Tabela 3.4 mostra estas composições químicas dos carbonetos MC secundários no aço AISI M2 no estado revenido. O carboneto MC secundário apresenta-se como plaquetas com espessura de 1-2 nm e comprimento até 5 nm (STILLER et al., 1987; KARAGÖZ et al., 1992).

Tabela 3.4 - Composição química (% massa) do carboneto MC secundário no aço AISI M2 no estado revenido.

<b>Condição</b>	<b>C</b>	<b>W</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Cr</b>	<b>Fe</b>	<b>Autor</b>
<b>3x550 °C</b>	----	11,6	50,7	23,1	11,1	3,5	Stiller et al., 1987
<b>3x550 °C</b>	----	11,6	52,5	24,3	11,6	----	Fischmeister et al., 1988
<b>3x550 °C</b>	----	20,5	40,1	24,2	13,3	1,9	Serna e Rossi, 2009

Serna e Rossi (2009) justificaram parcialmente a diferença na composição química pela substituição do vanádio pelo cromo e molibdênio principalmente, que são mais pesados do que o vanádio. Também afirmaram que o revenido induz a formação do carboneto MC à custa do carboneto  $M_6C$ .

O carboneto MC precipita preferencialmente nos contornos de grão no resfriamento da austenita durante a têmpera, o que faz deste tipo de carboneto o principal agente endurecedor (KUO, 1956; HONG et al., 2003; SERANTONI e BOCCALINI JÚNIOR, 2007). Por outro lado, favorece o crescimento de microfissuras, diminuindo o  $K_{IC}$  (HWANG et al., 1998a).

O carboneto MC pode apresentar-se de três maneiras: Divorciado - com cristais massivos isolados idiomórficos; Irregular - com formações semelhantes a pétalas; Regular Complexa - similar ao Irregular, mas com ramificações formando pequenas redes de carbonetos (KARAGÖZ e FISCHMEISTER, 1990; BOCCALINI JÚNIOR et al., 1996c; BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001). A Figura 3.11 mostra as morfologias do carboneto MC.


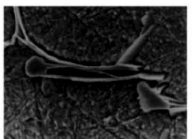
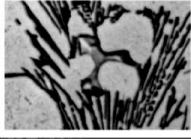
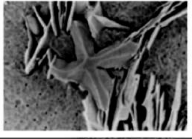

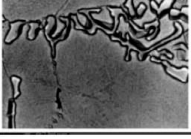
Ótico	MEV	Morfologia dos carbonetos	Classificação Eutética
		Idiomórfico	Divorciado
		Tipo Pétala	Irregular
		Tipo Pétala Ramificado	Complexo Regular

Figura 3.11 - Morfologias do carboneto MC (BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001).

### 3.3.2 Carboneto $M_6C$

O carboneto  $M_6C$  é também conhecido como carboneto  $\eta$  (eta), é primário e secundário, estável, complexo, constituído essencialmente de ferro, tungstênio e molibdênio, com a composição química podendo variar consideravelmente de acordo com a composição do aço. Pode ter fórmulas do tipo  $(Fe,Cr,V)_4(W,Mo)_2C$  e  $(Fe,Cr,V)_3(W,Mo)_3C$ , (FRAKER e STADELMA, 1969; JACK e JACK, 1973; GIRON e DURAND-CHARRE, 1995; SHTANSKY e INDEN, 1997a; VÝROSTKOVÁ et al., 1997).

O carboneto  $M_6C$  é estabilizado pela presença de tungstênio, silício, nitrogênio, oxigênio e nióbio (CESCON, 1990). O carboneto  $M_6C$  primário contribui significativamente para a resistência a abrasão dos aços rápidos, devido a sua alta dureza. Em geral este carboneto precipita nos contornos de grão e nucleia separadamente do carboneto  $M_2C$ . Entretanto, a nucleação pode ocorrer na interface entre  $M_2C$ /austenita e contornos do carboneto  $M_{23}C_6$  (IRVINE e PICKERING, 1960; KURZYDŁOWSKI e ZIELIŃSKI, 1984).

A Tabela 3.5 mostra algumas propriedades do carboneto  $M_6C$  primário (BANERJEE, 1965; KARAGÖZ e FISCHMEISTER, 1988; MIYATA et al., 2003; BISCHOF et al., 2008).

Tabela 3.5 - Propriedades do carboneto  $M_6C$  primário.

Ponto de Fusão [°C]	$\Delta G^\circ$ [kJ/mol de C]	Microdureza [HV]
2200-2870	-18	2400-2800
Solubilidade em $\gamma$ a 1227 °C [%massa]	Temperatura de Formação Eutética [°C]	
8,5	1295	

A Tabela 3.6 mostra a composição química do carboneto  $M_6C$  primário nos aços AISI M2 e AISI M3:2, encontrada por pesquisadores. O carboneto  $M_6C$  primário dissolve-se apenas parcialmente durante austenitização em temperaturas acima de 980 °C e o secundário precipita no revenido em temperaturas acima 650 °C (BOCCALINI JÚNIOR, 1996; BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001). O carboneto  $M_2C$  secundário apresenta-se como bastonetes com diâmetro de 1-2 nm e comprimento até 10 nm. Esses tamanhos reduzidos se devem às baixas difusividades dos elementos de liga (KARAGÖZ et al., 1992, WANG et al., 1995).

A Figura 3.12 ilustra a morfologia característica do carboneto  $M_6C$ , Regular Complexa - com uma plaqueta central de onde se originam

plaquetas secundárias separadas pela matriz austenítica (MAGNABOSCO, 2000; BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001).

Tabela 3.6 - Composição química (% massa) do carboneto  $M_6C$  primário nos aços AISI M2 e AISI M3:2\*.

C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
2,5	29,4	25,5	4,2	4,8	31,7	Barkalow et al., 1972
----	29,6	26,6	4,0	3,8	31,6	Taran et al., 1974
----	29-30	25-27	4,7-4,9	5,1-5,3	31-33	Fischer e Kohlhaas,
----	36,9	23,2	4,0	4,6	32,6	Fredriksson et al., 1979
2,0	35,0	20,0	3,0	4,0	36,0	Brandis et al., 1980
3,0	35,0	19,0	3,3	3,3	35,0	Leslie, 1981
----	38,3	20,3	4,3	3,0	34,1	Ghomashchi e Sellar, 1984
----	36-40	20-26	3,7-7,2	2,5-4,2	28-34	Kim et al., 1982a
----	30-34	22-24	5,0-7,0	4,0-6,0	33-35	Versaci, 1988
----	38-40	22-23	2,6-3,0	3,0-3,4	31-33	Karagöz et al., 1989
----	36,1	24,5	3,4	3,3	32,7	Rong et al., 1992
2,5	29-38	20-25	2,0-4,5	3,0-4,8	30-35	Boccalini, 1996
----	35,7	20,4	3,1	5,1	35,7	Kulmburg, 1998b
----	32,0	26,5	3,7	4,0	33,6	Cardoso, 1999
2,5-2,8	44-46	18-21	1,4-1,8	2,8-3,0	27-28	Levenfeld et al., 2002
----	29-39	19-23	3,3-23,3	3,6-4,1	23-33	Jesus, 2004
----	30-37	21-26	3,0-4,7	3,6-5,0	31-34	Serna et al., 2006b
----	33,9	14,3	2,9	3,5	45,4	Moon et al., 2008*
----	34,9	23,9	3,6	4,3	33,2	Serna e Rossi, 2009

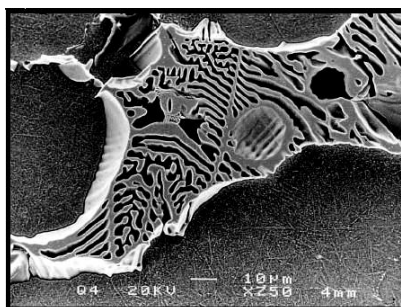


Figura 3.12 - Morfologia do carboneto  $M_6C$  (BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001).

Os carbonetos do tipo  $M_6C$  são frequentemente fonte de trincas porque tendem a coalescer e ter formas mais agudas quando comparados aos do tipo  $MC$ , resultando em menor tenacidade à fratura nos aços rápidos (HWANG et al., 1998a; ARAUJO FILHO et al., 2004a).

### 3.3.3 Carboneto $M_2C$

O carboneto  $M_2C$  é primário e secundário, metaestável, formado principalmente por molibdênio e tungstênio, podendo dissolver em pequenas quantidades cromo e vanádio. (PARVATHAVARTHINI et al., 2001; TSAI E YANG, 2003). A estrutura cristalina hexagonal compacta do carboneto  $M_2C$  é função da distribuição ordenada ou desordenada do carbono. Esta distribuição é determinada pela temperatura de resfriamento, pela cinética de transformação e concentração de carbono (SERNA et al., 2006b). Alguns autores consideram que este carboneto pode formar uma estrutura ortorrômbica, todavia geralmente é aceita como uma estrutura desordenada em transição para a estrutura hexagonal (DUBOIS et al., 1988).

Os carbonetos tipo  $M_2C$  são estabilizados pelos seguintes elementos; molibdênio, vanádio, carbono, cálcio e alumínio (CESCON, 1990; BOCCALINI JÚNIOR et al., 1996b).

A Tabela 3.7 reúne algumas propriedades do carboneto  $M_2C$  primário, encontradas por pesquisadores (KARAGÖZ e FISCHMEISTER, 1988; NIU e CHANG, 1998; XU et al., 2006; MESQUITA, 2009).

Tabela 3.7 - Propriedades do carboneto  $M_2C$  primário.

<b>Ponto de Fusão [°C]</b>	$\Delta G^\circ$ [kJ/mol de C]	<b>Microdureza [HV]</b>
2410-2860	-40	2230-3000
<b>Solubilidade em <math>\gamma</math> a 1227 °C [%massa]</b>	<b>Temperatura de Formação Eutética [°C]</b>	
5,2	1242	

A Tabela 3.8 mostra a composição química do carboneto  $M_2C$  primário no aço AISI M2, encontrada por pesquisadores.



Tabela 3.8 - Composição química (% massa) do carboneto  $M_2C$  primário no aço AISI M2.

C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
5,6	35,0	30,5	13,7	7,0	7,4	Barkalow et al., 1972
----	32,8	31,6	13,7	5,9	5,0	Taran et al., 1974
----	43,0	31,9	11,3	6,7	4,1	Fredriksson et al., 1979
6,0	40,0	28,0	12,0	8,0	6,0	Brandis et al., 1980
6,0	41,0	28,0	11,0	8,0	7,0	Leslie, 1981
----	49,3	21,3	14,7	7,6	7,2	Ghomashchi e Sellar, 1984
5,6	25-50	21-36	8-15	5-7	3,0-7,5	Boccalini, 1996
----	32-42	26-27	9-15	5,9	9-26	Jesus, 2004
----	35-48	23-53	12-15	6-8	2,5-8,0	Serna et al., 2006b

Alguns estudos mostraram que o carboneto  $M_2C$  apresenta composições químicas particularmente distintas do mesmo carboneto primário visto na Tabela 3.8. A Tabela 3.9 mostra as composições químicas dos carbonetos secundários no aço AISI M2 após revenido.

Tabela 3.9 - Composição química (% massa) do carboneto  $M_2C$  secundário no aço AISI M2 após revenido.

Condição	C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
3x 550 °C	----	17,3	50,8	9,6	19,0	3,3	Stiller et al., 1987
3x 550 °C	----	18,3	52,7	9,8	19,2	----	Fischmeister et al., 1988

Stiller et al. (1987) ressaltaram uma grande concentração de cromo nos carbonetos  $M_2C$  secundários, assim como nos carbonetos MC secundários. Isto reduz a distorção entre a estrutura da matriz e dos carbonetos, reduzindo a energia de ativação para nucleação de precipitados. Também se confirmou que o molibdênio tem um papel muito importante na formação dos carbonetos MC e  $M_2C$  secundários, enquanto o tungstênio parece ter um efeito bem menor.

Davenport e Honeycombe (1975), Karagöz et al. (1992) e Stiller et al. (1984) afirmaram que os aços rápidos expostos a temperatura de 600 °C em tempos longos (sobrevenido) tem as composições químicas dos carbonetos secundários, em relação aos seus respectivos carbonetos primários, bem como a composição química da matriz, significativamente alteradas. A Tabela 3.10 e a Figura 3.13 indicam estes valores.

O carboneto  $M_3C$ , inicialmente rico em ferro, gradualmente se enriquece de cromo, favorecendo a transformação para o carboneto  $M_{23}C_6$ . Por outro lado, o carboneto  $M_2C$  se transforma no carboneto  $M_6C$ , que cresce rapidamente, em função da mudança da razão de (cromo e vanádio) para (molibdênio e tungstênio).

Tabela 3.10 - Composição química (% massa) dos carbonetos secundários MC e  $M_2C^*$  no aço AISI M2 no estado sobrerevenido.

Tempo	C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
100 min	----	4,0	49,5	24,1	22,4	----	Karagöz et al., 1992
300 min	----	27,0	41,3	17,5	14,2	----	
100 min*	----	26,3	43,6	11,3	18,8	----	Stiller et al., 1984
300 min*	----	26,9	44,0	12,9	16,2	----	

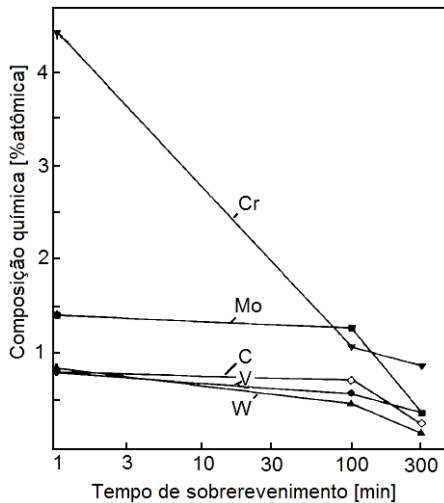


Figura 3.13 - Composição química da matriz no aço AISI M2 em função do tempo no estado sobrerevenido (KARAGÖZ et al. 1992).

O carboneto  $M_2C$  é um carboneto primário, em geral precipitando de forma coerente nas discordâncias da matriz e nos contornos de ripa de martensita. Porém estudos de ligas Fe-C-Mo propuseram que  $Mo_2C$  também pode nuclear nos contornos de ferrita/cementita, sendo levemente globular (BAKER e NUTTING, 1959; RAYNOR et al., 1966).

Possui grande tendência a se decompor durante o trabalho a quente em temperaturas acima de 1000 °C, recozimento acima de 800 °C, ou

revenido em temperaturas entre 510-590 °C (BAIK et al., 1995; GHOMASHCHI, 1998; LEE et al., 1998a,b; MAGNABOSCO, 2000; BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001).

Observa-se duas morfologias: Irregular - fase eutética e a matriz sem separação nítida, com os carbonetos na forma de plaquetas longas, paralelas, agrupadas em estruturas radiais que se entrelaçam; Regular Complexa - fase eutética e a matriz com incoerência nítida, com os carbonetos que crescem na forma de espirais adquirindo a aparência lamelar ou de bastonetes (BOCCALINI JÚNIOR et al., 1996a, 1997). A Figura 3.14 mostra as morfologias do carboneto  $M_2C$ .

A morfologia irregular é obtida principalmente por baixas taxas de resfriamento ou elevados teores de vanádio, enquanto a regular complexa é favorecida por altas taxas de resfriamento ou adição de elementos tais como nitrogênio e cálcio (FREDRIKSSON et. al., 1979; TARAN et. al., 1979; BOCCALINI JÚNIOR et al., 1996a).

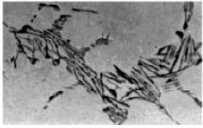
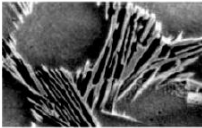
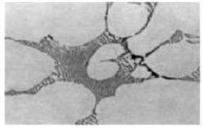
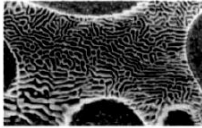
Ótico	MEV	Morfologia dos carbonetos	Classificação Eutética
		Irregular	Nervura Tipo Leque Lamelar Tipo Plano
		Complexo regular	Lamelar Tipo Haste

Figura 3.14 - Morfologias do carboneto  $M_2C$  (BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001).

Recentemente, Zhou et al. (2010) avaliaram a morfologia do carboneto  $M_2C$  com diferentes taxas de resfriamento no aço AISI M2. Revelou-se que as características de crescimento entre a morfologia irregular e regular complexa são totalmente diferentes, pois a primeira é anisotrópica e a segunda dendrítica com ramos extensos.

Além disso, a quantidade de elementos de liga no carboneto  $M_2C$  primário é consideravelmente maior para a morfologia irregular (Tabela 3.11). Zhou et al. (2010) observaram que a morfologia regular complexa em lingotes promove o refinamento e distribuição homogênea de carbonetos devido à menor concentração de elementos de liga.

Tabela 3.11 - Composição química (%massa) do carboneto  $M_2C$  primário no aço AISI M2 em função da morfologia (Zhou et al., 2010).

Morfologia	C	W	Mo	V	Cr	Fe
<b>Irregular</b>	----	40,89	28,05	12,59	6,34	11,50
<b>Regular Complexa</b>	----	23,70	13,35	5,55	5,72	50,68

### 3.3.4 Carboneto $M_{23}C_6$

O carboneto  $M_{23}C_6$  é um carboneto rico em cromo e estável no estado recozido. Em aços contendo cromo e molibdênio, a composição do carboneto pode variar entre  $Cr_{23}C_6$  e  $Mo_2Fe_{21}C_6$  (BAKER e NUTTING, 1959), ou  $(Cr, Fe)_{21}(W, Mo, V)_2C_6$  (KREMNEV et al. 2009). A Tabela 3.12 mostra a composição química do carboneto  $M_{23}C_6$  no aço AISI M2, encontrada por pesquisadores.

Tabela 3.12 - Composição química (%massa) do carboneto  $M_{23}C_6$  no aço AISI M2.

C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
4,0	25,0	18,0	4,0	5,0	45,0	Leslie, 1981
----	5,7-9,1	4,7-7,5	4,3-9,1	42-46	34-36	Kim et al., 1982a
3,8	30-32	15-16	3,1-3,2	6,6-7,1	39-40	Levenfeld et al., 2002

Os carbonetos  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$  e  $Fe_3C$  podem dissolver até 8,7, 5,0 e 2,0% atômica (Mo + W), respectivamente, devido à restrição geométrica do cristal (TARASENKO, 2000). A Tabela 3.13 mostra algumas propriedades do carboneto  $M_{23}C_6$ , encontradas por pesquisadores (TISZA, 2001; YAMASAKI, 2004; Kremnev et al. 2009).

O carboneto  $M_{23}C_6$  é considerado um carboneto secundário, porque se dissolve totalmente no tratamento térmico, precipitando de modo incoerente no estado recozido em contornos de grão e de ripas. A dissolução do carboneto  $M_{23}C_6$  garante elevada temperabilidade (WILSON, 1975; ROBERTS E GARY, 1980; LESLIE, 1981; BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001).

Tabela 3.13 - Propriedades do carboneto  $M_{23}C_6$ .

Ponto de Fusão [°C]	$\Delta G^\circ$ [kJ/mol de C]	Microdureza [HV]
1550	----	1650
Solubilidade em $\gamma$ a 1227 °C [%massa]	Temperatura de Formação Eutética [°C]	
----	1100	

A morfologia do carboneto  $M_{23}C_6$  é caracterizada por partículas grosseiras, descontínuas e irregulares, embora possa aparecer sob a forma de plaquetas ou com formatos geométricos regulares (SENIOR, 1989; SHTANSKY e INDEN, 1997b; TISZA, 2001).

### 3.3.5 Carboneto $M_7C_3$

O carboneto  $M_7C_3$  é muito estável, formado essencialmente por cromo, e em ordem decrescente por ferro, manganês, vanádio e molibdênio (TSAI e YANG, 2003; NOGUEIRA et al., 2005). A Tabela 3.14 mostra a composição química do carboneto  $M_7C_3$  no aço AISI M2.

Tabela 3.14 - Composição química (% massa) do carboneto  $M_7C_3$  no aço AISI M2.

C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
----	4,4	7,7	11,1	36,9	39,8	Hwang et al., 1998a

A Tabela 3.15 reúne algumas propriedades do carboneto  $M_7C_3$  (LEE et al., 1991; TISZA, 2001; MESQUITA, 2009).

Tabela 3.15 - Propriedades do carboneto  $M_7C_3$ .

Ponto de Fusão [°C]	$\Delta G^\circ$ [kJ/mol de C]	Microdureza [HV]
1650-1780	-200	2100

O carboneto  $M_7C_3$  é considerado um carboneto secundário, pelo fato de se dissolver no tratamento térmico. Normalmente surge após a formação do  $M_2C$ , precipitando de forma incoerente como, por exemplo, na interface ferrita/cementita (KUO, 1956; BAKER e NUTTING, 1959; JANOVEC et al., 1994). No entanto, Beech e Warrington (1966) apontaram que as partículas de cementita, quando se dissolvem, podem deixar áreas ricas em cromo na qual o  $M_7C_3$  pode precipitar.

É encontrado como partículas grosseiras de formato irregular “cérebro” localizado ao longo dos contornos de solidificação dos grãos. A Figura 3.15 mostra a morfologia do carboneto  $M_7C_3$ .

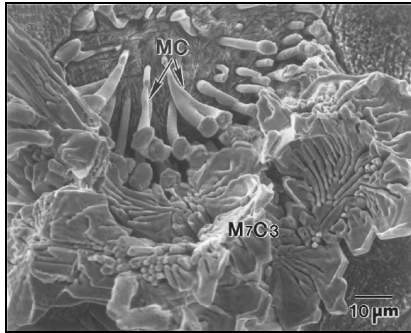


Figura 3.15 - Morfologia do carboneto  $M_7C_3$  (HWANG et al., 1998a).

Além dos carbonetos de liga, podem se formar durante o revenido dos aços rápidos os seguintes carbonetos de ferro.

### 3.3.6 Carboneto $M_{2,4}C$

O carboneto  $\epsilon$ ,  $M_{2,4}C$  ( $Fe_{2,4}C$ ) com arranjo cristalino hexagonal compacto, onde o carbono ocupa os interstícios octaédricos. É altamente instável, principalmente para aços com alto teor de carbono e severamente deformado plasticamente. É muito pequeno em razão da sua baixa temperatura de formação. Forma-se com morfologia acicular, semicoerente e precipita em temperaturas entre 80-250 °C (JACK e JACK, 1973; ABBASCHIAN et al., 2008; PORTER et al., 2009).

### 3.3.7 Carboneto $M_{20}C_8$

O carboneto  $\chi$  ou carboneto de Hägg,  $M_{20}C_8$  ( $Fe_5C_2$ ) tem estrutura cristalina monoclínica, onde os átomos de carbono formam um prisma trigonal. É metaestável e precipita no revenido após o carboneto  $\epsilon$  e antes da cementita, em temperaturas entre 250-550 °C nos contornos das placas de martensita (KOSOLAPOVA, 1971; SMITH, 1993; UPADHYAYA, 1996).

### 3.3.8 Carboneto $M_3C$

O carboneto  $M_3C$  (cementita) é constituído principalmente por ferro, dissolve um pouco de cromo e manganês, além de frações de outros elementos. É ortorrômbico, tendo um arranjo de átomos metálicos que formam um hexágono regular com distorções localizadas para a acomodação dos átomos de carbono. (PARTHÉ e YVON, 1970; THOMSON, 2000; KING, 2005).

Segundo Ridal e Quarrel (1962) mais de um quinto dos átomos de ferro podem ser substituídos por cromo. A Tabela 3.16 indica a composição química típica do carboneto  $M_3C$  no aço AISI M2.

Tabela 3.16 - Composição química (% massa) do carboneto  $M_3C$  no aço AISI M2.

C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
6,7	5,0	4,0	2,0	8,0	76,0	Leslie, 1981

A Tabela 3.17 reúne algumas propriedades do carboneto  $M_3C$ , encontradas por pesquisadores (BANERJEE, 1965; LEE et al., 1991; MESQUITA, 2009).

Tabela 3.17 - Propriedades do carboneto  $M_3C$ .

Ponto de Fusão [°C]	$\Delta G^\circ$ [kJ/mol de C]	Microdureza [HV]
1250-1650	+ 6 a + 25	900-1070

A cementita,  $M_3C$ , precipita finamente dispersa no revenido em temperaturas entre 200-600 °C (WILSON, 1975; ROBERTS E GARY, 1980; LESLIE, 1981) e por isso exerce influência significativa na formação dos demais precipitados ao longo do revenido. A dissolução do carboneto  $M_3C$  fornece carbono para a precipitação dos carbonetos de liga (ARGENT et al., 1970; SIQUARA, 2006).

## 3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os aços rápidos, após serem trabalhados mecanicamente ou sinterizados, são recozidos com o objetivo de favorecer o refinamento de grão austenítico. Segundo Berry (1970), a microestrutura dos aços rápidos após o recozimento é constituída por uma matriz ferrítica com a precipitação de finos carbonetos secundários e o coalescimento dos carbonetos primários, sendo que praticamente todo o carbono está na forma

de carbonetos. O tamanho médio carbonetos é de cerca de 3  $\mu\text{m}$ , podendo variar entre 0,1-10  $\mu\text{m}$ . Os carbonetos secundários, precipitados na matriz ferrítica durante o recozimento, dispõem de tamanhos que variam entre 50 - 300 nm (PIPPEL et al., 1999).

Gordo et al. (2000) e Araújo Filho (2006) observaram no aço AISI M3:2 recozido obtido por metalurgia do pó, uma microestrutura constituída de uma matriz ferrítica e os seguintes carbonetos: VC,  $\text{W}_3\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Apesar dos carbonetos  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{C}$  poderem se formar no recozimento dos aços rápidos, em geral são raros (SERNA, et al., 2006).

A Tabela 3.18 mostra a fração volumétrica de carbonetos primários do aço AISI M2 no estado recozido, detectada por pesquisadores.

Tabela 3.18 - Fração volumétrica (%) de carbonetos primários MC e  $\text{M}_6\text{C}$  na amostra AISI M2 no estado recozido.

MC	$\text{M}_6\text{C}$	Total	Autor
2,0	13,0	15,0	Blickwede e Cohen, 1949
2,5	13,0	15,5	Kaiser e Cohen, 1952
3,0	16,0	19,0	Berry, 1970
3,0	16,0	19,0	Roberts e Gary, 1980
3,0	16,5	19,5	Leslie, 1981
2,5	12,9	15,4	Kim et al., 1982a
2,0	7,0	19,0	Araújo, 1993
2,0	14,0	16,0	Kulmburg, 1998a

### 3.4.1 Têmpera

A austenitização inicia-se por volta de 760  $^{\circ}\text{C}$  quando a quantidade de carbono na matriz ferrítica é mínima devido a sua baixa solubilidade. A dissolução de carbonetos  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  tem início aos 900  $^{\circ}\text{C}$  e término em 1095  $^{\circ}\text{C}$ . Já os carbonetos  $\text{M}_6\text{C}$  dissolvem-se na faixa de 1095  $^{\circ}\text{C}$  a 1150  $^{\circ}\text{C}$ . Os carbonetos MC praticamente não se solubilizam até a temperatura *sólidus*. Assim, à medida que se alcança a temperatura de patamar, a austenita torna-se altamente ligada (NOGUEIRA, 2004; NOGUEIRA et al., 2006). A Figura 3.16 mostra a quantidade de carbonetos no material AISI M2 em função da temperatura de austenitização.



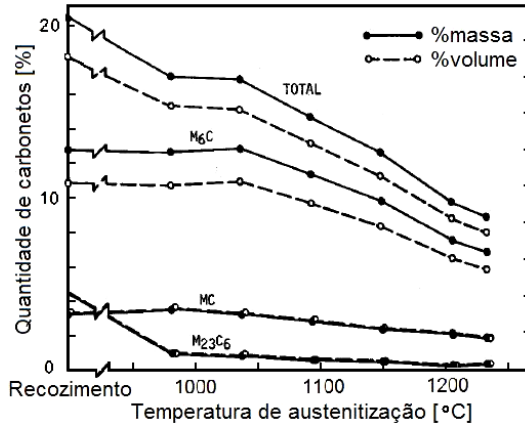


Figura 3.16 - Quantidade de carbonetos no aço AISI M2 em função da temperatura de austenitização (KIM et al., 1982a).

A Figura 3.17, mostra o diagrama de transformação com resfriamento isotérmico do aço AISI M2, onde há uma faixa de temperatura até aproximadamente 700 °C, que deve ser ultrapassada a fim de se evitar a transformação em ferrita e carbonetos. Prosseguindo o resfriamento, existe um intervalo considerável de estabilidade da austenita até alcançar a transformação bainítica e da bainítica até a martensítica. Os números inscritos nos círculos referem-se à dureza da martensita formada em Vickers.

A Figura 3.18 estabelece o tamanho médio de grão austenítico nos aços AISI M2 e AISI M3:2 em função da temperatura de austenitização. O aço AISI M2 desenvolve um aumento acentuado no tamanho de grão da austenita com o aumento da temperatura de austenitização, enquanto o aço AISI M3:2 direciona um ligeiro crescimento de grãos, cerca de 10%.

Hellman (1975) propôs um modelo que considera o crescimento de grão austenítico como função do tamanho médio de carbonetos (proporcional), da fração volumétrica de carbonetos (inversamente proporcional) e de um fator de correção que advém do tamanho de carbonetos e da curvatura do contorno de grão. Posteriormente outros estudos, como Leitner et al. (1997), também buscaram relacionar estes aspectos concluindo que quanto menor o tamanho de carbonetos, menor o tamanho de grão austenítico.

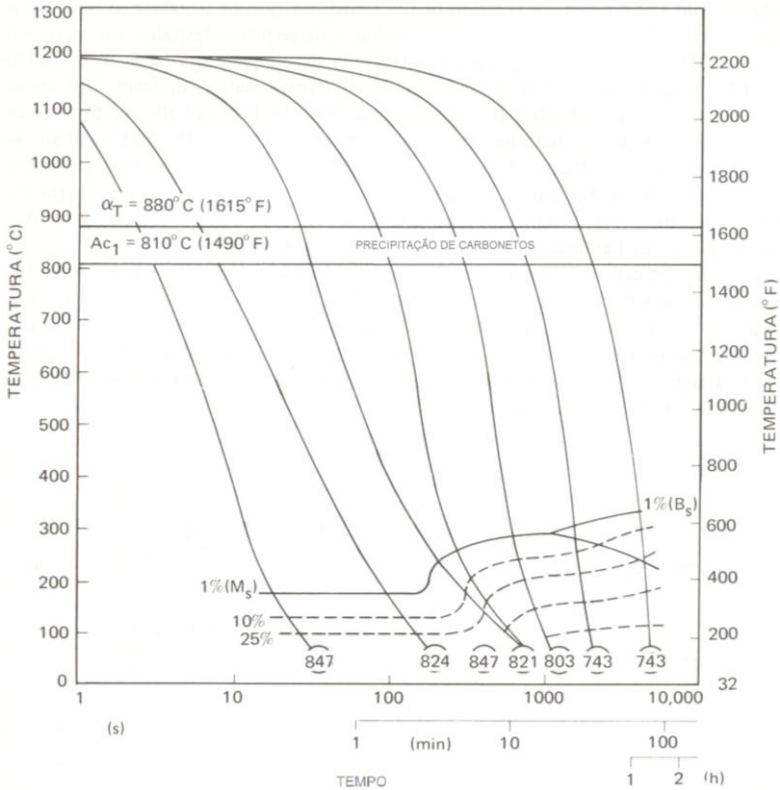


Figura 3.17 - Diagrama de transformação com resfriamento contínuo para o aço AISI M2 austenitizado 5 min a 1205 °C (ROBERTS et al., 1998).

Para Neumeyer e Kasak (1972), Rong et al. (1992), Kusiński et al. (1997), Mesquita e Barbosa (2000) e Jesus (2004) o tamanho de grão austenítico está relacionado diretamente à quantidade de austenita retida e consequentemente à tenacidade do material.

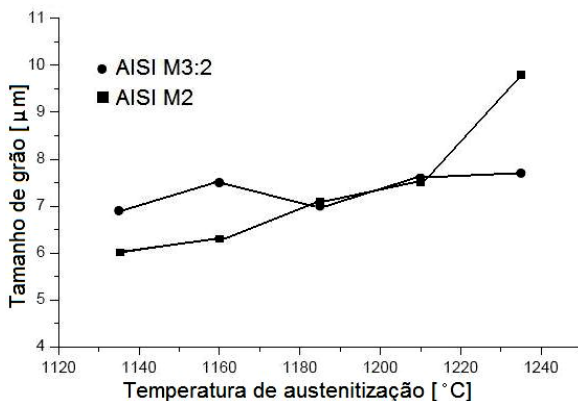


Figura 3.18 - Tamanho médio de grão austenítico nos aços AISI M2 e AISI M3:2 em função da temperatura de austenitização (NOGUEIRA et al., 2006).

A matriz martensítica apresenta um considerável percentual dos elementos de liga em solução sólida (KUO, 1956), apesar da difusividade do carbono ser superior à média da taxa de difusividade dos elementos de liga na martensita. A Figura 3.19 mostra estas difusividades em função da temperatura.

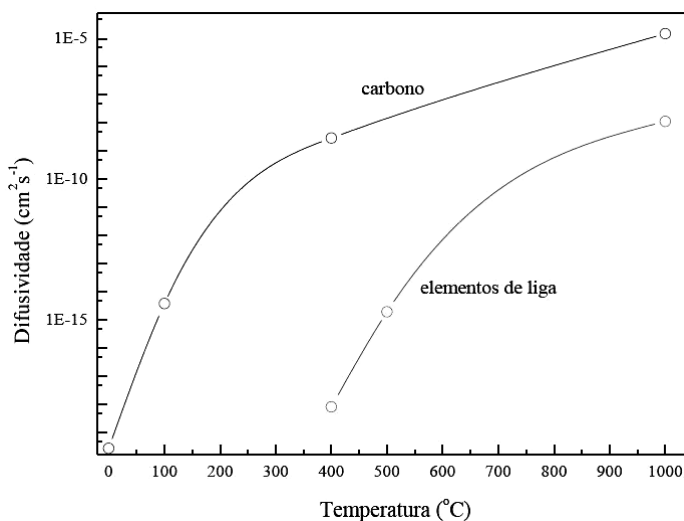


Figura 3.19 - Coeficiente de difusão atômico dos elementos de liga na martensita (SERNA, 2008).

A Tabela 3.19 mostra as composições químicas da matriz nos aços AISI M2 e AISI M3:2 no estado temperado encontrada por pesquisadores.

Tabela 3.19 - Composição química (%massa) da matriz no aço AISI M2 e AISI M3:2\* no estado temperado.

C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
0,5	3,5	3,0	1,0	3,5	88,0	Brandis et al., 1980
0,6	3,6-4,0	3,1-3,9	0,9-1,0	4,2-4,4	86-87	Karagöz et al., 1989
0,6	3,0	3,3	0,8	3,7	88,6	Karagöz e Fischmeister, 1998
----	5,4	2,7	1,6	5,2	85,0	Moon et al., 2008*

A microestrutura é caracterizada por carbonetos MC e  $M_6C$  primários grosseiros (5-12%) dispersos em uma matriz martensítica maclada e em ripas (58-80%), e austenita retida (15-30%) (ROBERTS et al., 1998). Outra observação é a quantidade de carbonetos precipitados durante a têmpera ser pequena, tanto que apenas são identificados como uma fina camada sobre os contornos de grão (WANG et al., 1984), enquanto as placas de martensita são separadas por filmes de austenita retida (PORTER et al., 2009).

A Tabela 3.20 mostra a fração volumétrica de carbonetos primários no aço AISI M2 no estado temperado encontrada por pesquisadores.

Tabela 3.20 - Fração volumétrica (%) de carbonetos primários no aço AISI M2 e AISI M3:2\* no estado temperado.

MC	$M_6C$	$M_{23}C_6$	Total	Autor
0,6	5,0	----	5,6	Blickwede e Cohen, 1949
1,6	6,7	----	8,3	Kaiser e Cohen, 1952
1,3	5,4	----	6,7	Fischer e Kohlhaas, 1975
2,0	8,0	----	10,0	Roberts e Gary, 1980
1,5	7,5	----	9,0	Leslie, 1981
1,1	5,7	----	6,8	Karagöz et al., 1989
1,9	7,3	----	9,2	Araújo, 1993
1,4	6,1	----	7,5	Rong et al., 1998
1,6-2,4	8,4-10,3	----	10,0-12,6	Ghomashchi, 1998
5,1	8,2	----	13,3	Moon et al., 2008*

A porcentagem de austenita retida é influenciada pelo teor de carbono, sendo diretamente proporcional (Figura 3.20) e também pela

temperatura de austenitização que segue a mesma relação (THELNING, 1984; XU et al., 2006).

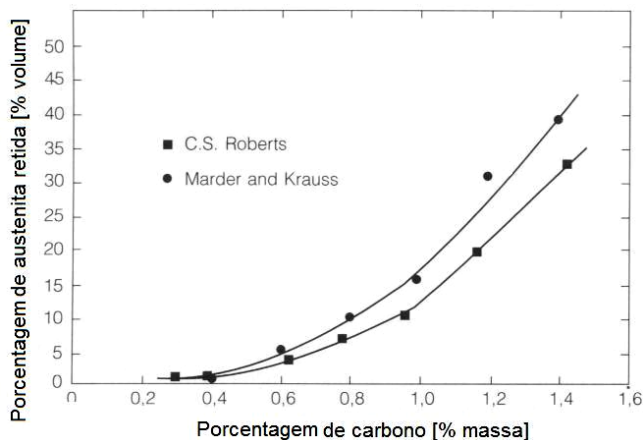


Figura 3.20 - Porcentagem de austenita retida em função da porcentagem de carbono (SILVA e MEI, 2006).

Em seu estudo, Kim et al. (1982b) mostrou que esta relação tem um pico para os aços rápidos, no caso 16% a 1230 °C para o aço AISI M2. O aumento de austenita retida até esta temperatura parece ser controlado pela dissolução dos carbonetos, ou seja, o enriquecimento de elementos de liga na matriz, enquanto o tamanho de grão austenítico parece ser o fator dominante para a diminuição da austenita retida acima da temperatura de pico.

De acordo com Beltz et al. (1992), os aços rápidos obtidos por fundição convencional possuem tamanho médio de grão austenítico entre 5-50  $\mu\text{m}$ . Além disso, para Martins et al.(1992) o tamanho médio de grão austenítico dos aços rápidos comerciais não deve ser superior a 16  $\mu\text{m}$ , para a obtenção de boas propriedades mecânicas.

### 3.4.2 Martensita

A transformação martensítica nas ligas ferro-carbono é principalmente atérmica, ou seja, o processo de nucleação e crescimento do cristal chega a acontecer em aproximadamente  $10^{-7}$  s (MAGGE, 1971; BHADESHIA et al., 2006).

O rápido crescimento dos núcleos de martensita é interrompido quando há o encontro com o contorno de grão austenítico, outra estrutura

martensítica ou uma partícula qualquer (HULL e BACON, 2001; KHACHATURYAN, 2008).

A martensita de ligas Fe-C, dependendo do teor de carbono, forma-se com estrutura tetragonal de corpo centrado sendo caracterizada pela ausência de difusão, resultante de um movimento coordenado e/ou cooperativo entre os átomos da matriz, inferior ao parâmetro de rede e que mantém uma estreita correspondência do reticulado entre a matriz e a fase resultante (ENTWISLE, 1971; HILLERT e BORGENSTAM, 2000).

De maneira geral a martensita é descrita como uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro  $\alpha$ . Como o parâmetro de rede do ferro  $\alpha$  é menor do que em ferro  $\gamma$ , os átomos de carbono expandirão o reticulado cristalino induzindo tensões e resultando no aumento da dureza do aço (MAGGE, 1971; NOVIKOV, 1994; SHEWMON, 2007; SHACKELFORD, 2008).

As alterações anisotrópicas dos parâmetros de rede da célula unitária são determinadas pelo número de interstícios ocupados e pela sua distribuição. Estes parâmetros são dependentes da temperatura da transformação martensítica e da concentração local de carbono (UPADHYAYA e UPADHYAYA, 2007). A variação do parâmetro de rede  $a$  e  $c$  da martensita em função do teor de carbono podem ser observadas na Figura 3.21 (WIEßNER et al., 2006, 2008).

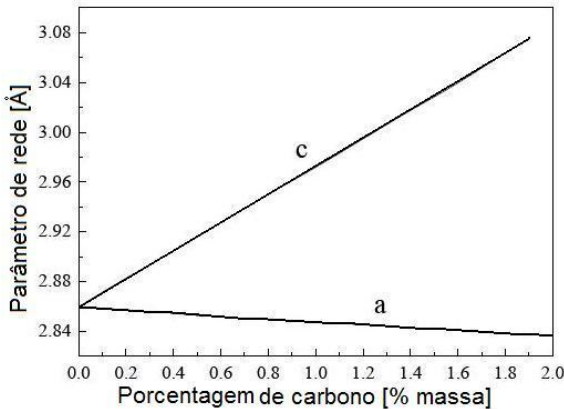


Figura 3.21 - Parâmetro de rede da martensita em função da porcentagem de carbono (WIEßNER et al., 2006).

A razão ( $c/a$ ) estabelece o grau de tetragonalidade da martensita, que por sua vez exerce um papel importante na formação dos carbonetos em razão da taxa de difusividade dos átomos de carbono e elementos de liga, e

da concentração de defeitos cristalinos. Esta razão é calculada pela equação:

$$\frac{a}{c} = 1,000 (\pm 0,005) + (0,045 \times (\text{wt\% C})) \quad (\text{Eq. 2.1})$$

Quanto à morfologia, a martensita pode apresentar-se em ripas (escorregada) e lenticular (maclada). O principal fator que controla as frações volumétricas dessas duas morfologias é a porcentagem de carbono. Além disso, a temperatura de transformação também tem influência, tanto que em temperaturas inferiores favorece-se a formação de martensita lenticular (SILVA e MEI, 2006; ABBASCHIAN et al., 2008). Os aços com teor de carbono elevado tendem a ter grandes frações volumétricas da componente lenticular, como mostra a Figura 3.22.

A martensita em ripas se caracteriza por uma alta densidade de discordâncias, da ordem de  $10^{11}$  a  $10^{12}$  cm de discordância/cm<sup>3</sup>. O cisalhamento microscópico se dá por escorregamento, onde os átomos tendem a difundir-se e segregar em torno das discordâncias, mesmo em um resfriamento muito rápido onde há pouco tempo para ocorrer a difusão.

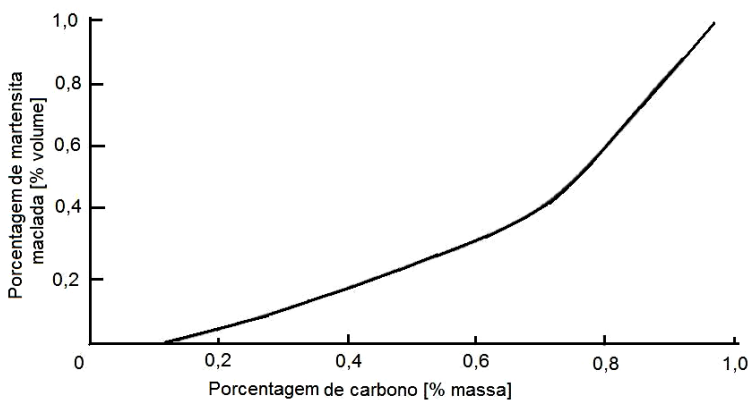


Figura 3.22 - Porcentagem de martensita maclada em função da porcentagem de carbono (ABBASCHIAN et al., 2008).

A martensita lenticular apresenta elevada densidade de maclas em sua subestrutura. O cisalhamento ocorre por maclação, onde a densidade de discordâncias é muito mais baixa e os átomos de carbono ocupam os interstícios da estrutura cristalina (ARAUJO FILHO et al., 2004b; ABBASCHIAN et al., 2008). Nos aços alto carbono tem-se maior quantidade de maclas de transformação, que possibilitam maior fração de

carbono nos interstícios resultando na redução da tenacidade à fratura (PARKER, 1977; PICKERING, 1978; KRAUSS, 1978).

Conforme Porter et al. (2009), a martensita lenticular se estende até o contorno do grão austenítico, distribuindo-se aleatoriamente, independente do tamanho de grão austenítico, como mostra as morfologias da Figura 3.23. Estas agulhas muito finas degeneram-se em discordâncias nas proximidades do contorno (SPEICH e LESLIE, 1972; COHEN e OLSON, 1983; BRADY et al., 2002), criando uma interface  $\gamma/\alpha'$  semicoerente, onde a diferença entre as duas redes é compensada por discordância.

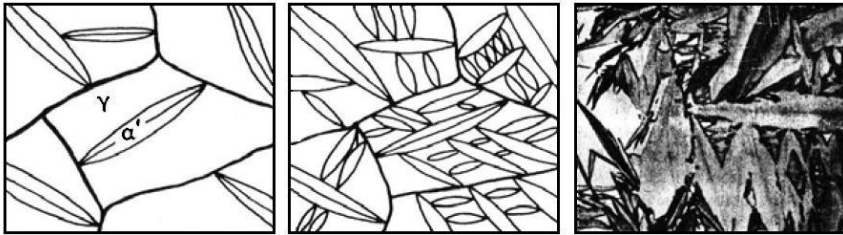


Figura 3.23 - Morfologias da martensita lenticular (PORTER et al., 2009).

### 3.4.3 Revenido

Como a martensita formada durante a têmpera deixa o material frágil na temperatura ambiente, após a têmpera deve-se executar o revenido. O revenido alivia as tensões internas, minimiza a fragilidade e a instabilidade dimensional da estrutura, sem comprometer significativamente a dureza do material.

No revenido dos aços rápidos a faixa de temperatura normalmente está entre 500 e 620 °C em função do endurecimento secundário característico. Ao longo do revenido são observadas as seguintes transformações microestruturais:

Entre 25 e 100 °C ocorre a segregação de carbono para discordâncias gerando uma precipitação na matriz (IRVINE et al., 1960; OLSON e COHEN, 1983; KAPLOW et al., 1983; BHADESHIA et al., 2006).

Entre 80 e 250 °C há a diminuição da dureza do material, devido à precipitação de finos carbonetos ricos em ferro metaestáveis, usualmente carbonetos  $\epsilon$  nas discordâncias e nos contornos de martensita lenticular (SHERMAN et al., 1983; PORTER et al., 2009). Na medida em que aumenta a precipitação, a martensita se empobrece até aproximadamente



0,25% de carbono, ocorrendo então a perda da tetragonalidade da martensita (HEINRICH, 1975).

Entre 150 e 350 °C, a austenita retida é decomposta em bainita e os carbonetos  $\chi$  são dissolvidos dando lugar à precipitação de finas plaquetas de cementita e de carboneto  $\chi$  nos contornos das agulhas de martensita e no seu interior (BALA et al. 2009). Estas transformações dependem somente da difusão do carbono até 400 °C, quando a taxa de difusão do carbono passa a ser reduzida pela presença de elementos de liga. (USTINOVSHCHIKOV, 1984; BHADESHIA et al., 2006). Como efeito tem-se o retardamento do crescimento e a esferoidização da cementita (TEKİN e KELLY, 1965; SARIKAYA et al., 1983).

Entre 400 e 570 °C a cementita e o carboneto  $\chi$  são dissolvidos (ENTWISLE, 1971; CAMBIUCCI et al., 1996) e ocorre a segregação dos elementos de liga e do carbono. Quando o limite de solubilidade destes elementos é atingido, precipitam-se os carbonetos do tipo MC e  $M_2C$  ( $VC - V_4C_4$ ,  $Mo_2C$ ,  $W_2C$ ,  $Cr_7C_3$ ) (SMALLMAN e BISHOP, 1999; DURAND-CHARRE, 2004; SERNA et al., 2006a; SERNA, 2008; PORTER et al., 2009). Neste ponto, deve-se considerar a diferença entre estruturas com baixo e alto teor de intersticiais no mecanismo de formação de carbonetos no revenido da martensita (ANDRÉN, 1981; GLADMAN, 1997).

Por fim, entre 570 e 680 °C há o coalescimento dos carbonetos de liga, empobrecendo a matriz martensítica. Também ocorre a precipitação dos carbonetos  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  (DUNLOP e WANG, 1990; BOCHNOWSKI et al., 2003). Na publicação de Kremnev et al. (2009) foi citado que quando a temperatura de revenido é elevada e o material adquirir um estado próximo do equilíbrio termodinâmico, os carbonetos  $M_2C$  podem se transformar em carbonetos estáveis  $M_6C$  com a composição  $(Fe, Cr)_4(W, Mo, Cr)_2C$ .

Durante o revenido acima de 540 °C pode ocorrer dureza secundária, que é atribuída à precipitação de uma fina dispersão de carbonetos de elementos de liga. A literatura cita duas maneiras de precipitação: a transformação “in situ”, onde os carbonetos nucleiam na interface martensita/cementita e crescem em detrimento da cementita; e a nucleação heterogênea dos carbonetos nas discordâncias no interior das placas de martensita e nos contornos de maclas (contornos de baixo ângulo) (ROBERTS et al., 1998; TRABADELO et al., 2009).

O endurecimento secundário pode ser explicado com base em dois mecanismos; a decomposição da martensita e a precipitação de carbonetos. O primeiro promove um decréscimo contínuo da dureza indicado pela curva (1), enquanto o segundo tem um comportamento senoidal representado pela curva (2). O resultado corresponde à soma de ambas

indicado pela curva (3). Para que isso ocorra, basta a curva de endurecimento por precipitação ser superior à curva de decomposição da martensita como mostra a Figura 3.24 (HOYLE, 1988; MESQUITA e BARBOSA, 2003).

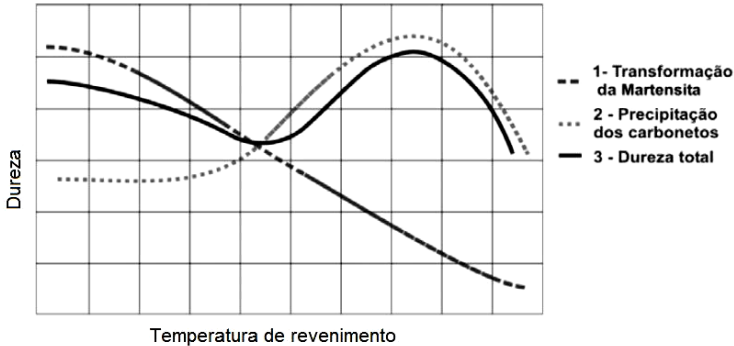


Figura 3.24 - Mecanismos de endurecimento no revenido dos aços rápidos (HOYLE, 1988).

Apesar das transformações ocorridas em um ciclo de revenido, costuma-se repetir o ciclo a fim de melhorar as propriedades mecânicas através de alterações microestruturais, como por exemplo, a redução da austenita retida. A Figura 3.25 mostra a transformação da austenita retida em função do tempo e da quantidade de revenidos. Os revenidos duplos ou triplos, na maioria dos casos são satisfatórios no condicionamento da estrutura em razão da cinética de transformação, pois se considera que já ocorreu a maior fração de transformação da austenita, aumentando a tenacidade e a resistência ao desgaste das ferramentas (BARBOSA, 1996).

Mesmo sendo usual múltiplos revenidos, uma alternativa para a transformação completa da austenita retida é o tratamento criogênico, geralmente sendo feito antes do revenido. A justificativa é que com a queda acentuada da temperatura, o carbono e os elementos de liga não segregam, somente migram para os defeitos mais próximos supersaturando a martensita. Além disso, tem sido relatado que algumas melhorias podem ser obtidas através da realização do tratamento no final do ciclo habitual de tratamento térmico, ou seja, após o revenido (GILL et al. 2010a).

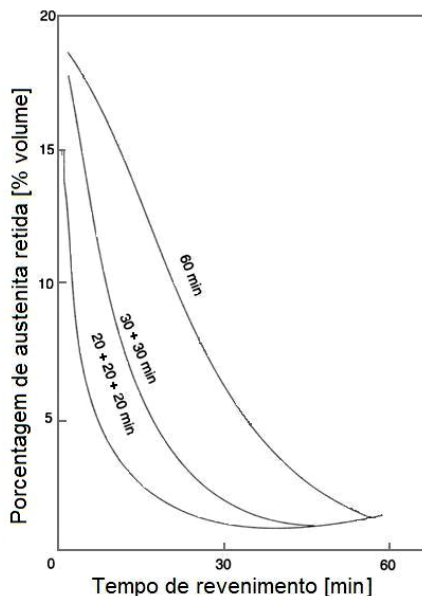


Figura 3.25 - Porcentagem de austenita retida no aço AISI M2 austenitizado 1220 °C, em função do tempo e quantidade de revenidos a 550 °C (CHIAVERINI, 1998).

Alguns pesquisadores verificaram o efeito do aumento da resistência ao desgaste e tenacidade da matriz de maneira uniforme ao longo da seção da ferramenta (HUANG et al., 2003; LESKOVŠEK et al., 2006; FIROUZDOR et al., 2008; GILL et al. 2010b).

A microestrutura resultante dos aços rápidos temperados e revenidos três vezes é constituída de carbonetos dispersos, martensita revenida e austenita residual com valores inferiores a 0,5% (LOU e AVERBACH, 1983; ASM HANDBOOK, 2004, v. 9).

Alguns parâmetros servem para caracterizar a microestrutura resultante, como a composição química da matriz, a fração volumétrica de carbonetos e o tamanho médio de carbonetos. A Tabela 3.21 mostra a composição química da matriz no aço AISI M2 após triplo revenido a 550 °C por 1 h.

Tabela 3.21 - Composição química (% massa) da matriz no aço AISI M2 no estado revenido.

C	W	Mo	V	Cr	Fe	Autor
0,3	1,0	2,2	5,6	3,2	92,7	Fischmeister et al., 1988
0,2	2,7	2,4	2,7	4,0	90,0	Karagöz et al., 1992
---	3,0	3,0	1,0	4,7	87,9	Cardoso, 1999

A Tabela 3.22 mostra a fração volumétrica e o tamanho dos carbonetos primários no aço AISI M2 (austenitizado a 1220 °C e revenido duas vezes por 1 h a 560 °C) e no aço AISI M3:2 (austenitizado a 1180 °C e revenido três vezes por 1 h a 560 °C).

Tabela 3.22 - Fração volumétrica e tamanho médio de carbonetos primários nos aços AISI M2 e M3:2 no estado revenido (BERGMAN et al., 1997).

Aço	Fv [%]			Diâmetro [ $\mu\text{m}$ ]	
	MC	M <sub>6</sub> C	Total	MC	MC+M <sub>6</sub> C
AISI M2	< 1,0	5,9-11,3	5,9-11,3	3,2	10,5
AISI M3:2	4,5-6,3	7,5-8,7	12,0-14,0	1,2	2,2

A Tabela 3.23 indica a fração volumétrica de carbonetos secundários no aço AISI M2 no estado revenido (austenitizado a 1220 °C e revenido três vezes por 1 h a 550 °C).

Tabela 3.23 - Fração volumétrica (%) de carbonetos secundários no aço AISI M2 no estado revenido.

MC	M <sub>2</sub> C	Total	Autor
0,9	2,1	3,0	Karagöz e Fischmeister, 1998

### 3.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Os aços rápidos apresentam uma boa relação resistência ao desgaste, tenacidade e resistência ao amolecimento a elevadas temperaturas. A tenacidade é uma característica desejável em qualquer material de uma ferramenta ou matriz, assim como um valor inadequado de dureza pode limitar sua função ou propiciar uma falha prematura da ferramenta. Entretanto, aliar elevada tenacidade e alta dureza se torna difícil porque estas propriedades estão vinculadas às características microestruturais específicas.

Exemplo disso seria a resistência ao desgaste que relaciona diversos fatores como: dureza, composição da matriz, dos carbonetos MC e M<sub>2</sub>C precipitados durante os revenidos, bem como a morfologia, quantidade e distribuição dos carbonetos primários (DEMATTE, 2006; MATTAR et al., 2007).

De modo geral, a falha de uma ferramenta de aço rápido está vinculada às porosidades, inclusões e aglomerados de carbonetos não dissolvidos (ÓGEL e TEKİN, 1990; SCHWARZENBECH, 1995; GOMES et al., 1997).

Para Kremnev et al. (2009) nos aços rápidos os carbonetos secundários fornecem alta dureza e resistência ao amolecimento, enquanto os carbonetos primários fornecem resistência à flexão e tenacidade ao impacto.

### 3.5.1 Dureza

De modo geral os aços rápidos tratados termicamente podem atingir durezas em torno de 64 HRC ( $\approx$  800 HV). Contudo, Matteazzi e Wolf (1998) relataram que a maior dureza até então alcançada após a têmpera por um aço AISI M2 obtido por processo convencional está entre 790 e 815 HV, enquanto obtido por metalurgia do pó foi de 950 HV. Isto foi conseguido através da manutenção de uma microestrutura com tamanho de grãos inferiores a 100 nm após a densificação.

A dureza pode ser justificada por alguns fatores microestruturais, por exemplo, no ferro contendo carbono há um endurecimento adicional devido ao carbono. O carbono limita o deslizamento dos planos cristalinos (ASHBY e JONES, 2005) devido à segregação nas discordâncias, nas paredes das células e também endurece por solução sólida (RAJAN, 2004; ABBASCHIAN et al., 2008).

Diante disso, alguns pesquisadores buscaram mostrar a variação da dureza da martensita em função do teor de carbono (Figura 3.26). Nesta observa-se um comportamento parabólico, onde o pico de dureza é função do endurecimento da martensita e a presença da austenita retida (WANG e DUNLOP, 1984; YU e YANG, 2007).

Em outros gráficos é possível observar o pico de dureza secundário para certos aços rápidos. A Figura 3.27 mostra a variação da dureza com a temperatura de revenido do aço AISI M2, bem como o efeito da temperatura de austenitização. O aumento da dureza no revenido com a temperatura de austenitização é devido a maior dissolução de carbonetos (LESLIE, 1981).

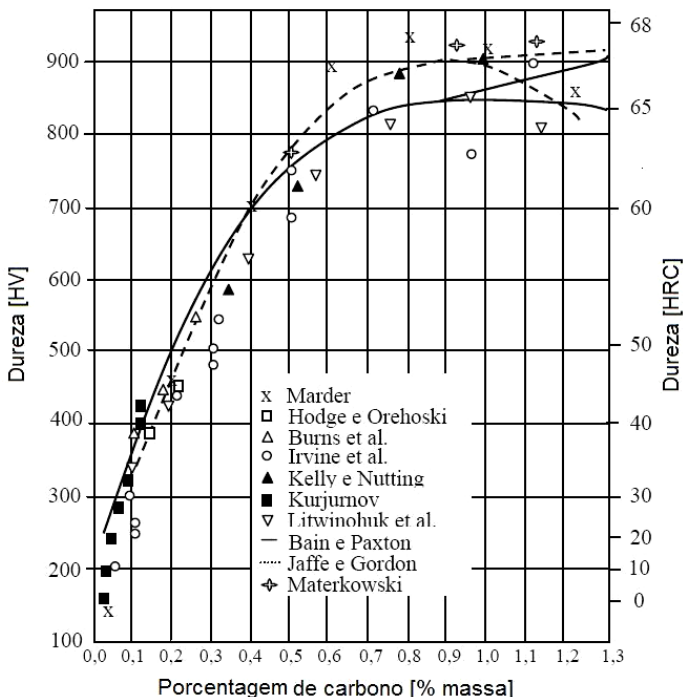


Figura 3.26 - Dureza da martensita em função da porcentagem de carbono (KRAUSS, 1999).

A Figura 3.28 mostra o pico de dureza secundário do aço AISI M3:2. Em ambos os materiais, após o pico de dureza, tem-se uma queda acentuada proveniente do coalescimento dos carbonetos, o que diminui a interação entre carbonetos e discordâncias pelo aumento da distância média entre os carbonetos (HENDERER e TURCOVICH, 1980; LIMA et al., 2003).

Assim sendo, a interação entre a martensita e carbonetos secundários faz com que a dureza da matriz de um aço rápido possa alcançar valores próximos a 1000 HV, excedendo a dureza da estrutura martensítica pura (900 HV) (THELNING, 1984; WILLIAMS, 2005; JESUS et al., 2006b).

Para Leathan et al. (1995), Schneider et al. (2002) e Schruoff et al. (2002, 2003), a dureza aumenta com a maior homogeneidade de distribuição dos carbonetos. Também Kim et al. (2003) observaram que a dureza aumenta conforme a fração volumétrica de carbonetos complexos nos aços rápidos.

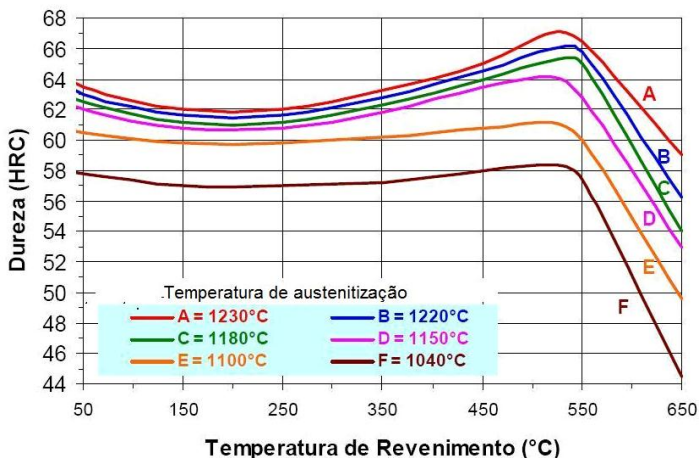


Figura 3.27 - Variação da dureza do aço AISI M2 em função das temperaturas de austenitização e revenido (VILLARES METALS).

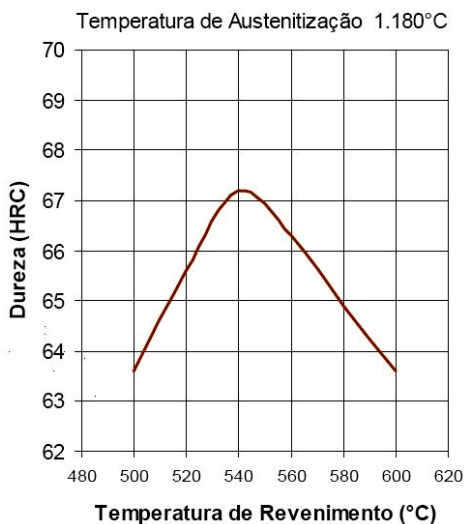


Figura 3.28 - Variação da dureza do aço AISI M3:2 em função da temperatura de revenido (VILLARES METALS).

### 3.5.2 Tenacidade

A tenacidade tem sido entendida como a capacidade do material absorver energia sem apresentar falhas, ou capacidade de deformação quando as ferramentas estão sujeitas à sobrecarga, choques, cantos vivos, que excedam o limite elástico. Esta propriedade pode ser afetada por fatores como: tensões internas produzidas pela têmpera; ou pelo reaquecimento muito rápido; ou retificação inadequada; ou encruamento; granulação grosseira; dureza excessivamente alta; segregação elevada de elementos de liga; teor dos elementos de liga (STEVENSON, 1984).

Em alguns estudos a tenacidade foi entendida como a capacidade de um material resistir ao crescimento de uma trinca até a ruptura (tenacidade à fratura). A tensão crítica para propagar uma trinca depende principalmente de três fatores: a forma e localização da trinca; o tamanho da trinca e a tenacidade à fratura do material (JOHNSON, 1977).

Nos aços rápidos com elevada dureza, o processo de fratura pode ser dividido em três fases: a nucleação da trinca pela fratura frágil dos carbonetos de modo que microtrincas preexistentes geram falhas quando o tamanho crítico da trinca é excedido; o crescimento da trinca nos aglomerados de carbonetos e na matriz até um tamanho crítico e a propagação instável da trinca.

Na determinação da tenacidade em aços rápidos, os seguintes ensaios tem sido aplicados: flexão em três ou quatro pontos, tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ), impacto (Charpy e Izod), compressão e torção.

Em alguns destes ensaios os corpos de prova são fabricados com entalhe. Todavia, dois aspectos reduzem a confiabilidade dos resultados: a garantia do grau de angularidade do entalhe e a queda drástica na energia absorvida total durante o ensaio de impacto de ligas ferrosas sinterizadas (SPITZIG et al., 1988).

Muitos estudos tem avaliado a tenacidade nos aços rápidos baseados no conceito da tenacidade à fratura. Por exemplo, Johnson (1977) afirmou que a tenacidade à fratura dos aços AISI M2 e M7, em durezas acima de 50 HRC, é dependente principalmente da energia necessária para causar a propagação instável de uma fenda existente (nucleação). Outros pesquisadores como; Kiyonaga (1971), Hellman e Wisell (1975), Habering e Weigand (1982), Horton e Child (1983), Pacyna (1988), Poech et al. (1990), Lippmann et al. (1996), Antretter e Fischer (1997) e Hwang et al. (1998a) concordaram que quanto maiores, mais esferoidizados e homogeneamente distribuídos os carbonetos primários, maior a tenacidade à fratura pelo fato de diminuírem a interferência na propagação de trincas na matriz por conta da distribuição de tensões.



Em testes de tenacidade à fratura local, Tekin e Ögel (1991) e Hwang et al. (1998b) avaliaram o modo de fratura nos aços rápidos e afirmaram que a tenacidade à fratura é determinada pela fração total de carbonetos, a distribuição de carbonetos localizados ao longo dos contornos de grãos, as características da matriz martensítica temperada, a fração de clivagem e dos modos de fratura dúctil na superfície de fratura.

Kim et al. (1982b), Shelton e Wronski (1983), Sigl e Fischmeister (1987), Meurling et al. (2001), El Ghazaly et al. (2001) e Velasco et al. (2002), acrescentaram que a propagação de trincas está ligada à resistência da matriz martensítica submetida à decoação carboneto/matriz ou clivagem dos carbonetos interdendríticos. Para Ögel e Tekin (1990), que estudaram o aço AISI M2, a clivagem ocorre para tamanhos superiores a 1,5  $\mu\text{m}$ .

Já Fischmeister e Olsson (1980), sugeriram que na tenacidade à fratura para aços rápidos com durezas acima de 60 HRC, se torna irrelevante para grande parte dos agentes metalúrgicos devido à zona plástica na ponta da trinca ser muito pequena, 1,4  $\mu\text{m}$  (5  $\mu\text{m}$  para PACYNA, 1988), portanto menor que a distância média entre os carbonetos primários.

A partir disso, alguns estudos tem procurado relacionar parâmetros do tratamento térmico com as propriedades de tenacidade e dureza. A Figura 3.29 mostra o efeito da temperatura de revenido na dureza e na resistência ao impacto para o aço AISI M2. Enquanto, a dureza atinge um pico na temperatura de revenido em aproximadamente 520 °C, a resistência ao impacto apresenta um vale.

Em seus estudos, Miihkinen e Pietikainen (1986), e Leskovšek e Ule (1998) observaram um comportamento similar para o aço AISI M2, pois a tenacidade à fratura  $K_{IC}$  apresentou um vale em 540 °C e então aumenta novamente, com o aumento da temperatura.

Apesar dos estudos citados anteriormente, neste a tenacidade foi compreendida como a quantidade de energia medida devido à deformação plástica em um ensaio estático de flexão. Assim a energia total absorvida é subdividida em contribuições de energia para a nucleação de microtrincas estáveis e a energia para a sua propagação (STRAFFELINI et al., 1988).

Como a nucleação é determinante neste processo, pode-se explicar porque materiais que possuem carbonetos primários menores e mais bem distribuídos, ou menos porosidades tem maior resistência à ruptura transversal, apesar de menor tenacidade à fratura (SILVA, 2001; GOLDENSTEIN et al., 2002).

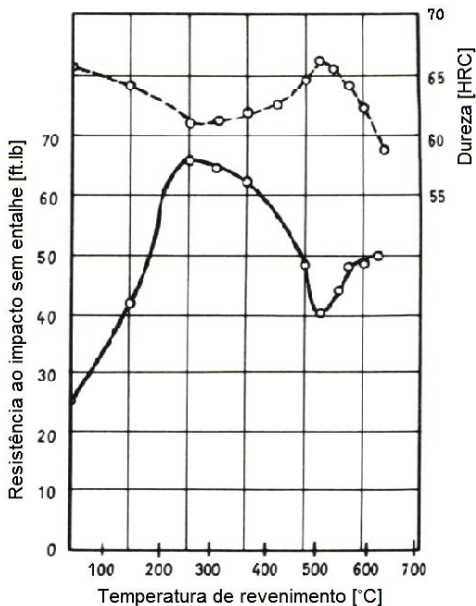


Figura 3.29 - Dureza e resistência ao impacto sem entalhe do aço AISI M2 austenitizado a 1220 °C, em função da temperatura de revenido (THELNING, 1984).

Em comparação com outros métodos comumente utilizados nos ensaios mecânicos na obtenção da tenacidade, a aplicação dos ensaios de flexão tem sido recomendada por vários pesquisadores (ALMOND, 1981; BAIK et al., 1996; MESQUITA e BARBOSA, 2002) devido: menor dispersão dos resultados, facilidade de execução do ensaio (HABERLING e WEIGAND, 2001; MESQUITA e BARBOSA, 2000), viabilidade da avaliação da resistência à ruptura transversal e limite de escoamento, e produtividade (ARAÚJO, 2000; CHUNSHENG et al., 2002). Ademais, a fabricação e preparação dos corpos de prova são relativamente simples, já que possuem seção uniforme retangular (GAO et al., 1982).

Comparando os dois ensaios de flexão difundidos, o ensaio de flexão em quatro pontos tem as seguintes vantagens; minimiza o efeito das tensões de contato, expõe uma região maior ao momento fletor máximo e produz um momento uniforme entre os dois roletes de carga internos sob o corpo de prova.

Além disso, possibilita a aplicação de uma tensão de cisalhamento pura pelo carregamento assimétrico do corpo de prova (GAO et al., 1982; LIMA, 2008).

Lima et al. (2008a) estudando o aço AISI T15 mostraram que com o aumento da temperatura de revenido (condição de triplo revenido) há o coalescimento da martensita enquanto a dureza diminui. Também que a cada revenido (na mesma temperatura) a martensita e a quantidade de carbonetos MC e  $M_6C$  aumentam. Com isso, a resistência à flexão do material aumenta conforme aumentam a temperatura de revenido (540-560 °C) e o número de revenidos.

Segundo Mesquita e Barbosa (2003), uma comparação de tenacidade entre dois aços só é possível através de curvas que contemplem o mesmo nível de dureza. A Figura 3.30 faz esta comparação de tenacidade para os aços AISI M2 e M3:2 em função da dureza. Evidencia-se valores de tenacidade maiores para o aço AISI M3:2 em qualquer nível de dureza.

No estudo do aço AISI M3:2 obtido por metalurgia do pó, Araujo Filho et al. (2006a) apontaram que tamanho médio de carbonetos primários maiores resultaram em menores magnitudes resistência à ruptura transversal.

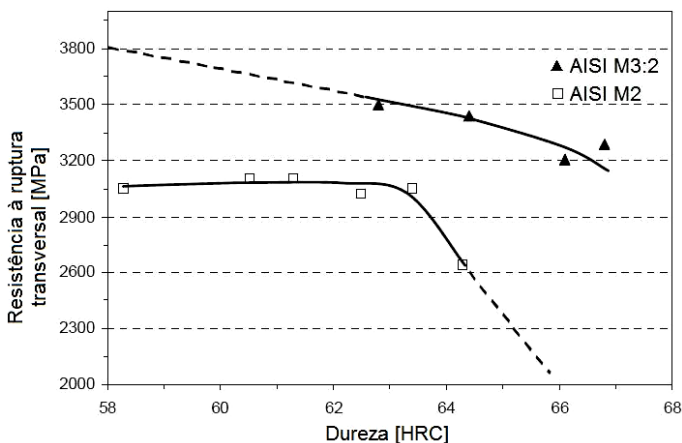


Figura 3.30 - Resistência à ruptura transversal dos aços AISI M2 e AISI M3:2 em função da dureza (MESQUITA e BARBOSA, 2003).

Na micrografia do aço AISI M2 obtido por fundição convencional constata-se carbonetos alinhados, com morfologia de estrias, facilitando a propagação de trincas nesta direção e reduzindo, como consequência, o valor da resistência à propagação de trincas (tenacidade) nesta direção. Já na micrografia do aço AISI M3:2 obtida por metalurgia do pó pode-se visualizar a homogeneidade na distribuição dos carbonetos que confere maior uniformidade da resistência à propagação de trincas

independentemente da direção, ou seja, isotropia (SPEICH e LESLIE, 1972; MESQUITA e BARBOSA, 2005). A Figura 3.31 mostra a microestrutura dos aços AISI M2 e AISI M3:2.

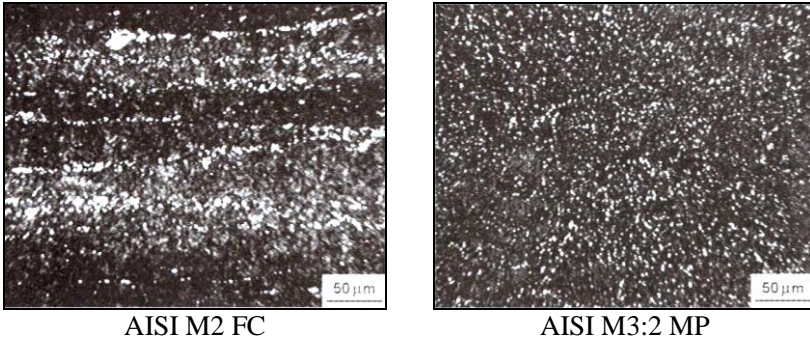


Figura 3.31 - Microestruturas dos aços AISI M2 obtido por FC e AISI M3:2 obtido por MP no estado temperado e revenido. Bitola de 100 mm (MESQUITA e BARBOSA, 2005).

Fischmeister e Olsson (1980) propuseram um modelo que direciona a um valor maior de resistência à ruptura transversal, obtida por ensaio de flexão, para um corpo de prova carregado perpendicularmente às estrias de carbonetos, pelo fato da trinca necessitar percorrer um caminho maior para se propagar dentro de uma estria, entre os carbonetos, antes de encontrar a matriz.

A Figura 3.32 ilustra este fato, onde os aços AISI M2 e M3:2 são comparados em termos de resistência à ruptura transversal nas direções longitudinal e transversal. Os corpos de prova foram tratados termicamente para atingirem uma dureza entre 62,8 e 63,4 HRC.

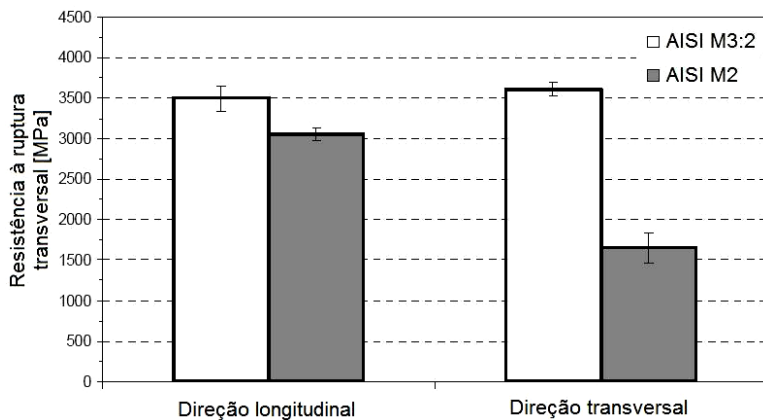


Figura 3.32 - Resistência à ruptura transversal dos aços AISI M2 e AISI M3:2 em função da direção de solicitação (MESQUITA e BARBOSA, 2003).



## 4. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

### 4.1 MATERIAIS

Os materiais cedidos pela Villares Metals S.A. foram fornecidos nas seguintes condições:

- Aço VWM2<sup>®</sup> (AISI M2): 1 barra cilíndrica com diâmetro de 33,50 mm e comprimento de 450 mm. Obtido por fusão convencional, laminação a quente e recozimento a 840-870 °C por 2 horas. Dureza máxima de 248 Brinell.
- Aço SINTER 23<sup>®</sup> (AISI M3:2): 1 barra cilíndrica com diâmetro de 28,57 mm e comprimento de 450 mm. Obtido por metalurgia do pó convencional e recozimento a 860-880 °C por 2 horas. Dureza máxima de 300 Brinell.

A Tabela 4.1 mostra a composição química das amostras (barras) fornecidas.

Tabela 4.1 - Composição química (% massa) das amostras AISI M2 e AISI M3:2 fornecidas pela Villares Metals.

Amostra	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Co
<b>AISI M2</b>	0,91	0,42	0,40	3,88	4,74	6,05	1,75	0,13
<b>AISI M3:2</b>	1,29	0,61	0,37	4,05	5,03	6,12	2,98	0,37

As barras cilíndricas foram cortadas longitudinalmente e transversalmente a fim de preparar a quantidade de amostras adequadas para as análises microestruturais e ensaios mecânicos.

### 4.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Os tratamentos térmicos foram realizados pela Bodycote Brasimet em forno a vácuo com resfriamento por hélio a alta pressão seguindo os ciclos térmicos recomendados pelo fabricante dos aços.

Para a amostra AISI M2 foi utilizado o seguinte ciclo térmico:

- Pré-aquecimento entre 820-850 °C, com tempo de patamar de 10 min.
- Aquecimento até 1200-1220 °C, com tempo de patamar de 5 min.
- Resfriamento por injeção de gás hélio até 60 °C.
- Revenido a 560 °C ou 600 °C, com tempo de patamar de 120 min.
- Resfriamento até 20 °C. O revenido foi repetido por mais duas vezes.

Para a amostra AISI M3:2 foi utilizado o seguinte ciclo térmico:

- Pré-aquecimento entre 850-900 °C, com tempo de patamar de 10 min.
- Aquecimento até 1170-1190 °C, com tempo de patamar de 5 min.
- Resfriamento por injeção de gás hélio até 60 °C.
- Revenido a 560 °C ou 600 °C, com tempo de patamar de 120 min.
- Resfriamento até 20 °C. O revenido foi repetido por mais duas vezes.

#### 4.3 ANÁLISES, ENSAIOS E TESTES

Para cada análise, ensaio ou teste foi preparada uma quantidade de amostras. A Tabela 4.2 indica a quantidade de amostras e o número de análises, ensaios ou testes realizados em cada amostra de cada uma das quatro situações estudadas.

Tabela 4.2 - Número de amostras (Q), análises (A), ensaios (E) e testes (T) realizados.

Estado da Amostra	MO		MEV		EDS		DRX		Dureza		Micro-dureza		Flexão		Vida	
	Q	A	Q	A	Q	A	Q	A	Q	E	Q	E	Q	E	Q	T
<b>Recozida</b>	5	2	3	2	2	1	---	---	5	1	5	2	---	---	---	---
<b>Temperada</b>	5	2	3	2	2	1	1	1	5	1	5	2	---	---	---	---
<b>Revenida 1x</b>	5	2	3	2	2	1	1	1	5	1	5	2	---	---	---	---
<b>Revenida 2x</b>	5	2	3	2	2	1	1	1	5	1	5	2	---	---	---	---
<b>Revenida 3x</b>	5	2	3	2	2	1	1	1	5	1	5	2	6	1	10	1

A identificação das amostras analisadas neste estudo foi estabelecida através de siglas mostradas na Tabela 4.3.



Tabela 4.3 - Descrição das siglas adotadas.

<b>SIGLA</b>	<b>DESCRIÇÃO DO ESTADO DA AMOSTRA</b>
<b>VR</b>	AISI M2 Recozido
<b>VT</b>	AISI M2 Temperado
<b>VTR15</b>	AISI M2 Temperado e Revenido 1 vez a 560 °C
<b>VTR16</b>	AISI M2 Temperado e Revenido 1 vez a 600 °C
<b>VTR25</b>	AISI M2 Temperado e Revenido 2 vezes a 560 °C
<b>VTR26</b>	AISI M2 Temperado e Revenido 2 vezes a 600 °C
<b>VTR35</b>	AISI M2 Temperado e Revenido 3 vezes a 560 °C
<b>VTR36</b>	AISI M2 Temperado e Revenido 3 vezes a 600 °C
<b>SR</b>	AISI M3:2 Recozido
<b>ST</b>	AISI M3:2 Temperado
<b>STR15</b>	AISI M3:2 Temperado e Revenido 1 vez a 560 °C
<b>STR16</b>	AISI M3:2 Temperado e Revenido 1 vez a 600 °C
<b>STR25</b>	AISI M3:2 Temperado e Revenido 2 vezes a 560 °C
<b>STR26</b>	AISI M3:2 Temperado e Revenido 2 vezes a 600 °C
<b>STR35</b>	AISI M3:2 Temperado e Revenido 3 vezes a 560 °C
<b>STR36</b>	AISI M3:2 Temperado e Revenido 3 vezes a 600 °C

#### 4.4 MICROSCOPIA ÓPTICA

As análises por microscopia óptica (MO) foram realizadas no Laboratório de Conformação Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina, e tiveram procedimentos de preparação metalográfica usuais: corte transversal das amostras, embutimento a quente em baquelite, sequência de lixamento e polimento até pasta de diamante de 1 µm. Por fim, foram atacadas por reagentes químicos apresentados na literatura (FREDRIKSSON et. al., 1979; METALS HANDBOOK, 1989, v. 1; BOCCALINI, 1996; GHOMASHCHI, 1998), e mostrados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Reagentes químicos e técnicas utilizadas na preparação metalográfica para MO.

Reagente	Composição	Técnica	Revelação	Observações
Eletrolítico	100ml H <sub>2</sub> O 20 g de CrO <sub>3</sub>	Eletrolítico 5V, 3 a 5s T ambiente	M <sub>2</sub> C MC	Ataca MC (forte) M <sub>2</sub> C (leve)
Nital	Solução de 2% de HNO <sub>3</sub> Álcool Etilico	Imersão 10 a 40 s min, T ambiente	M <sub>2</sub> C MC M <sub>6</sub> C	Delinea os carbonetos s/contraste
Groesbeck	100ml H <sub>2</sub> O 4g KMnO <sub>4</sub> 4g NaOH	Imersão 10 s T ambiente	M <sub>2</sub> C M <sub>6</sub> C	M <sub>2</sub> C(Forte) M <sub>6</sub> C(Colorido Suavemente)
Picrato de Sódio	100 ml H <sub>2</sub> O 4 g ácido pícrico 4 g de NaOH	Imersão 2 minutos 60°C	M <sub>2</sub> C M <sub>6</sub> C	Ataca o M <sub>6</sub> C

As observações foram realizadas por um microscópio óptico Olympus modelo BX60M, com uma câmera digital acoplada Olympus DP11. Através da MO pode-se observar a presença e distribuição dos carbonetos, assim como comparar as transformações da matriz ao longo dos tratamentos térmicos.

#### 4.5 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

As análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas no Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal de Santa Catarina, e tiveram procedimentos de preparação metalográfica usuais: corte transversal das amostras, embutimento a quente na baquelite, sequência de lixamento e polimento até pasta de diamante de 1 µm. Por fim, foram atacadas por Nital 5% (95% de álcool etílico e 5% de ácido nítrico) durante 5 segundos.

As observações foram realizadas por um microscópio eletrônico de varredura modelo JEOL JSM-6390LV, acoplado a um sistema de aquisição de imagens. As micrografias foram obtidas por Elétrons Secundários e Elétrons Retroespalhados.

#### 4.6 ESPECTROSCOPIA DE ENERGIA DISPERSIVA

A espectroscopia de energia dispersiva (EDS) foi realizada no laboratório Central de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal de Santa Catarina. Com isso buscou-se identificar os carbonetos presentes em cada etapa por meio da microanálise química com tensão de aceleração de

20 kV, ampliação de 30.000 vezes e energia de elétrons retroespalhados. Os espectros das microanálises e os respectivos valores da composição química foram fornecidos por software específico.

#### 4.7 TAMANHO MÉDIO DE GRÃO AUSTENÍTICO

O tamanho médio de grão austenítico ( $T_g$ ) foi medido por meio das micrografias eletrônicas de varredura, aplicando o método Snyder-Graff (SNYDER e GRAFF, 1938) de interceptação dos contornos. Este método estabelece que a medição deva ser realizada com um aumento de 1000 vezes, por meio da sobreposição de um segmento de reta de medida conhecida (no caso 100  $\mu\text{m}$ ), sobre a micrografia em análise, contando-se o número de contornos de grão interceptados pelo segmento de reta. O  $T_g$  é calculado pela divisão do comprimento do segmento de reta pelo número de intersecções dos contornos de grão.

Cinco contagens foram executadas em direções diferentes sobre cada micrografia. A Figura 4.1 mostra o método Snyder-Graff aplicado.

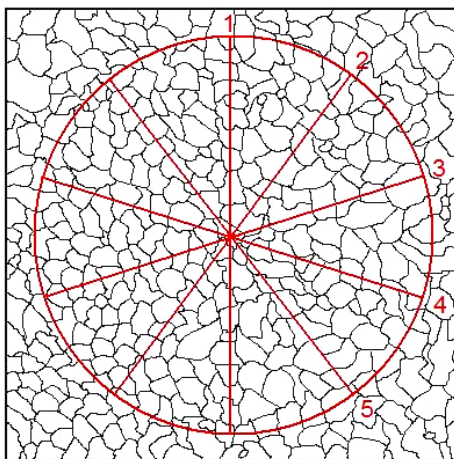


Figura 4.1 - Esboço do método Snyder-Graff.

Os resultados do  $T_g$  foram estimados através da média aritmética entre as 25 contagens (5 micrografias x 5 linhas), com intervalo de confiança calculado para um nível de certeza de 95,45%.

## 4.8 FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE CARBONETOS PRIMÁRIOS

A fração volumétrica de carbonetos primários ( $F_v$ ) foi obtida por meio das micrografias eletrônicas de varredura, baseada no método da contagem sistemática de pontos (ASM HANDBOOK, 2004, v. 9). Neste método uma matriz regular de pontos é sobreposta a um campo microestrutural, onde o número de pontos contidos na fase de interesse é contabilizado. A fração de pontos é calculada dividindo o número de pontos da fase de interesse pelo número total de pontos. O valor médio da população da fração destes pontos é igual à fração volumétrica da fase de interesse.

A eficiência da contagem sistemática de pontos foi ampliada através da colocação da grade de pontos de teste com mesmos intervalos no plano metalográfico, ao invés de locais aleatórios independentes e vários planos de amostragem em locais diferentes em intervalos de distância fixas na amostra de interesse.

Para esta quantificação foi utilizada uma folha plástica transparente com a dimensão de  $2700 \mu\text{m}^2$  ( $60 \times 45$ ). Nela foram riscadas doze regiões de  $144 \mu\text{m}^2$  ( $12 \times 12$ ), espaçadas entre si em intervalos regulares de  $4 \mu\text{m}$ . Em cada região foram riscadas linhas paralelas e perpendiculares equidistantes por  $2 \mu\text{m}$ . Por meio da intersecção destas linhas, obtiveram-se os pontos de prova conforme indica a Figura 4.2.

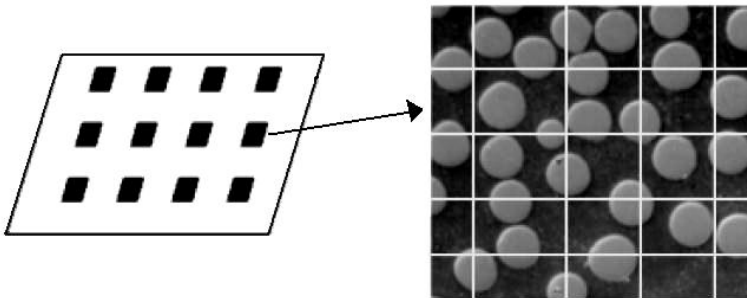


Figura 4.2 - Esquema de amostragem do método de contagem sistemática de pontos.

A contagem de pontos é um método estatisticamente geral. Esta técnica não envolve quaisquer suposições sobre tamanhos e/ou formas das características da fase de interesse.

Os valores da fração volumétrica de carbonetos primários foram estimados através da média aritmética entre os 25 campos de  $2700 \mu\text{m}^2$  ( $60$

x 45), com intervalo de confiança calculado para um nível de certeza de 95,45%.

#### 4.9 FREQUÊNCIA DE DISTRIBUIÇÃO DO TAMANHO DE CARBONETOS PRIMÁRIOS

A frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários ( $F_t$ ) foi obtida por meio das micrografias eletrônicas de varredura, baseada no método de estimativa da distribuição bidimensional do tamanho de partículas, sugerida por Saltykov (1958) (ASM, 2000). Neste método, primeiramente se define a quantidade de intervalos de tamanho das partículas. Na sequência é especificada uma área de referência para determinação dos campos de amostragem. Por último faz-se a contagem manual, em cada campo, do número de partículas que se encaixam em cada um dos intervalos de tamanho.

Nesta quantificação foi utilizada uma fita plástica transparente contendo 4 linhas cujas dimensões eram os limites de cada um dos 4 intervalos definidos (0,4-1,2; 1,3-3,0; 3,1-6,0; 6,1-9,0  $\mu\text{m}$ ). Por conseguinte, de maneira decrescente de tamanho, cada linha foi manualmente sobreposta a cada carboneto existente em cada um dos quatro campos indicados na Figura 4.3.

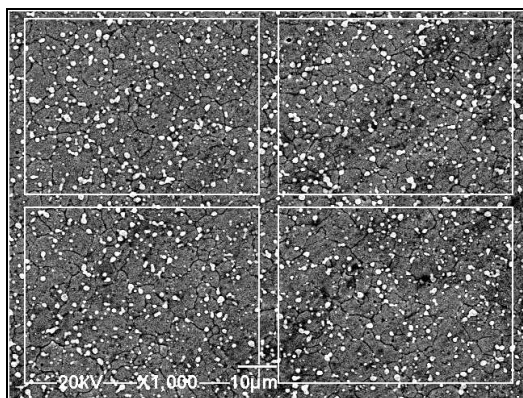


Figura 4.3 - Esquema de amostragem do método de estimativa da distribuição bidimensional do tamanho de partículas.

Os valores da frequência de distribuição do tamanho de carbonetos foram verificados em 25 campos de  $2700 \mu\text{m}^2$  ( $60 \times 45$ ), distribuídos em intervalos regulares no plano metalográfico de cada micrografia.

O parâmetro geométrico utilizado na análise quantitativa micrográfica foi o intercepto máximo em função da razoável uniformidade geométrica dos carbonetos.

#### 4.10 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As análises por difração de raios X (DRX) foram realizadas no Laboratório Central de Microscopia Eletrônica da Universidade Federal de Santa Catarina, e tiveram como procedimentos de preparação metalográfica, a sequência de lixamento e polimento até pasta de diamante de 1 µm, minimizando deformações superficiais.

As análises foram realizadas em um difratômetro de raios X Philips modelo X'Pert MPD, utilizando radiação de Cuka ( $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$ ), monocromador de grafite, tensão de 40 kW e intensidade de corrente no tubo de 30 mA. A varredura foi feita num intervalo de  $10^\circ \leq 2\theta \leq 120^\circ$ , com passo de  $0,05^\circ$  e 10 s de exposição.

A identificação das fases cristalinas presentes foi realizada através da comparação com padrões de DRX disponíveis nas seguintes bases de dados: International Centre for Diffraction Data (ICDD), Inorganic Crystal Structure Database (ICSD) e Crystmet.

#### 4.11 ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados no Laboratório de Controle da Qualidade da Blufix, adotando a escala Rockwell "C", com aplicação de pré-carga de 10 kgf e carga de 150 kgf por 10 segundos. O equipamento usado foi um durômetro Officine Galileo. Os valores de dureza foram obtidos segundo a média aritmética de cinco identificações em uma das faces de cada corpo de prova, com intervalo de confiança calculado para um nível de certeza de 95,45%.

#### 4.12 ENSAIO DE MICRODUREZA

Os ensaios de microdureza foram realizados no Laboratório de Conformação Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina, de acordo com a norma ASTM A370, utilizando um microdurômetro Vickers Shimadzu modelo HMV-2. As identificações foram obtidas através da aplicação de carga de 0,5 kgf por 15 segundos, com penetrador de diamante e comprimento da diagonal de 0,5 mm. Os valores de microdureza foram estimados pela média aritmética de dez identificações em uma das faces de

cada corpo de prova, com intervalo de confiança calculado para um nível de certeza de 95,45%.

#### 4.13 ENSAIO DE FLEXÃO EM QUATRO PONTOS

Os ensaios de flexão em quatro pontos foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Villares Metals, baseados no ensaio de dobramento adaptado para aços ferramentas por Hoyle e Inesson (1959). O equipamento usado foi uma máquina servo-hidráulica Material Testing System modelo 810 com capacidade de carga de 100 kN monitorada por computador.

A preparação dos corpos de prova iniciou com o corte a fio por eletroerosão de quatro barras longitudinais retangulares (na direção de laminação) com sobremetal (1 mm), por cada segmento ( $\approx 70$  mm) de secção transversal das barras cilíndricas. A Figura 4.4 mostra o esquema de corte dos corpos de prova para o ensaio de flexão.

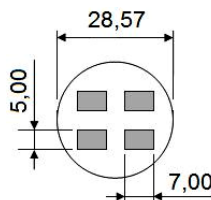


Figura 4.4 - Perfil transversal do esquema de corte dos corpos para o ensaio de flexão.

Um dos cuidados tomados no corte dos corpos de prova foi a escolha da simetria nos eixos vertical e horizontal da seção transversal, com a intenção de evitar graus de deformação distintos para os corpos de prova. Na sequência, as faces dos corpos de prova foram retificadas com acabamento muito fino, lixadas com lixas de granulação número 200, 320 e 600. Por fim, as arestas sofreram lixamento com granulação número 600. As dimensões finais alcançadas foram de 5,00 x 7,00 x 65,00 mm, caracterizando uma barra de perfil retangular.

Após os tratamentos térmicos, cada corpo de prova foi submetido ao ensaio de flexão em quatro pontos, que consiste em se aplicar uma força axial sobre um espécime apoiado em quatro roletes de aplicação de carga conforme esquematizado na Figura 4.5.

Devido à ação da força, o material entra em processo de flexão. Durante esse processo, no interior do material há um aumento significativo

das tensões cisalhantes geradas pelos esforços cortantes e um aumento das tensões axiais devido à flexão.

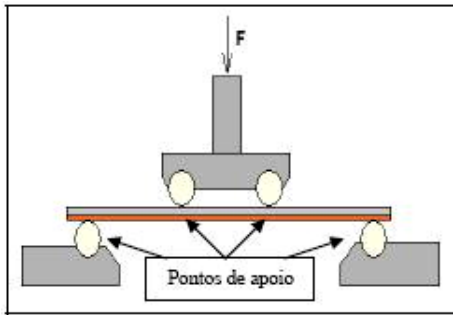


Figura 4.5 - Esquema do dispositivo de ensaio de flexão em quatro pontos.

O ensaio de flexão foi realizado com velocidade de carregamento de 0,2 mm/min. O registro da força aplicada em cada ensaio ocorreu através de um sensor eletrônico acoplado ao eixo superior da máquina de teste. Automaticamente os valores de resistência e energia à ruptura transversal foram indicados através de um software apropriado, caracterizando assim a tenacidade. A Figura 4.6 mostra uma foto do dispositivo de roletes e apoio do corpo de prova no ensaio de flexão em quatro pontos.

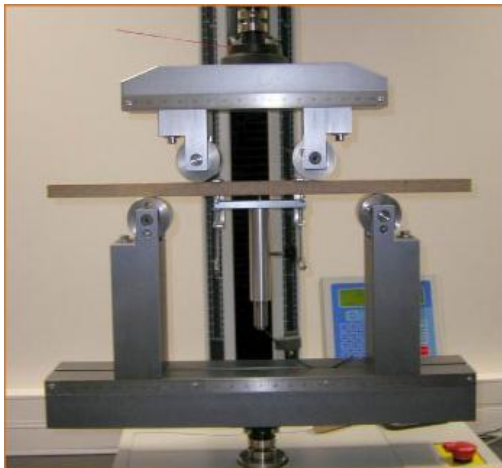


Figura 4.6 - Foto do dispositivo de roletes e apoio dos corpos de prova no ensaio de flexão em quatro pontos.



Os valores de resistência e energia à ruptura transversal foram obtidos pelo cálculo da média aritmética de seis corpos de prova ensaiados, com intervalo de confiança calculado para um nível de certeza de 95,45%.

#### 4.14 VIDA DA FERRAMENTA

A vida das ferramentas utilizadas na indústria de conformação mecânica a frio foi obtida pelo acompanhamento do processo produtivo e o registro, em uma planilha, da quantidade de golpes efetuados até a falha da ferramenta.

Com o intuito de minimizar os erros sistemáticos do processo industrial, foram adotados os seguintes procedimentos:

- Utilização da mesma corrida (lote) da matéria-prima;
- Estabilização da temperatura do óleo de lubrificação e refrigeração da prensa;
- Aplicação da mesma pressão de aperto no parafuso de fixação da matriz;
- Uso do mesmo nível de encarçoamento nas ferramentas;
- Manutenção do número de golpes por minuto da prensa;
- Descarte dos dados das ferramentas que tiveram seu ciclo interrompido (parada de máquina).

Os resultados da vida das ferramentas foram estimados através da média aritmética da vida de dez ferramentas testadas para cada uma das quatro condições estudadas, com intervalo de confiança calculado para um nível de certeza de 95,45%.

#### 4.15 MÉTODO ESTATÍSTICO

Os resultados obtidos nos ensaios foram avaliados estatisticamente através do cálculo de média, desvio padrão e erro padrão. Devido à pequena quantidade de amostras e também à proximidade dos valores encontrados, se avaliou a diferença entre as médias, através da distribuição t de Student para uma confiabilidade de 95,45%.



## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo é apresentada inicialmente a caracterização microestrutural dos materiais no estado como recebido. Em seguida, são avaliadas as alterações microestruturais ao longo dos tratamentos térmicos para as quatro condições estudadas: AISI M2 e M3:2 revenidos a 560 °C e 600 °C. Por fim, são apresentados e discutidos os resultados das propriedades mecânicas (dureza, microdureza e tenacidade) e teste industrial (vida da ferramenta) com o intuito de comparar as condições estudadas.

### 5.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

#### 5.1.1 Recozimento (estado de recebimento)

As micrografias eletrônicas de varredura das amostras SR e VR são mostradas na Figura 5.1 e indicam a presença de carbonetos nas duas amostras. As setas em vermelho indicam um desses carbonetos (fase clara). Comparando-se as micrografias pode-se notar a maior homogeneidade e refino na amostra SR. Neumeyer e Kasak (1972), Takigawa et al. (1981), Kumar et al. (1991), FRANTSEVICH (2000) também analisaram amostras recozidas de AISI M2 e AISI M3:2 (metalurgia do pó) e perceberam a maior homogeneidade e refino nas amostras obtidas por metalurgia do pó.

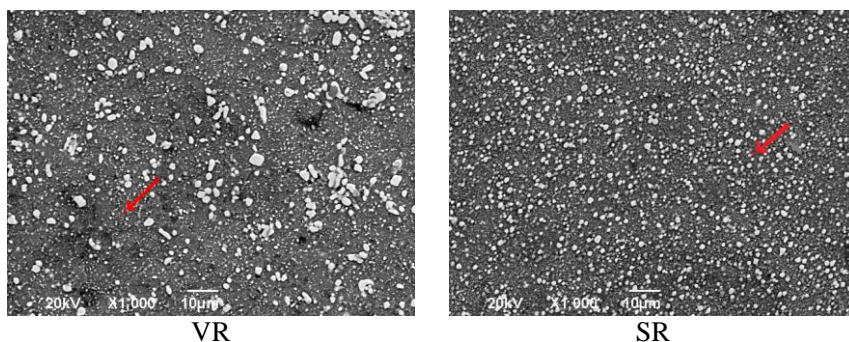


Figura 5.1 - Micrografias eletrônicas (ESR) das amostras VR e SR. Ataque Nital 5%.

A análise realizada por EDS buscou identificar os carbonetos primários baseada em duas fases distinguíveis sendo uma clara (identificada pelo ponto 1) e outra mais escura (identificada pelo ponto 2). A Figura 5.2 indica os pontos de microanálise nas amostras VR e SR. A Figura 5.3 mostra o espectro típico da microanálise do carboneto  $M_6C$ , enquanto as composições químicas de todos os espectros estão na Tabela 5.1.

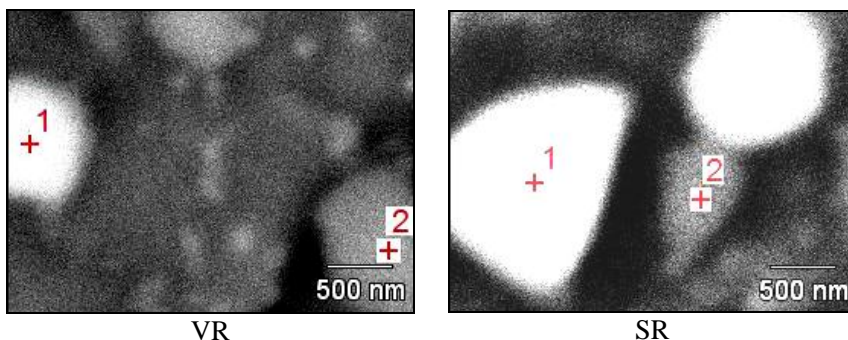


Figura 5.2 - Pontos de microanálise em EDS nas amostras VR e SR.

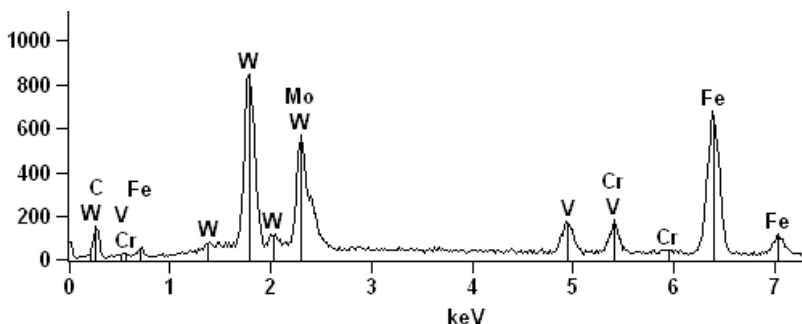


Figura 5.3 - Espectro da microanálise em EDS do ponto 1 na amostra SR.

Tabela 5.1 - Composição química (% massa) da microanálise em EDS das amostras recozidas.

Amostra	Ponto	C	W	Mo	V	Cr	Fe
VR	1	23,6	23,7	11,5	2,1	4,2	35,0
	2	20,6	5,7	3,2	7,6	3,5	59,3
SR	1	20,3	29,7	14,1	4,7	2,9	28,3
	2	18,4	----	2,6	5,7	4,3	69,0

As composições químicas das amostras VR ponto 2 e SR ponto 2 mostram uma porcentagem de ferro significativa. Estes valores não indicam proximidade com a composição química de nenhum dos carbonetos esperados nas amostras VR e SR. Uma explicação seria o efeito da matriz em função do tamanho reduzido da partícula, o feixe eletrônico pode ter atingido um volume maior abrangendo também a matriz.

Já as composições químicas das amostras VR ponto 1 e SR ponto 1 mostram a predominância de átomos de tungstênio e molibdênio. Esta quantificação está mais próxima da composição do carboneto do tipo  $M_6C$ . Isto condiz com as análises de Serna e Rossi (2009) na amostra VR e Moon et al. (2008) na amostra SR, cujas composições foram apresentadas na Tabela 3.6.

A fração volumétrica de carbonetos primários ( $F_v$ ) nas amostras VR e SR é apresentada na Tabela 5.2, onde  $\bar{x}$  é a média aritmética,  $u$  é o erro padrão e  $s$  é o desvio padrão.

Tabela 5.2 - Fração volumétrica (%) de carbonetos primários nas amostras VR e SR.

Amostra	$F_v$ MC		$F_v M_6C$		$F_v$ Total	
	$\bar{x} \pm u$	$s$	$\bar{x} \pm u$	$s$	$\bar{x} \pm u$	$s$
VR	$2,8 \pm 0,3$	0,6	$15,9 \pm 1,2$	2,8	$18,4 \pm 0,5$	1,1
SR	$8,2 \pm 0,3$	0,6	$18,5 \pm 0,3$	0,8	$26,7 \pm 0,5$	1,1

Observa-se que a  $F_v$  total de carbonetos é maior na amostra SR, sendo que a  $F_v$  de carbonetos MC na amostra SR é quase três vezes maior que na amostra VR. Estes resultados podem ser explicados basicamente pela amostra SR conter maior quantidade de elementos de liga.

A Figura 5.4 mostra a frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários ( $F_t$ ) nas amostras VR e SR. Ao examinar o diagrama nota-se que a maioria dos carbonetos apresenta tamanho menor que  $3,0 \mu m$  para os dois aços. Também que a amostra VR possui maior percentual de carbonetos entre o intervalo de  $0,4 - 1,2 \mu m$  e acima de  $3 \mu m$ . Por outro lado a amostra SR apresenta a  $F_t$  menor, visto que mais de 95% deles possuem tamanho menor que  $3 \mu m$ .

Os valores encontrados condizem com o estudo de Pippel et al. (1999), que diz que o tamanho médio de carbonetos é cerca de  $3 \mu m$ , podendo variar entre  $0,1-10 \mu m$ . Já os carbonetos secundários, precipitados na matriz ferrítica durante o recozimento, tem de tamanhos que variam entre  $50 - 300 nm$ .

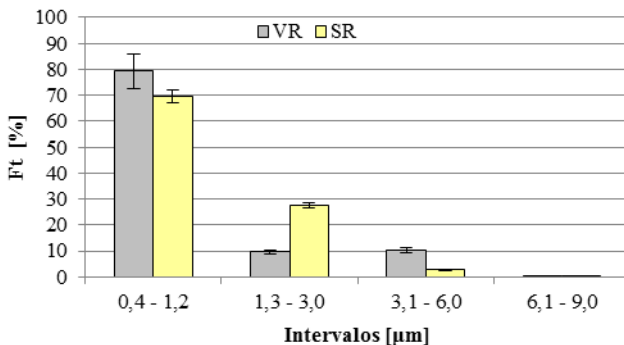


Figura 5.4 - Frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários nas amostras VR e SR.

### 5.1.2 *Têmpera*

As micrografias das amostras VT e ST obtidas com diferentes ataques são mostradas da Figura 5.5 à Figura 5.7. A Figura 5.5 revela a presença de pequena porcentagem de carbonetos MC na amostra ST e quase nula na amostra VT (setas vermelhas). O carboneto MC foi identificado pelo ataque eletrolítico (100 ml  $\text{H}_2\text{O}$  + 20 g de  $\text{CrO}_3$ ) que o ataca fortemente.

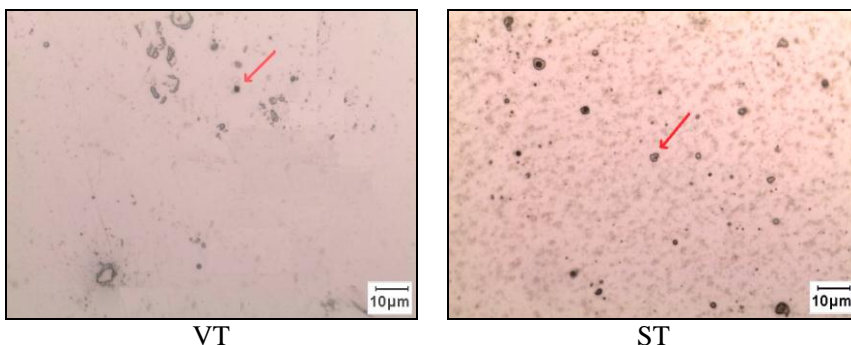


Figura 5.5 - Micrografia óptica das amostras VT e ST. Ataque Eletrolítico (ataca MC).

Pela Figura 5.6 percebe-se a ausência de carbonetos  $\text{M}_2\text{C}$  nos dois aços. O ataque Groesbeck (100 ml  $\text{H}_2\text{O}$  + 4 g  $\text{KMnO}_4$  + 4 g  $\text{NaOH}$ ) apenas

revelou a presença do carboneto  $M_6C$ , pois este reage e apresenta-se colorido suavemente.

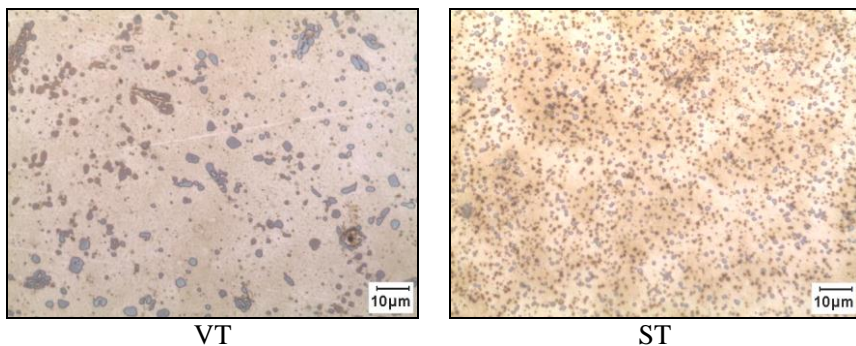


Figura 5.6 - Micrografia óptica das amostras VT e ST. Ataque Groesbeck (ataca  $M_2C$ ).

Já na Figura 5.7 nota-se uma grande quantidade de carbonetos  $M_6C$  (as setas vermelhas indicam um deles) em ambos os aços, todavia fica ressaltada a maior quantidade, homogeneidade (tamanho) e uniformidade (forma) de carbonetos  $M_6C$  na amostra ST. Na amostra VT aparecem regiões com carbonetos grosseiros MC e  $M_6C$ . O carboneto  $M_6C$  foi identificado pelo reagente Picrato de Sódio (100 ml  $H_2O$  + 4 g ácido pícrico + 4 g NaOH) que o ataca.

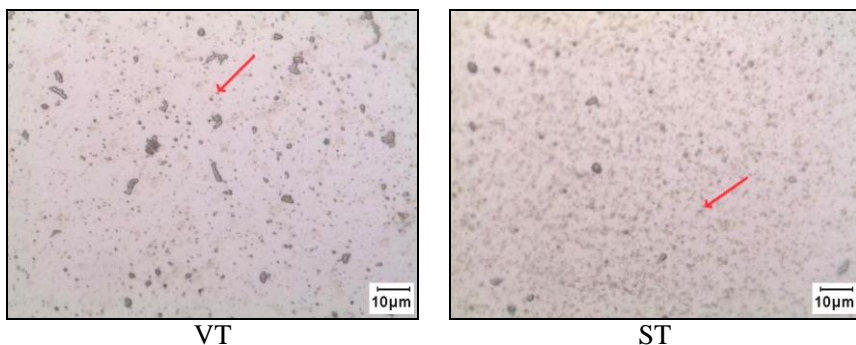


Figura 5.7 - Micrografia óptica das amostras VT e ST. Ataque Picrato de Sódio (ataca  $M_6C$ ).

As micrografias eletrônicas de varredura das amostras VT e ST são apresentadas na Figura 5.8. Pode-se observar a redução da fração volumétrica de carbonetos em relação ao estado recozido, sendo superior na amostra ST. Também é perceptível a formação de rede de carbonetos MC e  $M_6C$  (setas vermelhas) preferencialmente nos contornos de grão austenítico. Segundo Richter et al. (1995) e Mesquita et al. (2008) isto se deve a maior dissolução de carbonetos MC e  $M_6C$  no interior da matriz.

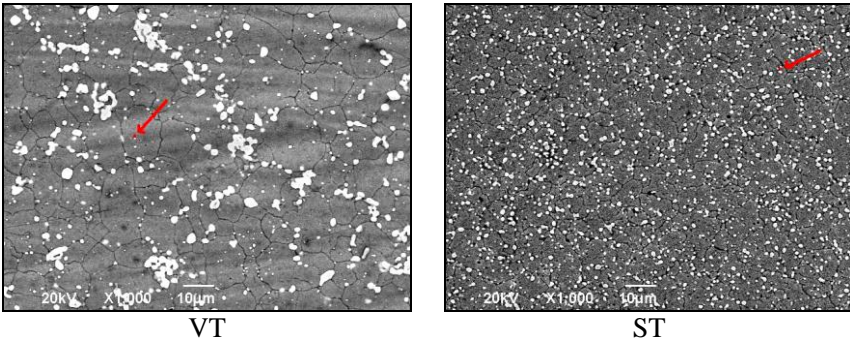


Figura 5.8 - Micrografias eletrônicas (ESR) das amostras VT e ST. Ataque Nital 5%.

A Figura 5.9 indica os pontos de microanálise realizada por EDS. A Figura 5.10 mostra o espectro típico da microanálise do carboneto MC, enquanto as composições químicas de todos os espectros estão na Tabela 5.3.

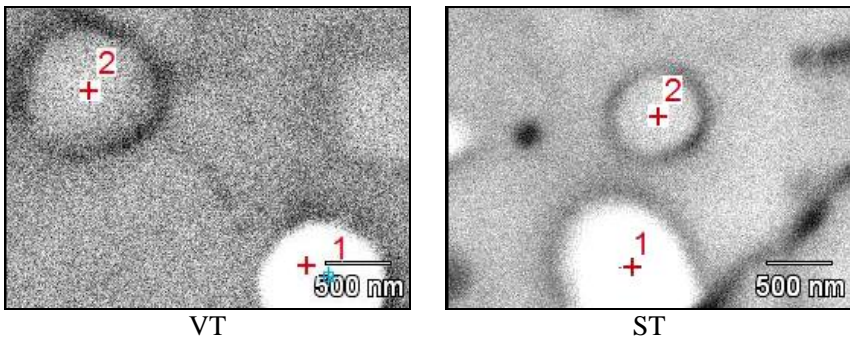


Figura 5.9 - Pontos de microanálise em EDS nas amostras VT e ST.



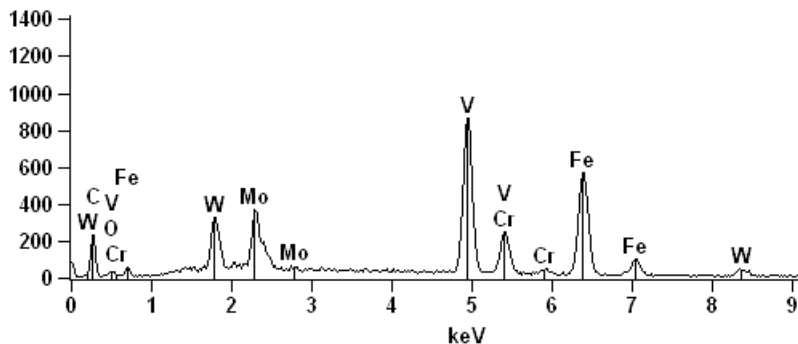


Figura 5.10 - Espectro da microanálise em EDS do ponto 2 na amostra VT.

Tabela 5.3 - Composição química (% massa) da microanálise em EDS das amostras temperadas.

Amostra	Ponto	C	W	Mo	V	Cr	Fe
VT	1	21,9	3,2	3,0	1,5	3,7	66,7
	2	24,5	11,1	7,9	25,7	4,0	25,9
ST	1	35,6	5,7	2,6	1,8	2,8	51,4
	2	46,2	4,7	2,4	4,9	2,5	39,3

A composição química da amostra VT ponto 1 mostra uma quantidade de átomos de ferro significativa. Como as quantidades dos elementos de liga são pequenas, possivelmente o efeito da matriz tenha influenciado no resultado a ponto de inviabilizar qualquer comparação.

Na amostra VT ponto 2 fica evidenciado o elevado teor de vanádio, além de um teor considerável de molibdênio e tungstênio. Estes teores se aproximam da composição do carboneto do tipo MC encontradas por Cardoso (1999) e Serna et al. (2006b), cujas composições foram apresentadas na Tabela 3.3

Nos dois pontos analisados na amostra ST, as composições tem elevado teor de ferro e carbono. Como os outros elementos de liga não apresentam valores significativos pode-se sugerir a ocorrência de auto revenimento que resultaria no surgimento do carboneto de ferro na têmpera.

O tamanho médio de grão austenítico ( $T_g$ ) nas amostras VT e ST é mostrado na Tabela 5.4, onde  $\bar{x}$  é a média aritmética,  $u$  é o erro padrão e  $s$  é o desvio padrão.

Tabela 5.4 - Tamanho médio de grão austenítico nas amostras VT e ST.

Amostra	Tg [μm]	
	$\bar{x} \pm u$	s
VT	8,7 ± 0,7	1,6
ST	6,9 ± 0,4	0,9

O tamanho médio de grão austenítico na amostra ST além de menor, também apresenta menor dispersão. Segundo Gracioso (2003) e Abbaschian et al. (2008), isto se deve a maior quantidade de carbonetos primários nos contornos de grão austenítico, que atuam como barreiras para o crescimento de grão. Já a menor dispersão ocorreria em função da maior homogeneidade dos carbonetos presentes na amostra ST.

A fração volumétrica de carbonetos primários ( $F_v$ ) nas amostras VT e ST está na Tabela 5.5, onde  $\bar{x}$  é a média aritmética,  $u$  é o erro padrão e  $s$  é o desvio padrão.

Tabela 5.5 - Fração volumétrica (%) de carbonetos primários nas amostras VT e ST.

Amostra	$F_v$ MC		$F_v$ M <sub>6</sub> C		$F_v$ Total	
	$\bar{x} \pm u$	s	$\bar{x} \pm u$	s	$\bar{x} \pm u$	s
VT	0,7 ± 0,2	0,4	10,1 ± 1,0	2,4	10,9 ± 1,0	2,4
ST	4,8 ± 0,3	0,7	8,2 ± 0,3	0,7	13,0 ± 0,5	1,1

Em relação ao estado recozido, nota-se uma menor porcentagem de carbonetos primários nas duas amostras. Pela Tabela 5.5 percebe-se maior redução do carboneto MC na amostra VT. De acordo com Kim et al. (1982a) é razão da menor saturação dos seus elementos constituintes na matriz. Assim a  $F_v$  do carboneto MC na amostra SR se torna algumas vezes maior, mantendo-se a  $F_v$  do carboneto MC superior para a amostra ST.

A  $F_v$  do carboneto M<sub>6</sub>C é reduzida consideravelmente. Os estudos de Nogueira et al. (2006) e Moon et al. (2008) indicaram que o carboneto M<sub>6</sub>C pode solubilizar em até aproximadamente 50%. Além disso, a  $F_v$  do carboneto M<sub>6</sub>C é maior na amostra VT, devido ao maior tamanho VR em relação à amostra SR. Com isso os carbonetos M<sub>6</sub>C maiores não chegariam a ser totalmente dissolvidos apesar de ter ocorrido maior dissolução do carboneto M<sub>6</sub>C na amostra SR em comparação à amostra VR.

Por fim, se constata a maior  $F_v$  total de carbonetos na amostra ST em razão principalmente da diferença da  $F_v$  do carboneto MC para o aço VT.

A frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários ( $Ft$ ) nas amostras VT e ST é mostrada na Figura 5.11. Com a austenitização verifica-se a redução da  $Ft$  no intervalo de 0,4 a 1,2  $\mu\text{m}$  nas duas amostras. Isto pode ser em função da solubilização dos menores carbonetos, tornando o refino da amostra ST mais evidente do que no estado recozido.

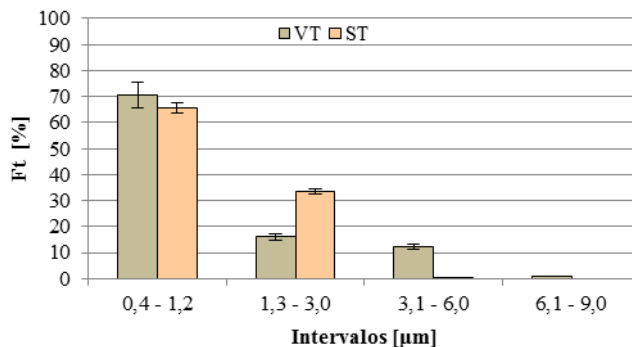


Figura 5.11 - Frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários nas amostras VT e ST.

Os difratogramas das amostras VT e ST são mostrados na Figura 5.12 e Figura 5.13, respectivamente. Nas duas amostras podem ser observadas intensidades das fases  $\alpha'$ ,  $\gamma$ , MC e  $M_6C$ . Os picos encontrados mostram a intensidade da fase  $\gamma$  relevante nas duas amostras. No caso do carboneto  $M_6C$  percebe-se uma maior intensidade para a amostra VT. Por outro lado, no difratograma da amostra ST o carboneto MC apresenta maiores intensidades, o que reflete a maior presença deste carboneto. Estas observações confirmam as análises obtidas na Tabela 5.5 e em estudos como de Serna (2008) e Araujo Filho (2006).

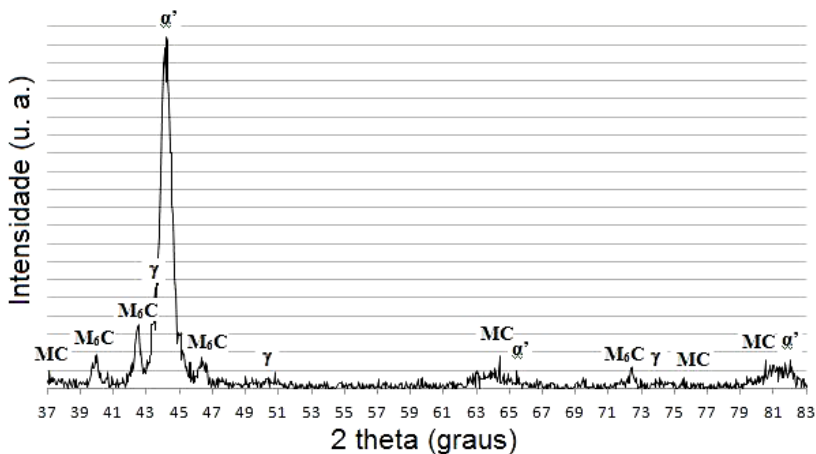


Figura 5.12 - Difratoograma de raios X da amostra VT.

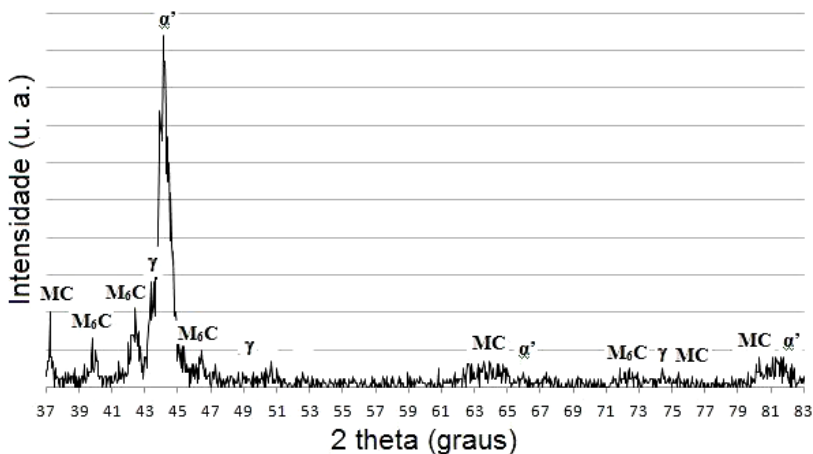


Figura 5.13 - Difratoograma de raios X da amostra ST.

### 5.1.3 Revenido

As alterações microestruturais ocorridas ao longo do primeiro e segundo revenidos não foram mostradas a fim de evitar a repetitividade na discussão dos resultados. Assim preferiu-se apresentar as tendências obtidas até o terceiro revenido.

As micrografias ópticas das amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36 são apresentadas da Figura 5.14 até a Figura 5.16. Comparando-se

ao estado temperado, torna-se difícil a observação da formação de carbonetos secundários, bem como a tendência de aumento da fração volumétrica dos carbonetos MC e  $M_6C$ . Pela Figura 5.14 quase não se nota a presença do carboneto MC nas amostras VTR35 e VTR36. Já nas amostras STR35 e STR36 pode-se reparar uma pequena quantidade, sendo próxima nas duas amostras. O carboneto MC foi identificado pelo ataque eletrolítico (100 ml  $H_2O$  + 20 g de  $CrO_3$ ).

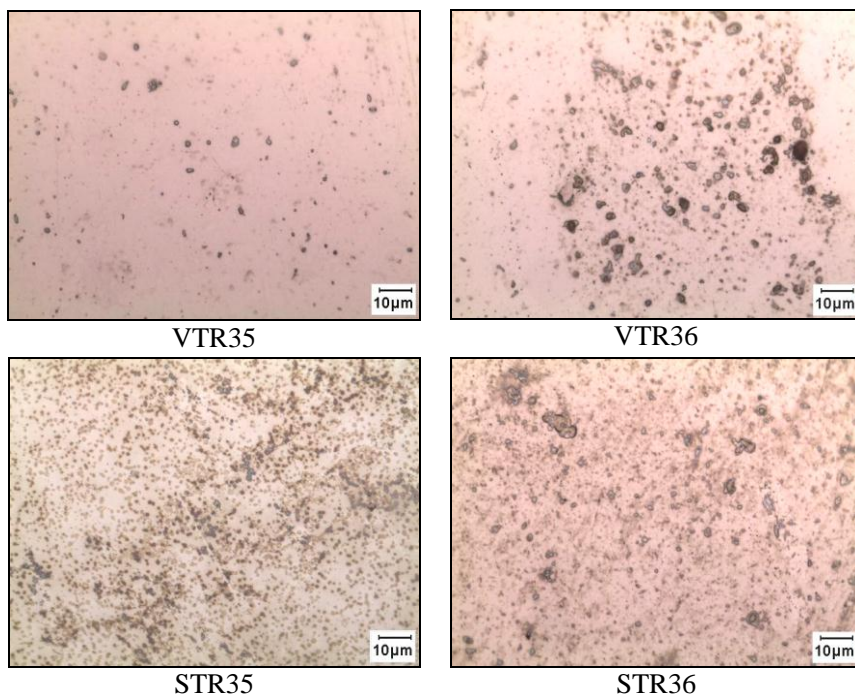


Figura 5.14 - Micrografia óptica das amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36. Ataque Eletrolítico (ataca MC).

A Figura 5.15 mostra as micrografias ópticas com ataque Groesbeck (100 ml  $H_2O$  + 4 g  $KMnO_4$  + 4 g  $NaOH$ ) e percebe-se a inexistência do carboneto  $M_2C$ , fato observado também nas amostras analisadas ao longo dos revenidos. Isto confirma a tendência de decomposição com a austenitização e revenido em temperaturas entre 510-590 °C (BAIK et al., 1995; GHOMASHCHI, 1998; LEE et al., 1998a,b; MAGNABOSCO, 2000; BOCCALINI JÚNIOR e GOLDENSTEIN, 2001).

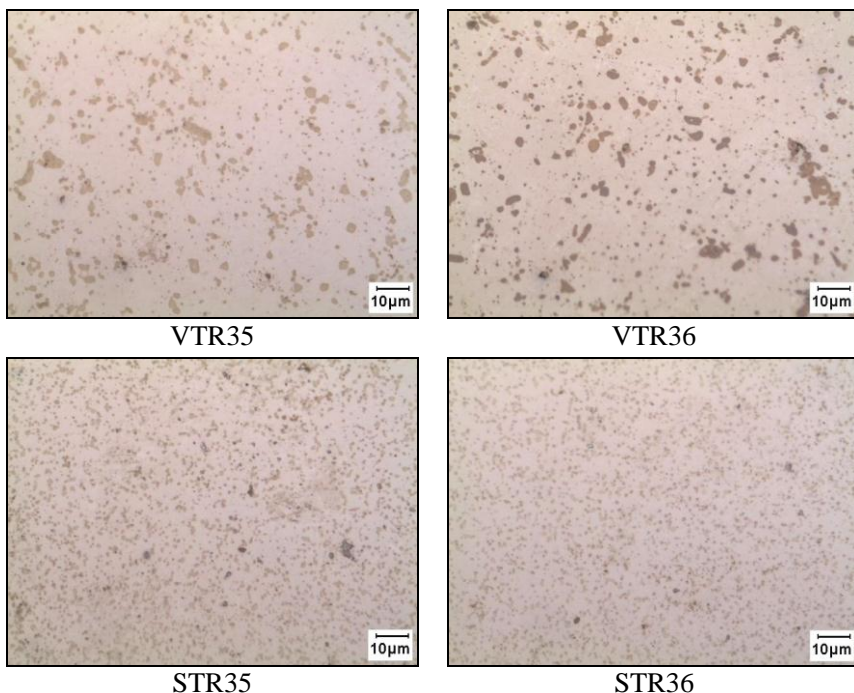


Figura 5.15 - Micrografia óptica das amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36. Ataque Groesbeck (ataca  $M_2C$ ).

Pela Figura 5.16 nota-se a presença de carbonetos  $M_6C$  em maior quantidade, homogeneidade e uniformidade nas amostras STR35 e STR36 em relação às amostras VTR35 e VTR36 por meio do ataque Groesbeck (100 ml  $H_2O$  + 4 g ácido pícrico + 4 g NaOH). Também se pode observar a fração volumétrica de carboneto  $M_6C$  maior nas amostras revenidas a 600 °C, fato reiterado pelo método da contagem sistemática de pontos. Alguns pesquisadores como Dunlop e Wang (1990) e Silva e Mei (2006) afirmaram que entre 570-680 °C há o coalescimento dos carbonetos de liga.

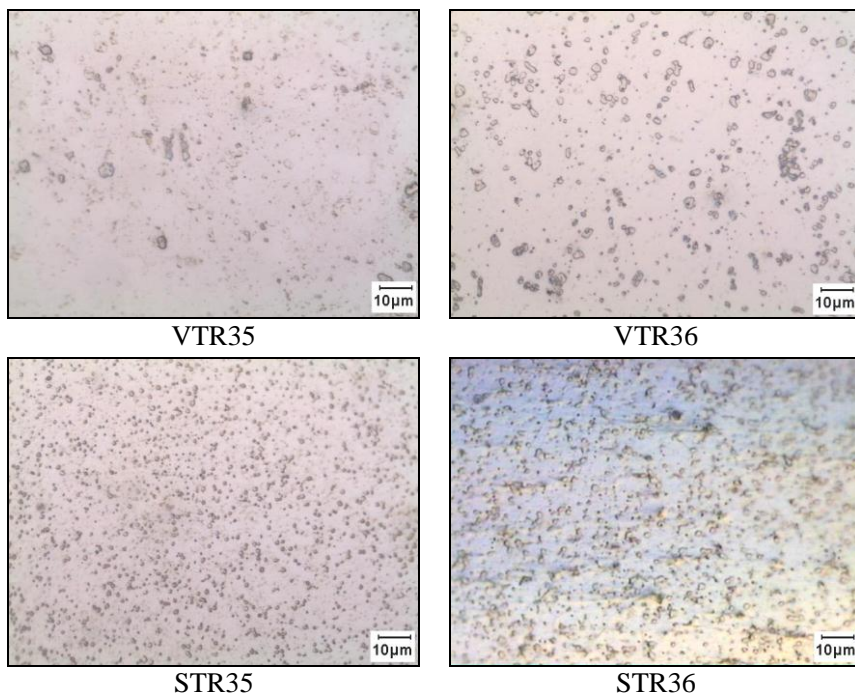
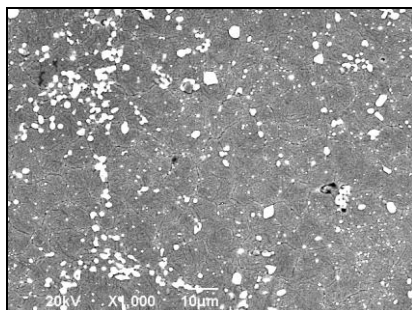
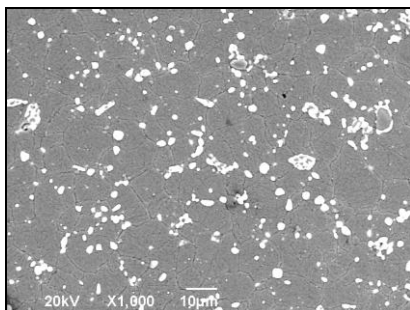


Figura 5.16 - Micrografia óptica das amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36. Ataque Picrato de Sódio (ataca  $M_6C$ ).

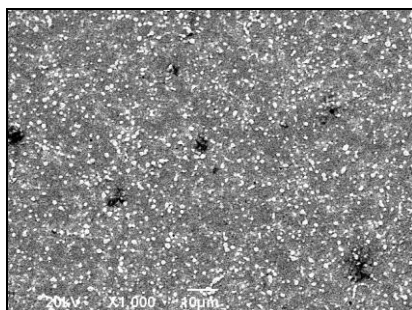
As micrografias eletrônicas de varredura das amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36, são mostradas na Figura 5.17. A visualização do coalescimento e esferoidização de carbonetos primários é dificultada pela qualidade da obtenção das imagens.



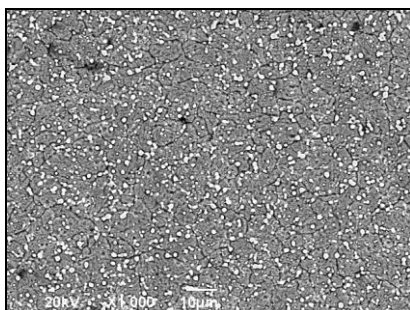
VTR35



VTR36



STR35



STR36

Figura 5.17 - Micrografias eletrônicas (ESR) das amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36. Ataque Nital 5%.

A Figura 5.18 indica os pontos de microanálise realizada por EDS. A Figura 5.19 mostra o espectro típico da microanálise do carboneto MC, assim como a Figura 5.20 mostra o espectro típico da microanálise do carboneto  $M_6C$ . Além disso, as composições químicas de todos os espectros estão na Tabela 5.6.



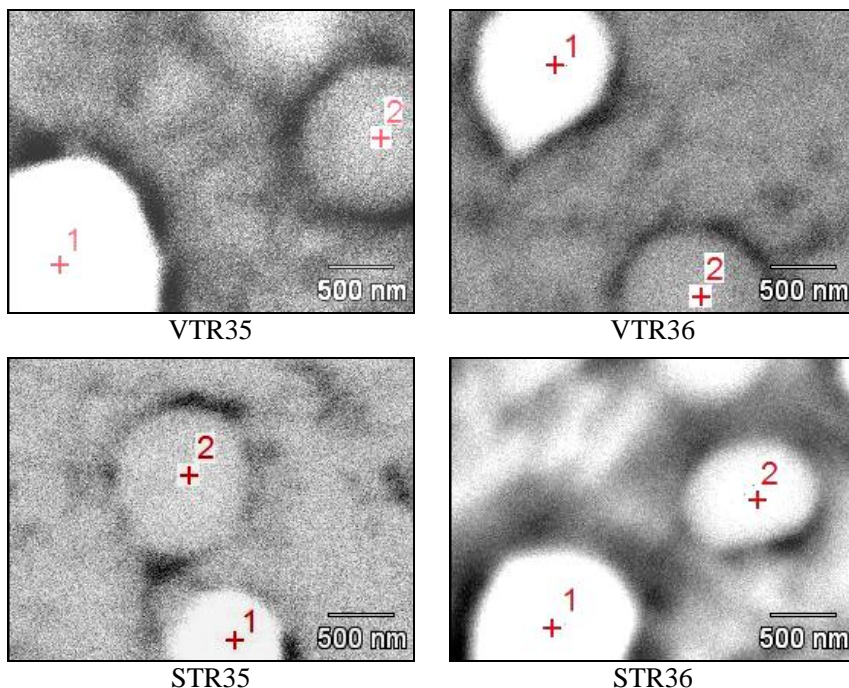


Figura 5.18 - Pontos de microanálise em EDS nas amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36.

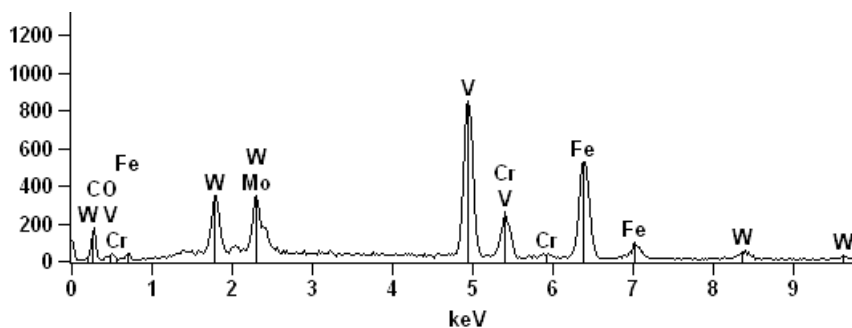


Figura 5.19 - Espectro da microanálise em EDS do ponto 2 na amostra VTR35.

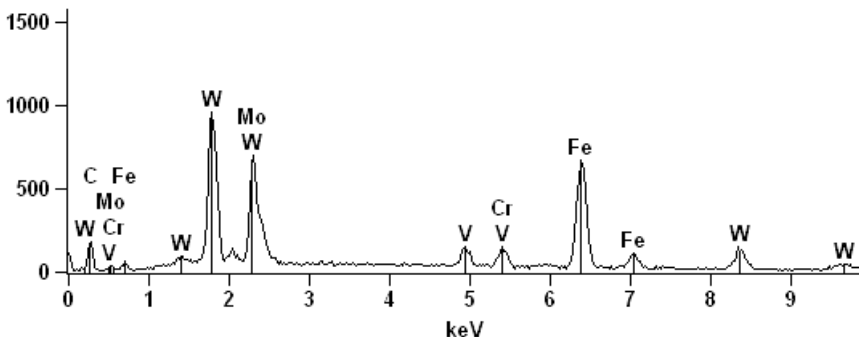


Figura 5.20 - Espectro da microanálise em EDS do ponto 1 na amostra VTR35.

Tabela 5.6 - Composição química (% massa) da microanálise em EDS das amostras revenidas.

Amostra	Ponto	C	W	Mo	V	Cr	Fe
VTR35	1	23,7	29,1	15,3	3,2	2,4	26,3
	2	22,4	11,8	7,7	27,3	4,3	26,4
VTR36	1	20,6	23,4	10,2	2,1	3,0	40,7
	2	20,8	4,6	2,7	4,3	3,6	64,0
STR35	1	13,5	3,2	----	1,8	3,8	77,6
	2	20,9	12,7	6,7	25,9	4,1	29,9
STR36	1	13,7	6,2	4,1	2,7	4,9	68,0
	2	14,9	7,5	4,5	9,5	5,0	58,4

As composições químicas das amostras VTR36 ponto 2, STR35 ponto 1 e STR36 ponto 1 e ponto 2 indicam um elevado teor de ferro e baixo de elementos de liga. Estes valores não são próximos à composição química de nenhum dos carbonetos apresentados neste estudo. Como justificativa pode-se atribuir o efeito da matriz em função do tamanho reduzido da partícula, o feixe eletrônico pode ter atingido um volume maior abrangendo também a matriz.

As composições químicas indicadas nas amostras VTR35 ponto 1 e VTR36 ponto 1 mostram a predominância de tungstênio e molibdênio. Esta quantificação está mais próxima da composição do carboneto do tipo  $M_6C$ . Isto condiz com as análises de Serna e Rossi (2009) no aço AISI M2 e Moon et al. (2008) no aço AISI M3:2, cujas composições foram apresentadas na Tabela 3.6.

As composições químicas indicadas nas amostras VTR35 ponto 2 e STR35 ponto 2 apresentam um elevado teor de vanádio e razoável de tungstênio. Estes valores se aproximam da composição do carboneto do tipo MC. Isto condiz com as análises de Cardoso (1999) para o aço AISI M2 e Moon et al. (2008) no aço AISI M3:2, cujas composições foram citadas na Tabela 3.3.

A fração volumétrica de carbonetos primários ( $F_v$ ) nas amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36 pode ser visualizada na

Tabela 5.7, onde  $\bar{x}$  é a média aritmética,  $u$  é o erro padrão e  $s$  é o desvio padrão. A primeira constatação é a maior fração volumétrica de carbonetos primários do tipo MC nas amostras de AISI M3:2. Este fato pode ser explicado basicamente pela composição química da amostra de AISI M3:2 apresentar maior teor de carbono e vanádio quando comparado ao aço AISI M2.

Também é perceptível o crescimento em relação aos valores encontrados no estado temperado. No caso da amostra de AISI M3:2 revenida a 600 °C este valor atingiu 8%. Araujo Filho (2006) também observou este crescimento estudando alguns aços rápidos, indicando que além do coalescimento dos carbonetos secundários, há o coalescimento dos carbonetos primários.

Tabela 5.7 - Fração volumétrica (%) de carbonetos primários nas amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36.

Amostra	$F_v$ MC		$F_v$ M <sub>6</sub> C		$F_v$ Total	
	$\bar{x} \pm u$	$s$	$\bar{x} \pm u$	$s$	$\bar{x} \pm u$	$s$
VTR35	0,8 ± 0,1	0,3	10,4 ± 0,5	1,2	11,2 ± 0,5	1,3
VTR36	0,8 ± 0,1	0,3	10,6 ± 0,6	1,5	11,5 ± 0,5	1,3
STR35	5,0 ± 0,3	0,7	8,2 ± 0,3	0,8	13,2 ± 0,5	1,1
STR36	4,8 ± 0,3	0,8	9,3 ± 0,4	0,9	14,1 ± 0,6	1,1

A frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários ( $F_t$ ) nas amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36 está na Figura 5.21. Visualiza-se o maior refinamento dos carbonetos nas amostras STR35 e STR36, bem como menor dispersão de tamanhos. O tamanho médio de carbonetos nas amostras STR35 e STR36 está de acordo com o estudo de Araujo Filho et al. (2006b) que indica um valor entre 1,0 e 1,5  $\mu\text{m}$ . No caso das amostras VTR35 e VTR36 os valores condizem com o estudo de Beltz et al. (1992), que diz que os aços rápidos obtidos por fundição convencional

possuem carbonetos entre 1 e 10  $\mu\text{m}$ . Comparando-se com a  $Ft$  no estado temperado, pode-se observar o crescimento de 15% no intervalo de 1,3-3,0  $\mu\text{m}$  na amostra de AISI M3:2 revenida a 600  $^{\circ}\text{C}$ .

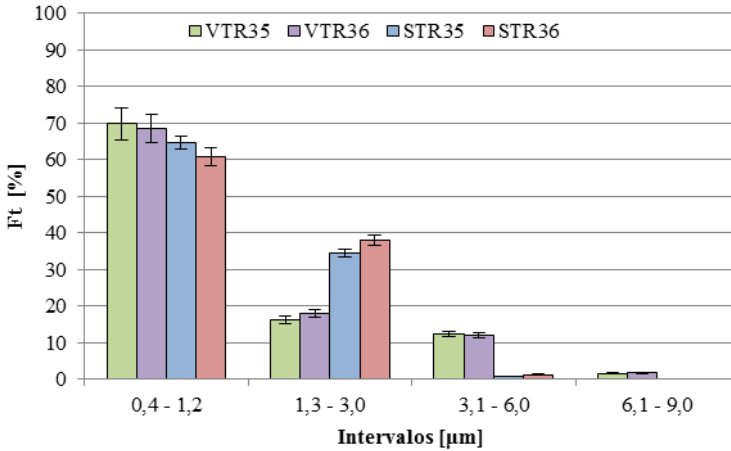


Figura 5.21 - Frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários nas amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36.

Os difratogramas das amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36 estão da Figura 5.22 à Figura 5.25. Observa-se a presença de martensita revenida em todas as amostras. Também a pequena presença de carbonetos MC nas amostras VTR35 e VTR36, e em maior quantidade nas amostras STR35 e STR36. Já o carboneto  $\text{M}_6\text{C}$  está presente em boa quantidade em todas as amostras sendo pouco maior nas amostras revenidas a 600  $^{\circ}\text{C}$ .

Quanto à presença de austenita retida, detectada no estado temperado, não foi registrada intensidade significativa. Isto indica que com os revenidos a austenita retida foi transformada em martensita revenida, o que vem a confirmar resultados obtidos em outros estudos como de Eboni (2009).

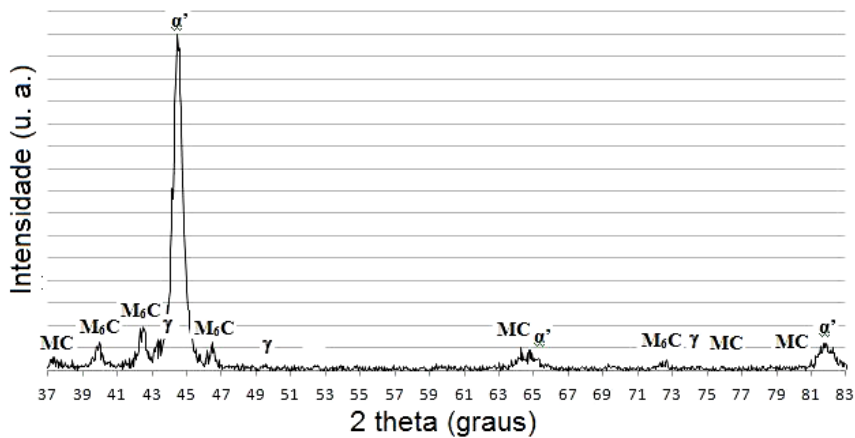


Figura 5.22 - Difratoograma de raios X da amostra VTR35.

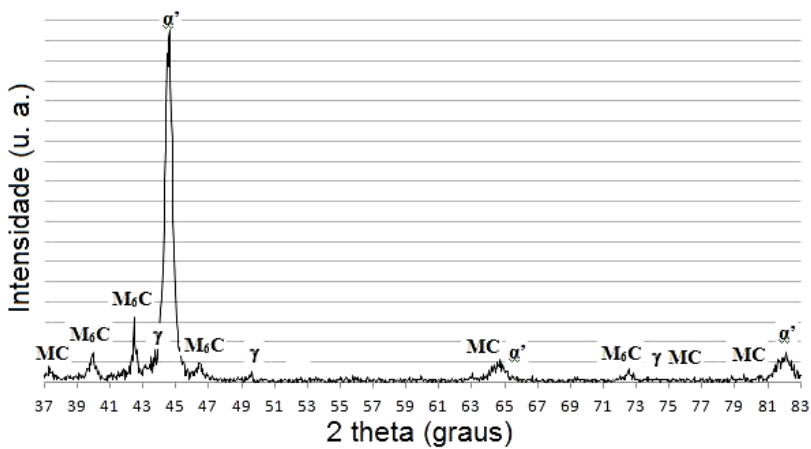


Figura 5.23 - Difratoograma de raios X da amostra VTR36.

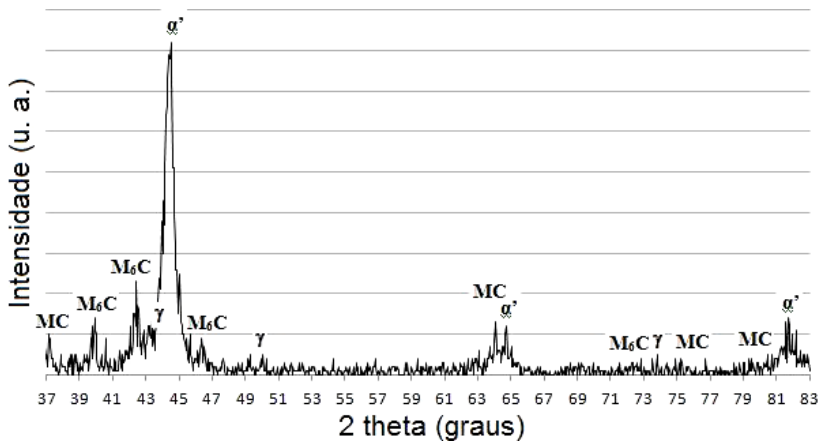


Figura 5.24 - Difratoograma de raios X da amostra STR35.

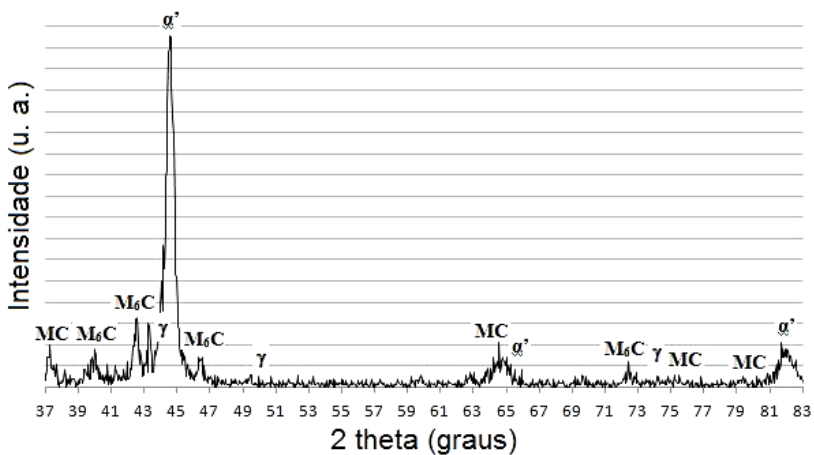


Figura 5.25 - Difratoograma de raios X da amostra STR36.

## 5.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

### 5.2.1 Dureza

Os valores de dureza e microdureza (carga de 0,5 kgf) das amostras V5, V6, S5 e S6 (V → AISI M2, S → AISI M3:2, 5 → revenido a 560 °C, 6 → revenido a 600 °C) são mostrados nas Figura 5.26 e Figura 5.27 respectivamente. Os valores nos eixos das ordenadas à direita representam a conversão das escalas à direita, e foram acrescentadas para facilitar a comparação entre dureza e microdureza.

A primeira constatação é o comportamento similar das linhas nos gráficos de dureza e microdureza ao longo dos tratamentos térmicos.

Quanto à diferença entre os valores máximos e mínimos em cada gráfico, nota-se que no gráfico de dureza Rockwell, em média os valores estão 1,7 HRC abaixo dos valores convertidos do gráfico de microdureza. A circunstância contrária confirma este fato. Isto pode ser justificado pela área de indentação Rockwell ser maior. Assim, enquanto o valor de dureza Rockwell traduz a média entre a dureza da matriz e dos carbonetos, a Vickers indica apenas o valor da matriz ou de um carboneto. O resultado disso é o maior desvio padrão da dureza Vickers.

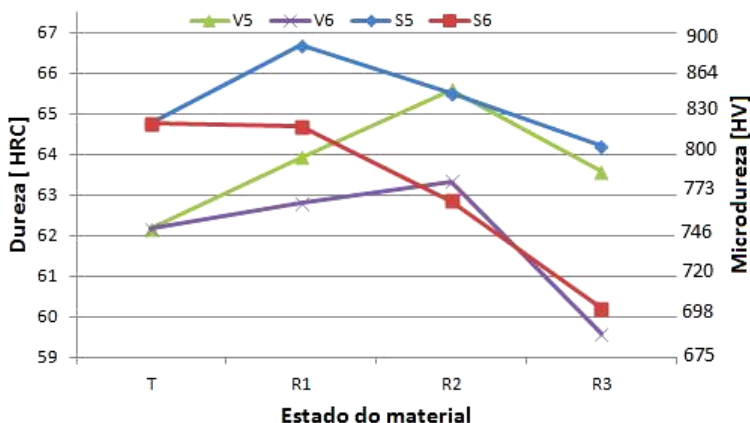


Figura 5.26 - Variação da dureza em função do tratamento térmico.

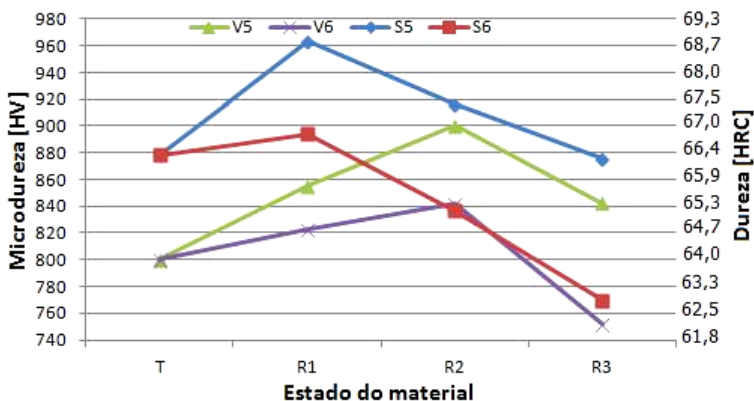


Figura 5.27 - Variação da microdureza em função do tratamento térmico.

No estado temperado os valores de dureza das amostras V5 e V6 são inferiores aos valores das amostras S5 e S6. A diferença entre os valores pode ser em razão do maior teor de austenita retida nas amostras V5 e V6 (Figura 5.12 e Figura 5.13). Além disso, as amostras S5 e S6 tiveram maior redução da fração volumétrica de carbonetos primários em relação às amostras V5 e V6. Isto indica a maior dissolução de carbonetos primários nas amostras S5 e S6 resultando em enriquecimento da matriz martensítica e por consequência maior dureza.

Após o primeiro revenido, ocorre um aumento dos valores de dureza em todas as amostras. Pode-se atribuir este efeito à redução do percentual de austenita retida e a precipitação de finos carbonetos MC e  $M_2C$ , fato citado por Porter et al. (2009). As amostras temperadas a 600 °C apresentaram valores inferiores de dureza porque houve o coalescimento dos carbonetos MC e  $M_2C$ , fato citado por Bochnowski et al. (2003).

Após o segundo revenido, pode-se notar que as amostras revenidas a 560 °C apresentam maiores valores. Segundo Henderer e Turcovich (1980), e Lima et al. (2003) após o pico de dureza secundário ( $\approx 540$  °C) tem-se uma queda drástica proveniente do coalescimento dos carbonetos, o que diminui a interação entre carbonetos e discordâncias pelo aumento da distância média entre os carbonetos. Assim tem-se valores maiores de dureza para as amostras S5 e V5, pois foram revenidos em temperaturas superiores e mais próxima do pico de dureza que as amostras S6 e V6.

Ainda neste estado, percebe-se um acréscimo da dureza as amostras V5 e V6. Isto é devido à transformação da austenita retida, além da precipitação de carbonetos MC, ricos em vanádio (CARDOSO, 1999).



Por outro lado, as amostras S5 e S6 apresentam um decréscimo nos valores de dureza. Isto pode ser justificado pelo coalescimento dos carbonetos  $M_6C$ .

Após o terceiro revenido, observa-se uma queda nos valores de dureza em todas as amostras. Todavia, as amostras V5 e S5 se encontram em um patamar de dureza superior às amostras V6 e S6. Este efeito pode ser relacionado ao coalescimento dos finos carbonetos precipitados durante os revenidos a 600 °C, o que empobrece a matriz martensítica de elementos de liga, reduzindo a dureza do material. Desta maneira, pode-se concluir que a dureza das amostras é fortemente influenciada pela temperatura de revenido devido ao empobrecimento de elementos de liga na matriz.

### 5.2.2 Tenacidade

A tenacidade das quatro condições experimentais estudadas (VTR35, VTR36, STR35 e STR36) foi quantificada por meio de dois parâmetros intrinsecamente relacionados, a resistência à ruptura transversal (TRS) e a energia de ruptura transversal (TRE), mostrados na Figura 5.28 e na Figura 5.29, respectivamente.

O primeiro aspecto é que a TRS e TRE são superiores nas amostras STR35 e STR36. Isto está de acordo com os estudos de Silva (2001), Goldenstein et al. (2002) e Araujo Filho et al. (2006a), que atribuem este comportamento principalmente à presença de carbonetos primários menores e mais bem distribuídos em relação às amostras VTR35 e VTR36.

Em relação à temperatura de revenido, notam-se valores próximos tanto da TRS como TRE nas amostras VTR35 e VTR36. Este comportamento evidencia que o principal efeito na tenacidade é a distribuição dos carbonetos. A Figura 3.30 indica valores similares aos encontrados neste estudo, como por exemplo, os de TRS praticamente constantes até a dureza de 63 HRC para o aço AISI M2.

Nas amostras STR35 e STR36 tem-se valores próximos de TRE e distintos na TRS. Comparando-se a Figura 3.30, percebe-se que a amostra STR36 apresenta valores inferiores à extrapolação do estudo de Mesquita e Barbosa (2003). Uma possível explicação seria o fato da amostra SRT36 possuir maior coalescimento de carbonetos primários. Consequentemente, estes serviriam de sítios para a nucleação de trincas reduzindo a tenacidade (LIPPMANN et al., 1996; Fernandes, 2006).

Os valores próximos de TRE para as amostras STR35 e STR36 indicam que a deformação dos corpos de prova é uma variável diretamente proporcional à TRE. Como as deformações nas amostras STR36 foram em

média duas vezes maiores que nas amostras STR35, a diferença existente na TRS é reduzida para menores valores.

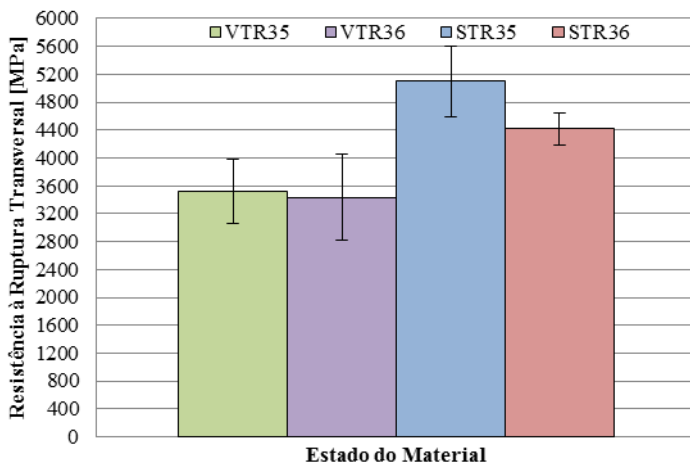


Figura 5.28 - Resistência à ruptura transversal nas amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36.

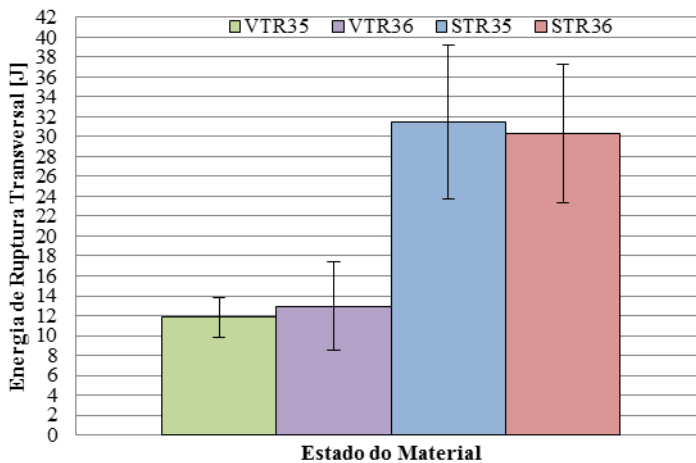


Figura 5.29 - Energia de ruptura transversal nas amostras VTR35, VTR36, STR35 e STR36.

### 5.3 TESTE INDUSTRIAL

Os resultados da vida da ferramenta de conformação mecânica a frio de elementos de fixação nos testes industriais são mostrados na Figura 5.30, para cada uma das quatro condições propostas neste estudo.

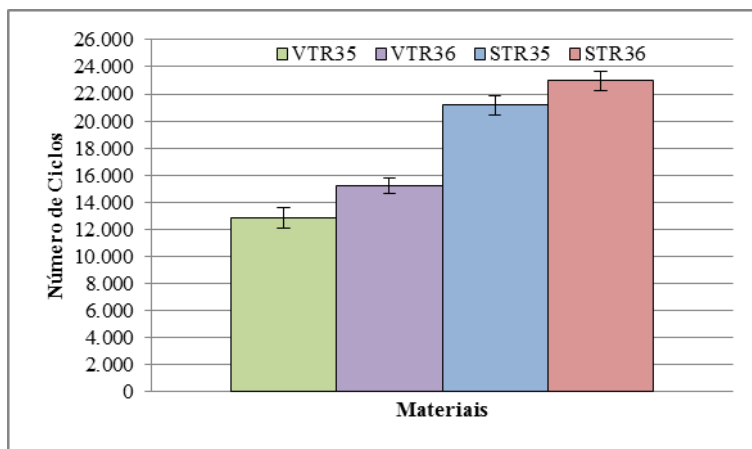


Figura 5.30 - Vida da ferramenta para as ferramentas VTR35, VTR36, STR35 e STR36.

Estes resultados apontam duas tendências na vida da ferramenta, uma de superioridade para as amostras de AISI M3:2, e outra para as ferramentas revenidas a 600 °C.

Quanto aos resultados de dureza, observa-se a distinção entre as ferramentas revenidas na temperatura de 600 °C, que apresentam um menor patamar de dureza. Isto pode ser em função da maior temperatura de revenido favorecer o aumento da fração volumétrica de carbonetos secundários através do coalescimento (MIIHKINEN e PIETIKAINEN, 1986; LESKOVŠEK e ULE, 1998; SILVA, 2001). Em decorrência disto há o empobrecimento de elementos de liga da matriz martensítica, o que aumenta a distância entre os carbonetos secundários que funcionam como caminhos preferenciais para propagação de trincas (VELASCO et al., 2002).

Relacionando a vida das ferramentas com os resultados de tenacidade pode-se concluir que as ferramentas de AISI M3:2 tem maior vida do mesmo modo que maiores valores de TRS e TRE. Microestruturalmente, atribuí-se este comportamento à presença de

carbonetos primários menores e mais bem distribuídos em relação às amostras de AISI M2. Silva (2001) e Goldenstein et al. (2002) justificaram este efeito nos aços rápidos com elevada dureza devido ao processo de nucleação de trincas nos carbonetos primários ser determinante para a fratura frágil.

Com relação à temperatura de revenido, fica evidente que as ferramentas revenidas a 600 °C apresentaram maior vida. Lima et al. (2008a) afirmaram que a tenacidade dos aços rápidos aumenta conforme aumenta a temperatura de revenido. A justificativa está no coalescimento dos carbonetos secundários resultando no aumento da distância entre eles (MIIHKINEN e PIETIKAINEN, 1986; LESKOVŠEK e ULE, 1998), limitando a propagação de trincas.

As características da fratura foram as mesmas observadas antes destes testes, todavia com a implantação de ferramentas que seguem as condições da amostra STR36, houve um aumento significativo ( $\approx 2x$ ) na vida da ferramenta, o que refletiu em redução de custos com ferramental, além de despesas com o tempo de parada da máquina para troca de ferramentas. Para melhorar estes resultados, poderiam ser estudados outros materiais obtidos por metalurgia do pó, bem como outras temperaturas de revenido.

## 6. CONCLUSÕES

Com o revenido há aumento na fração volumétrica de carbonetos primários. No caso da amostra de AISI M3:2 revenida a 600 °C este valor atingiu 8%.

Com o revenido há aumento da frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários. Este fato foi observado no intervalo de 1,3-3,0 µm sendo mais evidente na amostra de AISI M3:2 revenida a 600 °C onde se constatou acréscimo de 15%.

Foi detectada a presença de carbonetos primários MC e M<sub>6</sub>C em todas as amostras analisadas, bem como a ausência de carbonetos primários M<sub>2</sub>C, por meio da microscopia óptica e difração de raios X. A composição química indicada pela espectroscopia de energia dispersiva, de algumas partículas se aproxima da composição química dos carbonetos MC e M<sub>6</sub>C.

As amostras de AISI M3:2 revenidas apresentam valores superiores de dureza (≈ 0,6 HRC) e microdureza (18-32 HV) em razão da maior quantidade de carbonetos precipitados. As amostras revenidas a 560 °C indicam valores superiores de dureza porque nesta temperatura há menor coalescimento dos finos carbonetos secundários, que são os principais responsáveis pela faixa de dureza alcançada nos aços rápidos.

A resistência à ruptura transversal e energia de ruptura transversal são maiores nas amostras de AISI M3:2 em razão da menor frequência de distribuição do tamanho de carbonetos primários, além da maior uniformidade e homogeneidade.

Em relação à temperatura de revenido, nas amostras de AISI M:2 não há influência significativa em relação à resistência à ruptura transversal e energia de ruptura transversal, pois as características dos carbonetos primários são mais efetivas. Já nas amostras de AISI M3:2, a temperatura de revenido de 600 °C apresentou valores inferiores de resistência à ruptura transversal. Possivelmente o coalescimento dos carbonetos primários teve influência mais significativa que o coalescimento dos carbonetos secundários.

O teste industrial indicou que as ferramentas de AISI M3:2 alcançam vida superior devido às características dos carbonetos primários. Quanto à temperatura de revenido, as ferramentas revenidas a 600 °C obtiveram vida superior em razão do coalescimento dos carbonetos secundários ser maior. Com isso há o aumento da distância entre eles dificultando a propagação de trincas.

## 7. SUGESTÕES

- Verificar a fração volumétrica de carbonetos primários pelo método que utiliza a extração eletrolítica de carbonetos, análise por energia dispersiva de raios X, e difração de raios X do pó.

- Avaliar a tenacidade através dos ensaios de flexão em três e quatro pontos com o intuito de estabelecer um coeficiente de correção de modo a facilitar a comparação com resultados de outros estudos.

- Aplicar um método de quantificação da fração volumétrica de carbonetos precipitados no revenido.

- Buscar um método de análise da composição química da matriz martensítica que evite a interferência dos carbonetos secundários nanométricos nos resultados.

- Estudar outras temperaturas de revenimento (520, 540, 580, 620) com o intuito de avaliar o comportamento das propriedades mecânicas e principalmente a vida da ferramenta.

## 8. REFERÊNCIAS

ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R. E. *Physical metallurgy principles*. 4th ed. Stamford: Cengage Learning-Engineering, 2008. 792 p.

ALMOND, E. A. *Towards improved tests based on fundamental properties*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIALS, 1., 28-29 Apr. 1981, Middlesex University, London. **Proceedings...** London: The National Physical Laboratory and the Metals Society, 1982. p. 161-169.

ANDRÉN, H. -O. *Atom-probe microanalysis of a tempered high speed steel*. Scripta Metallurgica, Amsterdam, Jul. 1981. v. 15, n. 7, p.749-752.

ANTRETTETTER, T.; FISCHER, F. D. *Critical shapes and arrangements of carbides in high speed tool steel*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Sep. 1997. v. 237, n. 1, p. 6-11.

ARAÚJO, E. G. *Influência das adições de NbC e ligas a base de fósforo na sinterização do aço rápido M2*. 1993. 67 p. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1993.

ARAÚJO, E. G. *Efeito das adições de portadores de fósforo e da alumina na sinterização do aço rápido M2*. 2000. 135 p. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2000.

ARAÚJO FILHO, O. O. *Estudo comparativo de aços rápidos AISI M3:2 produzidos por diferentes processos de fabricação*. 2006. 174 p. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

ARAÚJO FILHO, O. O.; NEVES, M. D. M. das; OLIVEIRA, E. E.; SILVA, L. C. E. da.; SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F. *Sintering of AISI M3:2 high speed steel: Part II*. Materials Science Forum, Stafa-Zurich, 15 Nov. 2006b. v. 530-531, p. 358-363.

ARAÚJO FILHO, O. O.; NEVES, M. D. M. das; RIBEIRO, O. C. S.; DESIMONE, D.; NOGUEIRA, R. A.; AMBROZIO FILHO, F. *Sinterização do aço rápido ao molibdênio AISI M3:2*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 16., 28 nov. - 02 dez., 2004, Porto Alegre. **Anais eletrônico...** São Paulo: ABM/ABC/ABPol, 2005. 11 p.

ARAÚJO FILHO, O. O.; RIBEIRO, O. C. S.; NEVES, M. D. M. das; AMBROZIO FILHO, F.; SILVA, C. H. L. da. *A influência do tratamento térmico na resistência à ruptura transversal de dois aços rápidos obtidos por metalurgia do pó*. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS - INTERNACIONAL, 59., 24-28 jul. 2004, São Paulo. **Anais eletrônico...** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2004a. p. 2017-2025.

ARAÚJO FILHO, O. O.; RIBEIRO, O. C. S.; NEVES, M. D. M. das; AMBROZIO FILHO, F.; SILVA, C. H. L. da. *Influências na resistência a ruptura transversal do aço rápido M3:2*. Revista Máquinas e Metais, São Paulo, v. 1, n. 465, p. 202-213, out. 2004b.

ARAÚJO FILHO, O. O.; RIBEIRO, O. C. S.; NOGUEIRA, R. A.; NEVES, M. D. M. das; MUNIZ, L. F.; AMBROZIO FILHO, F. *Propriedades dos aços rápidos AISI M3:2 produzidos por metalurgia convencional e técnicas de metalurgia do pó*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 16., 15-19 nov. 2006, Foz do Iguaçu. **Anais eletrônico...** São Paulo: ABM/ABC/ABPol, 2006a. p. 6847-6858.

ARGENT, B. B.; NIEKERK, M. N. van; REDFERN, G. A. *Creep of ferritic steels*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Aug. 1970. v. 208, n. 8, p. 830-843.

ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. *Engineering materials: an introduction to properties, applications and design*. 3th ed. Boston: Butterworth-Heinemann, Mar. 2005. 448 p.

ASHBY, M. F.; SHERCLIFF, H.; CEBON, D. *Materials: engineering, science, processing and design*. 2th ed. Boston: Butterworth-Heinemann, Oct. 2009. 672 p.



ASM. *Practical guide to image analysis*. Russel Township: Metals Park, American Society for Metals International, 2000. 290 p.

ASM HANDBOOK. *Metallography and microstructures*. 10th ed. Russel Township: Metals Park, American Society for Metals International, 2004. v. 9. 2733 p.

BAGLYUK, G. A.; POZNYAK, L. A. *The Sintering of powder metallurgy high speed steel with activating additions*. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, New York, Jul. 2002. v. 41, n. 7-8, p. 366-368.

BAGLYUK, G. A.; POZNYAK, L. A. *Structure formation during activated sintered of high speed steel*. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, New York, Nov. 2004. v. 43, n. 11-12, p. 570-575.

BAIK, K. H.; LEE, E. S.; AHN, S. *Microstructure and mechanical properties of high speed steel by spray formed*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE AND EXHIBITION ON POWDER METALLURGY AND PARTICULATE MATERIALS, 1., 14-17 May. 1995, Seattle. **Proceedings...** Seattle: Metal Powder Industries Federation, 1995. v. 2, p. 7.119-126.

BAIK, K. H.; LEE, E. -S.; PARK, W. J.; AHN, S. *Formation of eutectic carbides in spray cast high speed steel*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY FORMING – TOTAL TECHNOLOGY FOR ADVANCED MATERIALS. 3., 9-11 Sep. 1996, Cardiff. **Proceedings...** Cardiff: [s. n.], 1996. p. 251-256.

BAIN, R. C.; DUNKIRK, N. Y. *The Nature of martensite*. Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, New York, 1924. v. 70, p. 25-46.

BAKER, R. G.; NUTTING, J. *The Tempering of 2,25% Cr - 1% Mo steel after quenching and normalizing*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Jul. 1959. v. 192, n. 7, p. 257-268.

BALA, P.; KRAWCZYK, J.; HANC, A. *Mössbauer spectroscopic investigation of retained austenite content of high carbon tool steel during isothermal tempering of as quenched samples*. Hyperfine Interactions, Dordrecht, Apr. 2009. v. 190, n. 1-3, p. 23-28.

BANERJEE, B. R. *Embrittlement of high strength tempered alloy martensites*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Feb. 1965. v. 203, n. 2, p. 166-174.

BARBOSA, C. A. *Aços produzidos pelo processo HIP para ferramentas de corte e trabalho a frio*. Revista Máquinas e Metais, São Paulo, n. 364, p. 123-132, mai. 1996.

BARKALOW, R. H.; KRAFT, R. W.; GOLDSTEIN, J. I. *Solidification of M2 high speed steel*. Metallurgical and Materials Transactions B, Russel Township, Apr. 1972. v. 3, n. 4, p. 919-926.

BAYER, A. M.; WALTON, L. R. *Wrought tool steels*. 10th ed. Russel Township: Metals Park, American Society for Metals International, 1990. v. 1, p. 757-779.

BEECH, J.; WARRINGTON, D. H. *M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> to M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> transformation in chromium containing alloys*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, May. 1966. v. 204, n. 5, p. 460-468.

BEISS, P.; WÄHLING, R. *Transverse rupture strength and plastic work of bending of two pm tool steels*. In: WORLD CONFERENCE ON POWDER METALLURGY, 1., 2-6 Jul. 1990, Wembly Conference Center, London. **Proceedings...** London: Brookfield, 1990. p. 140-143.

BELTZ, R. J.; DANKOFF, J. D.; HEACOX, R. A.; McCLELLAN, M. L. *Microstructure and properties of high speed steels produced from solid state micro blended powders*. In: ADVANCES IN POWDER METALLURGY AND PARTICULAR MATERIALS, 2., 21-26 Jun. 1992, San Francisco. **Proceedings...** Princeton: Metal Powder Industries Federation/APMI, 1992. v. 7, p. 369-381.

BENYOUNIS, K. Y.; FAKRON, O. M.; ABOUD, J. H. *Rapid solidification of M2 high speed steel by laser melting*. Materials and Design, Amsterdam, Mar. 2009. v. 30, n. 3, p. 674-678.

BERGMAN, F.; HEDENQVIST, P.; HOGMARK, S. *The Influence of primary carbides and test parameters on abrasive and erosive wear of selected powder metallurgy high speed steels*, Tribology International, Amsterdam, Mar. 1997. v. 30, n. 3, p. 183-191.

BERRY, J. T. *Recent developments in the processing of high speed steels*. Greenwich: Climax Molybdenum Company, 1970. 36 p.

BHADESHIA, H. K. D. H.; BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. W. K. *Steels - microstructures and properties – metallurgy and materials science series*. 3th ed. Boston: Butterworth-Heinemann, 2006. 344 p.

BISCHOF, M.; STARON, P.; CALISKANOGLU, D.; LEITNER, H.; SCHEU, C.; CLEMENS, H. *On the overaging behaviour of tool steel X38 CrMoV 5-3*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Jan. 2008. v. 472, n. 1-2, p. 148-156.

BLICKWEDE, D. J.; COHEN, M. *The isolation of carbides from high speed steel*. Metal Transactions, New York: American Institute of Metallurgical, 1949. v. 185, p. 578-584.

BOCCALINI JÚNIOR, M. *Um Estudo da solidificação do aço rápido AISI M2: efeitos da composição química e da velocidade de resfriamento sobre a microestrutura bruta de fundição*. 1996. 200 p. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1996.

BOCCALINI JÚNIOR, M.; CORRÊA, A. V. O.; DUCHAMP, M.; CORDIER, F. *Solidification of high speed steels effect of melt treatment on the morphology of  $\gamma$ -MC eutectic*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TOOLING, 8., 2-4 Jun. 2009, Aachen. **Proceedings...** Aachen: Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen University, 2009. v. 2, p. 821-832.

BOCCALINI JÚNIOR, M.; CORRÊA, A. V. O.; GOLDENSTEIN, H. *Classificação e caracterização morfológica dos eutéticos  $\gamma$ -M<sub>2</sub>C e  $\gamma$ -MC do aço rápido AISI M2*. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 51., 5-9 ago. 1996, Porto Alegre. **Anais eletrônico...** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996b. v. 3, p. 551-570.

BOCCALINI JÚNIOR, M.; CORRÊA, A. V. O.; GOLDENSTEIN, H. *Rare earth metal induced modification of  $\gamma$ -M<sub>6</sub>C,  $\gamma$ -M<sub>2</sub>C and  $\gamma$ -MC eutectics of the as-cast M2 high speed steel*. Materials Science and Technology, London, Jun. 1999. v. 15, n. 6, p. 621-626.

BOCCALINI JÚNIOR, M.; CORRÊA, A. V. O.; GOLDENSTEIN, H. *Spiral eutectic growth of  $M_2C$  eutectic carbides during solidification of high speed tool steels*. In: INTERAMERICAN COMMITTEE OF SOCIETIES FOR ELECTRON MICROSCOPY, 16., Sep. 1997, Caxambu. **Proceedings...** São Paulo: Acta Microscopica, 1997. v. 6, suppl. A, p. 172-173.

BOCCALINI JÚNIOR, M.; GOLDENSTEIN, H. *Solidification of high speed steels*. International Materials Reviews, London, Feb. 2001. v. 46, n. 2, p. 92-115.

BOCCALINI JÚNIOR, M.; GOLDENSTEIN, H.; MATSUBARA, Y. *Effects of nitrogen and rare earth metals on the morphology of  $\gamma$ - $M_2C$ ,  $\gamma$ - $M_6C$  and  $\gamma$ - $MC$  eutectics of the as-cast M2 high speed steel*. In: INTERNATIONAL COLLOQUIUM EVOLUTION OF CUTTING MATERIALS, 13., Nov. 1996, Saint-Étienne. **Proceedings...** Saint-Étienne: Cercle d'Etudes des Métaux, 1996c. v. 16, p. 6.1-6.12.

BOCCALINI JÚNIOR, M.; MATSUBARA, Y.; GOLDENSTEIN, H. *Effects of cooling rate and C and V contents on DAS and eutectic carbide morphology of as-cast M2 high speed steel*. In: AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY CASTING CONGRESS, 100., 20-24 Apr. 1996, Philadelphia. **Proceedings...** Des Plaines: American Foundrymen's Society, 1996a. v. 83, p. 907-915.

BOCHNOWSKI, W.; LEITNER, H.; MAJOR, L.; EBNER, R.; MAJOR, B. *Primary and secondary carbides in high speed steels after conventional heat treatment and laser modification*. Materials Chemistry and Physics, Amsterdam, v. 81, n. 2-3, p. 503-506, Aug. 2003.

BORGSTRÖM, H.; NYBORG, L. *Liquid phase sintering of ferrous powder metallurgical materials*. Journal of Iron and Steel Research, International, Amsterdam, Jan. 2007. v. 14, n. 1, p. 70-76.

BRADY, G. S.; CLAUSER, H. R.; VACCARI, J. A. *Materials handbook*. 15th ed. New York: McGraw-Hill Professional, Jun. 2002. 1244 p.

BRANDIS, H.; HABERLING, E.; WEIGAND, H. H. *Metallurgical aspects of carbides in high speed steels*. In: SYMPOSIUM ON PROCESSING AND PROPERTIES OF HIGH SPEED TOOL STEELS, 109., 26-28 Feb. 1980, Las Vegas. **Proceedings...** New York: American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 1980. p. 1-18.

BREWIN, P. R.; TOLOVI, B.; NORTHEN, P. D.; FELLGETT, J. A.; WOOD, J. V.; IGHARO, M.; COLEMAN, D. S.; SHAIKH, Q. *Effect of process variables and microstructure on properties of sintered high speed steel for wear applications*. Powder Metallurgy, London, Dec. 1989. v. 32, n. 4, p. 285-290.

BROEK, D. *Elementary engineering fracture mechanics*. 4th ed. rev. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1986. p. 299-308.

CAMBIUCCI, A. F.; MARTINEZ, L. G.; ALCOFORADO, E.; CARDOSO, L. P.; MEI, P. R. *Estudo da dissolução dos carbonetos em um aço rápido AISI M2*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIENCIA DOS MATERIAIS, 12., 8-11 dez., 1996, Águas de Lindóia. **Anais eletrônico...** São Paulo: ABM/ABC/ABPol, 1996. p. 625-628.

CAMBRONERO, L. E. G.; GORDO, E.; TORRALBA, J. M.; RUIZ-PRIETO, J. M. *Comparative study of high speed steels obtained through explosive compaction and hot isostatic pressing*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Mar. 1996. v. 207, n. 1, p. 36-45.

CANDELA, N.; VELASCO, F. J.; TORRALBA, J. M. *Fracture mechanisms in sintered steels with 3.5% (wt) Mo*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Jan. 1999. v. 259, n. 1, p. 98-104.

CARDOSO, P. A. S. L. *Influência dos tratamentos térmicos de têmpera e revenido no processo de nitretação em banho de sais no aço rápido AISI M2*. 1999. 89 p. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1999.

CASELLAS, D.; CARO, J.; MOLAS, S.; PRADO, J. M.; VALLS, I. *Fracture toughness of carbides in tool steels evaluated by*

*nanoindentation*. Acta Materialia, Amsterdam, Aug. 2007. v. 55, n. 13, p. 4277-4286.

CESCON, T. *Desenvolvimento e caracterização de aço rápido contendo nióbio a partir da matriz do aço M2*. 1990. 237 p. Tese (Doutorado em Engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1990.

CHAUS, A. S.; HUDÁKOVÁ, M. *Wear resistance of high speed steels and cutting performance of tool related to structural factors*. International Journal on the Science and Technology of Friction and Wear, Amsterdam, Jun. 2009. v. 267, n. 5-8, p. 1051-1055.

CHAUS, A. S.; RUDNITSKII, F. I. *Effect of modification on the structure and properties of cast W-Mo high speed steels*. Metal Science and Heat Treatment, New York, Feb. 1989. v. 31, n. 2, p. 121-128.

CHUNSHENG, L.; DANZER, R.; FISCHER, F. D. *Fracture statistics of brittle materials: weibull or normal distribution*. Physical Review E, College Park, Jun. 2002. v. 65, n. 6, a. 067102, 4 p.

COHEN, M.; OLSON, G. B. *Dislocation theory of martensitic transformations*. In: Elsevier Publishing Company B. V. *Dislocations in solids*. Amsterdam: Nabarro, F. R. N., 1986. v. 7, c. 37, p. 295-407.

CONSEMULLER, K.; HRIBERNIK, B.; SCHNEIDER, G. *Tool steels present and future*, Progress in Tool steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TOOLING, 4., 1996, Bochum. **Proceedings...** Bochum: Ruhr-University, 1996. p. 491-499.

DATTA, P.; UPADHYAYA, G. S. *Investigation of sintered M2-5wt% Cu steels containing Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles*. Metal Powder Report, Amsterdam, v. 55, n. 12, p. 28-32, Dec. 2000.

DAVENPORT, A. T.; HONEYCOMBE, R. W. K. *The Secondary hardening of tungsten steels*. Metal Science, London, May. 1975. v. 9, n. 5, v. 9, p. 201-208.

DeGARMO, E. P.; BLACK, J. T.; KOHSER, R. A. *Materials and processes in manufacturing*. 8th ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 1997. p. 3-5.

DEMATTÉ, E. *Desenvolvimento e avaliação das propriedades de insertos sinterizados de aços rápidos AISI M2 para usinagem*. 2006. 101 p. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2006.

DOBRZAŃSKI, L. A. *Effects of chemical composition and processing conditions on the structure and properties of high speed steels*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Jan. 1995. v. 48, n. 1-4, p. 727-737.

DOBRZAŃSKI, L. A.; KASPRZAK, W. *The influence of 5% cobalt addition on structure and working properties of the 9-2-2-5, 11-2-2-5 and 11-0-2-5 high speed steels*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Feb. 2001. v. 109, n. 1-2, p. 52-64.

DUBOIS, J.; EPICIER, T.; ESNOUF, C.; FANTOZZI, G.; CONVERT, P. *Neutron powder diffraction studies of transition metal hemi carbides  $M_2C_{1-x}$  - I. Motivation for a study on  $W_2C$  and  $Mo_2C$  and experimental background for an in situ investigation at elevated temperature*. Acta Metallurgica, Amsterdam, Aug. 1988. v. 36, n. 8, p. 1891-1901.

DUNLOP, G. L.; WANG, R. *Development of microstructure during heat treatment of high speed steels*. In: INTERNATIONAL HIGH SPEED STEELS CONFERENCE, 1., 26-28 Mar. 1990, Leoben. **Proceedings...** Weiz: Klampfer GmbH, 1990. v. 1, p. 33-40.

DURAND-CHARRE, M. *Microstructure of steels and cast irons – engineering materials and processes*. Heidelberg: Springer-Verlag, 2004. 404 p.

EBONI, G. A. *Efeito do processamento criogênico na microestrutura e propriedades mecânicas do aço SAE M2 temperado e revenido*. 68 p. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

EGAMI, A., KOIKAWA, A.; HARADA, K. *Recent Trends in Cutting Tools Materials*. Kobelco Technology Review, Kobe, Apr. 1994. Num. 17.

EL-GHAZALY, S.; EL-GAMMAL, T.; EL-SABBAGH, A.; NOFAL, A.; ABBAS, M. *Upgrading the microstructure and the mechanical properties of cast high speed steel*. Steel Research International, Weinheim, Fev. 2001. v. 72, n. 2, p. 58-65.

ENTWISLE, A. R. *The Kinetics of martensite formation in steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Sep. 1971. v. 2, n. 9, p. 2395-2407.

EPICIER, T.; ACEVEDO-REYES, D.; PEREZ, M. *Crystallographic structure of vanadium carbide precipitates in a model Fe-C-V steel*. Philosophical Magazine, London, v. 88, n. 1, p. 31-45, Aug. 2007.

FAIS, A.; MAIZZA, G. *Densification of AISI M2 high speed steel by means of capacitor discharge sintering (CDS)*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Jun. 2008. v. 202, n. 1-3, p. 70-75.

FERNANDES, R. S. *Estudo das propriedades mecânicas do aço rápido tipo M2, em função das temperaturas de sinterização e tratamento térmico*. 82 p. 2006. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências Tecnológicas, Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2006.

FIROUZDOR, V.; NEJATI, E.; KHOMAMIZADEH, F. *Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 high speed steel drill*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Sep. 2008. v. 206, n. 1-3, p. 467-472.

FISCHER, A.; KOHLHASS, E. *Observations on the microstructures of high speed tool steels*. Praktische Metallographie, Munich, Aug. 1975. v. 12, n. 8, p. 393-406.

FISCHMEISTER, H. F.; KARAGÖZ, S.; ANDRÉN, H. -O. *An Atom probe study of secondary hardening in high speed steels*. Acta Metallurgica et Materialia, Amsterdam, Apr. 1988. v. 36, n. 4, p. 817-825.

FISCHMEISTER, H. F.; OLSSON, L. R. *Fracture toughness and rupture strength of high speed steels*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON CUTTING TOOL MATERIALS, 1., 15-17 Sep.



1980, Mitchell. **Proceedings...** Russel Township: American Society for Metals, 1981.

FISCHMEISTER, H. F.; RIEDL, R.; KARAGÖZ, S. *Solidification of high speed tool steels*. Metallurgical and Materials Transactions, Russel Township, Oct. 1989. v. 20, n. 10, p. 2133-2148.

FRAKER, A. C.; STADELMA, H. H.  *$\epsilon$  - carbides of molybdenum-iron, molybdenum-cobalt and molybdenum-nickel*. Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, New York, Dec. 1969. v. 245, n. 12, p. 847-854.

FRANTSEVICH, I. N. *The Place of powder metallurgy in contemporary materials science and technology*. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, New York, Jul. 2000. v. 39, n. 7-8, p. 334-344.

FREDRIKSSON, H.; BRISING, S. *The Formation of carbides during solidification high speed steels*. Scandinavian Journal of Metallurgy, Frederiksberg, Aug. 1976. v. 5, n. 4, p. 243-253.

FREDRIKSSON, H.; HILLERT, M.; NICA, N. *The decomposition of the  $M_2C$  carbide in high speed steel*. Scandinavian Journal of Metallurgy, Frederiksberg, Apr. 1979. v. 8, n. 2, p. 115-122.

FRISK K.; BRATBERG, J.; MARKSTRÖM, A. *Thermodynamic modelling of the  $M_6C$  carbide in cemented carbides and high speed steel*. Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, Amsterdam, Jun. 2005. v. 29, n. 2, p. 91-96.

FROES, F. M. *New techniques widening the scope of powder metallurgy*. Metal Powder Report, Amsterdam, v. 49, n. 9, p. 23-26, Sep. 1994.

GALDA, E. J.; KRAFT, R. W. *The effects of Mo and W on solidification of high speed steels*. Metallurgical and Materials Transactions B, Russel Township, Aug. 1974. v. 5, n. 8, p. 1727-1733.

GAO, H.; BROWN, M. W.; MILLER, K. J. *Mixed-mode fatigue thresholds*. Fatigue of Engineering Materials and Structures, Sheffield, Jan. 1982. v. 5, n. 1, p. 1-17.

- GELLER, Y. *Tool steels*. Moscow: Mir Publishers, 1978. 666 p.
- GERMAN, R. M. *Liquid phase sintering*. New York: Plenum Press, 1985. 264 p.
- GERMAN, R. M. *Supersolidus liquid phase sintering. Part I: Process Review*. International Journal of Powder Metallurgy, London, Jan.-Feb. 1990a. v. 26, n. 1, p. 23-34.
- GERMAN, R. M. *Supersolidus liquid phase sintering. Part II: Densification theory*. International Journal of Powder Metallurgy, London, Jan.-Feb. 1990b. v. 26, n. 1, p. 35-43.
- GERMAN, R. M. *Sintering theory and practice*. New York: Wiley-Interscience, 1996. 568 p.
- GERMAN, R. M. *Supersolidus liquid phase sintering of prealloyed powders*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jul. 1997. v. 28, n. 7, p. 1553-1567.
- GHOMASHCHI, M. R. *Solid state precipitation in M2 grade high speed steel during solidification*. International Journal of Materials Research: Zeitschrift fur Metallkunde, München, Oct. 1985a. v. 76, n. 10, p. 701-703.
- GHOMASHCHI, M. R. *The Morphology of eutectic carbides in M2 grade high speed steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Dec. 1985b. v. 16, n. 12, p. 2341-2342.
- GHOMASHCHI, M. R. *Quantitative microstructural analysis of M2 grade high speed steel during high temperature treatment*. Acta Metallurgica et Materialia, Amsterdam, Sep. 1998. v. 46, n. 14, p. 5207-5220.
- GHOMASHCHI, M. R.; SELLARS, C. M. *Microstructural changes in as-cast M2 grade high speed steel during high temperature treatment*. Metal Science, London, Jan. 1984. v. 18, n. 1, p. 44-48.
- GILL, S. S.; SINGH, H.; SINGH, R.; SINGH, J. *Cryoprocessing of cutting tool materials — a review*. The International Journal of

Advanced Manufacturing Technology, London, Apr. 2010a. v. 48, n. 1-4, p. 175-192.

GILL, S. S.; SINGH, J.; SINGH, R.; SINGH, H. *Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels — a review on the current state of science*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, London, Sep. 2010b.

Disponível em: <<http://www.springerlink.com/content>>. Acesso em: 16 outubro 2010. 24 p.

GIRON, G.; DURAND-CHARRE, M. *High temperature phase-equilibria in the system Fe-Mo-C*. International Journal of Materials Research: Zeitschrift fur Metallkunde, München, Jan. 1995. v. 86, n. 1, p. 15-21.

GLADMAN, T. *The Physical metallurgy of microalloyed steels*. London: The Institute of Materials, 1997. p. 47-56.

GODEC, M.; BATIČ, B. S.; MANDRINO, D.; NAGODE, A.; LESKOVŠEK, V.; ŠKAPIN, S. D.; JENKO, M. *Characterization of the carbides and the martensite phase in powder metallurgy high speed steel*. Materials Characterization, Amsterdam, Apr. 2010. v. 61, n. 4, p. 452-458.

GOLDENSTEIN, H.; SILVA, W. S. da; BOCCALINI JÚNIOR, M. *Tenacidade à fratura do aço rápido M2 fundido, modificado e tratado termicamente*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 15., 9-13 noVol. 2002, Natal. **Anais eletrônico...** Natal: PDCEM/CCET/UFRN, 2002. Trab. 303-002, p. 2726-2732.

GOMES, M. A.; WRIGHT, C. S.; WRONSKI, A. S. *Strength and toughness of sintered plus forged T1 high speed steel*. Journal of Materials Science, Dordrecht, Apr. 1997. v. 32, n. 7, p. 1799-1807.

GONGQI, S.; DING, P.; SHOUZE, Z. *Effect of vanadium on cast carbide in high speed steels*. Materials Science and Technology, London, May. 1992. v. 8, n. 5, p. 449-454.

GORDO, E.; RUBIO, A.; VELASCO, F. J.; TORRALBA, J. M. *Microstructural development of high speed steels metal matrix*

*composites*. Journal of Materials Science Letters, Amsterdam, Nov. 2000. v. 19, n. 22, p. 2011-2014.

GRACIOSO, J. F. F. *Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM*. 115 p. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

GREETHAM, G. *High density high speed steels*. In: WORLD CONFERENCE ON POWDER METALLURGY, 1., 2-6 Jul. 1990, Wembly Conference Center, London. **Proceedings...** London: Brookfield, 1990. p. 206-216.

GRENINGER, A. B.; TROIANO, A. R. *The Mechanism of martensite formation*. Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, New York, 1949. v. 185, p. 590-598.

GRINDER, O. *Powder metallurgy and applications of high speed steels*. In: INTERNATIONAL HIGH SPEED STEEL FORUM CONFERENCE, 1., 2-3 Feb. 2005, Aachen. **Anais eletrônico...** Aachen: [s. n.], 2005. 13 p.

HABERLING, E.; WEIGAND, H. H. *Correlation between mechanical properties, microstructure and performance of high speed tool steels*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIALS, 1., 28-29 Apr. 1981, Middlesex University, London. **Proceedings...** London: the National Physical Laboratory and the Metals Society, 1982. p. 170-175.

HARLIN, P.; OLSSON, M. *Starch consolidation of M3:2 high speed steel - Influence of sintering temperature on mechanical properties*. Powder Metallurgy, London, Mar. 2007a. v. 50, n. 3, p. 232-238.

HARLIN, P.; OLSSON, M. *Starch consolidation of M3:2 high speed steel powder - Influence of process parameters on resulting microstructure*. Powder Metallurgy, London, Apr. 2007b. v. 50, n. 4, p. 345-353.

HARLIN, P.; OLSSON, M. *Abrasive wear resistance of starch consolidated and sintered high speed steel*. International Journal on the Science and Technology of Friction and Wear, Amsterdam, Sep. 2009. v. 267, n. 9-10, p. 1482-1489.

HEINRICH, H. *Os Aços ferramenta*. São Paulo: Edgard Blücher, 1975. p. 55-58.

HELLMAN, M. M.; WISELL, H. *Effects of structure on toughness and gridability of high speed steels*. In: COLLOQUE INTERNATIONAL SUR LES ACIERS À COUPE RAPIDE, 1., 6-7 Nov. 1975, Saint-Étienne. **Bulletins...** Saint-Étienne: Cercle d'Etudes des Métaux, 1975. p. 483-516.

HENDERER, W. E.; TURCOVICH, B. F. *The Significance of the mechanical properties of high speed steel to tool fracture and wear*. In: SYMPOSIUM ON PROCESSING AND PROPERTIES OF HIGH SPEED TOOL STEELS, 109., 26-28 Feb. 1980, Las Vegas. **Proceedings...** New York: American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 1980. p. 19-31.

HILLERT, M.; BORGSTAM, A. *Nucleation of isothermal martensite*. Acta Materialia, Amsterdam, Jun. 2000. v. 48, n. 11, p. 2777-2785.

HOBSON, G.; TYAS, D. S. *High speed steels*. The Minerals, Metals and Materials Society, New York, May. 1968. v. 2, n. 5, p. 144-155.

HONG, S. H.; BAE, J. S.; KIM, Y. J. *Effects of inclusions and tempering temperature on the life of a powder compacting punch*. Engineering Failure Analysis, Amsterdam, Apr. 2003. v. 10, n. 2, p. 237-243.

HORTON, S. A.; CHILD, H. C. *Relationship between structure and fracture behaviour in 6W-5Mo-2V type high speed steel*. Metals Technology, London, Jul. 1983. v. 10, n. 7, p. 245-256.

*HOW IMPORTANT is powder metallurgy high speed steel compared with ferrous P/M in general*. International Journal of Powder Metallurgy, London, Nov.-Dec. 2000. v. 36, n. 8, p. 33.

HOYLE, G. *High speed steels*. Cambridge, London: Butterworth & Co, 1988. 222 p.

HOYLE, G.; INESSON, E. *A modified bend test for hardened tool steels*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Jan. 1959. v. 187, n. 1, p. 44-55.

HUANG, J. Y.; ZHU, Y. T.; LIAO, X. Z.; BEYERLEIN, I. J.; BOURKE, M. A.; MITCHELL, T. E. *Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Jan. 2003. v. 339, n. 1-2, p. 241-244.

HULL, D.; BACON, D. J. *Introduction to dislocations*. 4th ed. Boston: Butterworth-Heinemann, 2001. 242 p.

HUPPMANN, V. J. *Sintering to high density*. International Journal of Powder Metallurgy, London, Sep. 1985. v. 21, n. 3, p.183-191.

HUTCHINGS, I. M. *Tribology: friction and wear of engineering materials*. Boca Raton: CRC Press, 1992. 284 p.

HWANG, K. C.; LEE, S.; LEE, H. C. *Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls: Part I: Microstructural analysis*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Oct. 1998a. v. 254, n. 1-2, p. 282-295.

HWANG, K. C.; LEE, S.; LEE, H. C. *Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls: Part II: Fracture behaviour*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Oct. 1998b. v. 254, n. 1-2, p. 296-304.

IGHARO, M.; WOOD, J. V. *Investigation of M2 high speed steel produced by osprey process*. Powder Metallurgy, London, Jul. 1989. v. 32, n. 2, p. 124-131.

IRVINE, K. J.; PICKERING, F. B. *The Tempering characteristics of low-carbon low-alloy steels*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Feb. 1960. v. 194, n. 2, p. 137-153.

IRVINE, K. J.; CROWE, D. J.; PICKERING, F. B. *The Physical metallurgy of 12% Cr steels*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Aug. 1960. v. 195, n. 8, p. 386-405.

JACK, D. H.; JACK, K. H. *Carbides and nitrides in steel*. Materials Science and Engineering, Lausanne, Jan. 1973. v. 11, n. 1, p. 1-27.

JANOVEC, J.; VÝROSTKOVÁ, A.; SVOBODA, M. *Influence of tempering temperature on stability of carbide phases in 2.6Cr-0.7Mo-0.3V steel with various carbon content*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Feb. 1994. v. 25, n. 2, p. 267-275.

JESUS, E. R. B. de. *Ferramentas de usinagem em aço rápido AISI M2 obtido por conformação por spray*. 2004. 198 p. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2004.

JESUS, E. R. B. de; JESUS FILHO, E. S.; ROSSI, J. L. *Avaliação de desempenho de aço rápido AISI M2 obtido por conformação por spray quando aplicado como ferramenta de usinagem*. Revista Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v. 2, n. 4, p. 19-24, abr./jun. 2006a.

JESUS, E. R. B. de; JESUS FILHO, E. S.; ROSSI, J. L. *Effect of microstructure on properties and performance of spray formed AISI M2 high speed steel*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 15-19 noVol. 2006, Foz do Iguaçu. **Anais eletrônico...** São Paulo: ABM/ABC/ABPol, 2006b. p. 6379-6386.

JOHNSON, A. R. *Fracture toughness of AISI M2 and M7 high speed steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 1977. v. 8, n. 6, p. 891-897.

KAISER, F.; COHEN, M. *Carbides in high speed steel – their nature and quantity*. Metal Progress, Cleveland, Jun. 1952. v. 62, n. 6, p. 79-85.

KAPLOW, R.; RON, M.; DeCRISTOFARO, N. *Mössbauer effect studies of tempered martensite*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 1983. v. 14, n. 6, p. 1135-1145.

KAR, P. K.; UPADHYAYA, G. S. *Liquid phase sintering of powder metallurgy high speed steel*. Powder Metallurgy International, London, Jan. 1990. v. 22, n. 1, p. 23-26.

KARAGÖZ, S.; FISCHMEISTER, H. F. *Niobium-alloyed high speed steel by powder metallurgy*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 1988. v. 19, n. 6, p. 1395-1401.

KARAGÖZ, S.; FISCHMEISTER, H. F. *The Relative contributions of primary carbides and secondary hardening to the performance of high speed steel*. In: INTERNATIONAL HIGH SPEED STEEL CONFERENCE, 1., 26-28 Mar. 1990, Leoben. **Proceedings...** Weiz: Klampfer GmbH, 1990. v. 1, p. 41-51.

KARAGÖZ, S.; FISCHMEISTER, H. F. *Cutting performance and microstructure of high speed steels: Contributions of matrix strengthening and undissolved carbides*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jan. 1998. v. 29, n. 1, p. 205-216.

KARAGÖZ, S.; FISCHMEISTER, H. F.; ANDRÉN, H. -O.; GUANG-JUN, C. *Microstructural changes during overtempering of high speed steels*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 1992, v. 23, n. 6, p.1631-1640.

KARAGÖZ, S.; LIEM, I.; BISCHOFF, E.; FISCHMEISTER, H. F. *Determination of carbide and matrix compositions in high speed steels by analytical electron microscopy*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Dec. 1989. v. 20, n. 12, p. 2695-2701.

KARAGÖZ, S.; RIEDL, R.; GREGG, M. R.; FISCHMEISTER, H. F. *The Role of  $M_2C$  carbides in high speed steels*. Sonderbände der Praktischen Metallographie, München, 1983. v. 14, p. 369-382.

KESRI, R.; HAMAR-THIBAUT, S. *Structures ordonnees a longue distance dans les carbures MC dans les fontes*. Acta Metallurgica, Amsterdam, Jan. 1988. v. 36, n. 1, p. 149-166.

KHACHATURYAN, A. G. *The Structural transformations in solids*. New York: Dover Publications, May. 2008. 592 p.



KHRAISAT, W.; NYBORG, L.; SOTKOVSKI, P. *Effect of silicon, vanadium and nickel on microstructure of liquid phase sintered M3:2 grade high speed steel*. Powder Metallurgy, London, v. 48, n. 1, p. 33-38, Mar. 2005.

KIM, C.; BISS, V.; HOSFORD JUNIOR, W. F. *A New procedure for determining volume fraction of primary carbides in high speed and related tool steels*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Feb. 1982a. v. 13, n. 2, p. 185-191.

KIM, C.; JOHNSON, A. R.; HOSFORD JUNIOR, W. F. *Fracture toughness of AISI M2 high speed steel and corresponding matrix tool steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Sep. 1982b. v. 13, n. 9, p. 1595-1605.

KIM, C. K.; LEE, S.; JUNG, J. -Y.; AHN, S. *Effects of complex carbide fraction on high-temperature wear properties of hardfacing alloys reinforced with complex carbides*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, May. 2003. v. 349, n. 1-2, p. 1-11.

KING, B. A. *Welding and post weld heat treatment of 2.25% Cr - 1% Mo steel*. 2005. 135 ff. Thesis (Master of Engineering – Research) School of Mechanical – Materials and Mechatronic Engineering, University of Wollongong, Wollongong. 2005.

KIRK, F. A. *High speed steel technology and tool steels*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIALS, 1., 28-29 Apr. 1981, Middlesex University, London. **Proceedings...** London: The National Physical Laboratory and the Metals Society, 1982. p. 45-51.

KIRK, F. A.; CHILD, H. C.; LOWE, E. M.; WILKINS, T. J. *High speed steel technology – the manufacturer's viewpoint*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Aug. 1971. v. 209, n. 8, p. 606-619.

KIYONAGA, K. *The Effects of primary carbides on the toughness on high speed tool steels*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE HALL ON TOWARD IMPROVED DUCTILITY AND TOUGHNESS, 8., 25-26 Oct. 1971, Kyoto. **Proceedings...** Tokyo: Climax Molybdenum Development Company, 1972. p. 207-237.

KOSOLAPOVA, T. Y. *Carbides: Properties, production, and applications*. New York: Plenum Press-New York, 1971. 309 p.

KRAUSS, G. *Martensitic transformation, structure, and properties in hardenable steels*. In: SYMPOSIUM ON HARDENABILITY CONCEPTS WITH APPLICATIONS TO STEEL, 1., 24-26 Oct. 1977, Chicago. **Proceedings...** New York: The Minerals, Metals and Materials Society (EE. DOANE, D. V. and KIRKALDY, J. S.), Jan. 1978. p. 229-248.

KRAUSS, G. *Martensite in steel: strength and structure*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Dec. 1999. v. 273-275, n. 1, p. 40-57.

KREMNEV, L. S.; ONEGINA, A. K.; VINOGRADOVA, L. A. *Special features of transformations, structure and properties of molybdenum high speed steels*. Metal Science and Heat Treatment, New York, Nov. 2009. v. 51, n. 11-12, p. 579-584.

KROUPA, A.; HAVRÁNKOVÁ, J.; COUFALOVÁ, M.; SVOBODA, M.; VŘEŠTÁL, J. *Phase diagram in the iron-rich corner of the Fe-Cr-Mo-V-C system below 1000 K*. Journal of Phase Equilibria, New York, Mar. 2001. v. 22, n. 3, p. 312-323.

KULMBURG, A. *The microstructure of tool steels – an overview for the practice. Part I: Classification, systematic and heat treatment of tool steels*. Praktische Metallographie, Munich, Apr. 1998a. v. 35, n. 4, p. 181-202.

KULMBURG, A. *The microstructure of tool steels – an overview for the practice. Part II: Particular microstructural features of the individual groups of steels*. Praktische Metallographie, Munich, Mai. 1998b. v. 35, n. 5, p. 267-279.

KUMAR, K. S.; LAWLEY, A.; KOCZAK, M. J. *Powder metallurgy T15 tool steel: part I. characterization of powder and hot isostatically pressed material*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Nov. 1991. v. 22, n. 11, p. 2733-2745.

KUO, K. *Alloy carbides precipitated during the fourth stage of tempering*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Nov. 1956. v. 184, n. 11, p. 256-258.

KURDJUMOW, G.; SACHS, G. *Über den mechanismus der stahlhärtung*. Zeitschrift für Physik A: Hadrons and Nuclei, Heidelberg, May. 1930. v. 64, n. 5-6, p. 325-343.

KURZYDŁOWSKI, K. J.; ZIELIŃSKI, W. *Mo<sub>2</sub>C → M<sub>6</sub>C carbide transformation in low alloy Cr-Mo ferritic steels*. Metal Science, London, Apr. 1984. v. 18, n. 4, p. 223-224.

KUSIŃSKI, J.; CIAŚ, A.; PIECZONKA, T. M.; SMITH, A. B.; RAKOWSKA, A. *Wear properties of T15 powder metallurgy of high speed steel made indexable inserts after laser surface melting*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Feb. 1997. v. 64, n. 1-3, p. 239-246.

LEATHAM, A. G.; COOMBS, J. S.; FORREST, J. B. *Production methods and economics for spray formed round billets*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE AND EXHIBITION ON POWDER METALLURGY AND PARTICULATE MATERIALS, 1., 14-17 May. 1995, Seattle. **Proceedings...** Seattle: Metal Powder Industries Federation, 1995. v. 2, p. 7.31-39.

LEE, E. -S.; PARK, W. J.; BAIK, K. H.; AHN, S. *Different carbide types and their effect on bend properties of a spray formed high speed steel*. Scripta Materialia, Amsterdam, Sep. 1998a. v. 39, n. 8, p. 1133-1138.

LEE, E. -S.; PARK, W. J.; JUNG, J. Y.; AHN, S. *Solidification microstructure and M<sub>2</sub>C carbide decomposition in a spray formed high speed steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, May. 1998b. v. 29, n. 5, p. 1395-1404.

LEE, E. W.; RAINFORTH, M. W. *Ceramic microstructures: property control by processing*. London, Chapman & Hall, 1994. p. 35.

LEE, H. M.; ALLEN, S. M.; GRUJICIC, M. *Coarsening resistance of M<sub>2</sub>C carbides in secondary hardening steel: Part II. Alloy Design Aided by a thermomechanical database*. Metallurgical and Materials

Transactions A, Russel Township, Dec. 1991. v. 22, n. 12, p. 2869-2876.

LESKOVŠEK, V.; KALIN, M.; VIŽINTIN, J. *Influence of deep cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat treated high speed steel*. Vacuum, Amsterdam, Mar. 2006. v. 80, n. 6, p. 507-518.

LESKOVŠEK, V.; ULE, B. *Improved vacuum heat treatment for fine-blanking tools from high speed steel M2*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Oct. 1998. v. 82, n. 1-3, p. 89-94.

LESLIE, W. C. *The Physical metallurgy of steels*. New York: McGraw-Hill, 1981. p. 200-370.

LEVENFELD, B.; VÁREZ, A.; CASTRO, L.; TORRALBA, J. M. *Processing of powder metallurgy M2 high speed steels by mould casting using thermosetting binders*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Dec. 2001. v. 119, n. 1-3, p. 1-6.

LEVENFELD, B.; VÁREZ, A.; TORRALBA, J. M. *Effect of residual carbon on the sintering process of M2 high speed steel parts obtained by a modified metal injection molding process*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 2002. v. 33, n. 6, p. 1843-1851.

LIBERATI, J. F. *Compactação isostática a quente do pó de aço rápido AISI M2*. 2001. 72 p. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2001.

LICHTENEGGER, G. *Entstehung und Stabilität des  $M_2C$ -Eutektikums in Schnellarbeitsstählen*. 1995. 132 p. Thesis (Doctor in Philosophy) – Department of Materials Science, University of Leoben, Leoben, 1995.

LIMA, E. P. R. *Desenvolvimento e análise de desempenho de ferramentas de aço rápido sinterizadas*. 2008. 85 p. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2008.

LIMA, E. P. R.; NEVES, M. D. M. das; BARBOSA, L. P.; DELJAICOV, S.; AMBROZIO FILHO, F. *Análise do desgaste de*

*ferramentas de corte de aços rápidos submetidos a diferentes temperaturas de tratamento.* In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 18., 24-28 nov. 2008, Porto de Galinhas. **Anais eletrônico...** São Paulo: ABM/ABC/ABPol, 2008b. p. 6670-6681.

LIMA, E. P. R.; NEVES, M. D. M. das; NOGUEIRA, R. A.; OLIVEIRA, L. G. C. de; AMBROZIO FILHO, F. *Effect of different tempering stages and temperatures on microstructure, tenacity and hardness of vacuum sintered high speed steel AISI T15.* Materials Science Forum, Stafa-Zurich, Aug. 2008a. v. 591-593, p. 68-73.

LIMA, E. P. R.; NOGUEIRA, R. A.; RIBEIRO, O. C. S.; ARAUJO FILHO, O. O.; NEVES, M. D. M. das; AMBROZIO FILHO, F. *Influência do método de compactação e das temperaturas e etapas de tratamento térmico na microestrutura e dureza do aço rápido AISI T15 sinterizado a vácuo.* In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 16., 15-19 nov. 2006, Foz do Iguaçu. **Anais eletrônico...** São Paulo: ABM/ABC/ABPol, 2006. p. 4772-4783.

LIMA, F. C. F. de. *Sinterização da liga 50% Fe 50% Ni.* 75 p. 2009. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade São Francisco, Atatiba, 2009.

LIMA, R. M.; JESUS, E. R. B. de; ROSSI, J. L. *Effect of heat treatment on the microstructure of spray formed AISI M2 high speed steel.* Materials Science Forum, Stafa-Zurich, Feb. 2003. v. 416-418, p. 95-100.

LIPATNIKOV, V. N.; GUSEV, A. I.; ETTMAYER, P.; LENGAUER, W. *Phase transformations in non-stoichiometric vanadium carbide.* Journal of Physics: Condensed Matter, Bristol, Jan. 1999. v. 11, n. 1, p. 163-184.

LIPPMANN, N.; LEHMANN, A.; STEINKOPFF, T.; SPIES, H.-J. *Modelling the fracture behaviour of high speed steels using finite element method.* Computational Materials Science, Amsterdam, Dec. 1996. v. 7, n. 1-2, p. 123-130.

LIU, Y.; TANDON, R.; GERMAN, R. M. *Modeling of supersolidus liquid phase sintering: I. Capillary force*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Sep. 1995a. v. 26, n. 9, p. 2415-2422.

LIU, Y.; TANDON, R.; GERMAN, R. M. *Modeling of supersolidus liquid phase sintering: II. Densification*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Sep. 1995b. v. 26, n. 9, p. 2423-2430.

LIU, Z. Y.; LOH, N. H.; KHOR, K. A.; TOR, S. B. *Microstructure evolution during sintering of injection molded M2 high speed steel*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Nov. 2000. v. 293, n. 1-2, p. 46-55.

LIUJIE, X.; SHIZHONG, W.; JIANDONG, X.; YAN, L.; RUI, L. *Phase structure and fine microstructure of in-situ vanadium carbides in cast high vanadium high speed steel*. Metals and Materials International, Dordrecht, Oct. 2006. v. 12, n. 5, p. 371-375.

LOU, B.; AVERBACH, B. L. *Fracture-toughness and fatigue behaviour of matrix-II and M2 high speed steels*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Sep. 1983. v. 14, n. 9, p. 1889-1898.

LUAN, Y.; SONG, N.; BAI, Y.; KANG, X.; LI, D. *Effect of solidification rate on the morphology and distribution of eutectic carbides in centrifugal casting high speed steel rolls*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Feb. 2010. v. 210, n. 3, p. 536-541.

MAGGE, C. L. *The Kinetics of martensite formation in small particles*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Sep. 1971. v. 2, n. 9, p. 2419-2430.

MAGNABOSCO, R. *Relação entre estrutura e propriedades de aços rápidos*. Revista Pesquisa e Tecnologia Fei, São Bernardo do Campo, n. 19, p. 28-32, out. 2000.

MANGONON, P. L. *The Principles of materials selection for engineering design*. Upper Saddle River: Prentice Hall, 1999. 824 p.

MARTINS, I. M.; OLIVEIRA, M. M.; CARVALHINHOS, H. *Wear resistant high speed steel matrix composites*. In: ADVANCES IN POWDER METALLURGY AND PARTICULAR MATERIALS, 2., 21-26 Jun. 1992, San Francisco. **Proceedings...** Princeton: Metal Powder Industries Federation/APMI, 1992. v. 6, p. 213-222.

MATTAR, T.; IBRAHIM, K. M.; FATHY, A.; FARAMAWY, H. el. *Improving the wear resistance of M41 steel by nitrogen alloying and ESR*. Materials Characterization, Amsterdam, May. 2007. v. 58, n. 5, p. 407-415.

MATTEAZZI, P.; WOLF, F. *Mechanomaking of high speed steel AISI M2 powders fabrication*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, May. 1998. v. 246, n. 1-2, p. 235-243.

MATTHEW, B. O. *High speed steel: the development, nature, treatment, and use of high speed steels, together with some suggestions as to the problems involved in their use*. New York: Charleston: BiblioBazaar, 2009. 374 p.

McLAUGHLIN, J.; WAYNE, R.; GOLDSTEIN, J. I. *Characterization of the solidification structures within the dendritic core of M2 high speed steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Nov. 1977. v. 8, n. 11, p. 1787-1792.

MESQUITA, R. A. *Efeito do silício nas propriedades mecânicas e na precipitação secundária do aço ferramenta H11*. 2009. 292 p. Tese (Doutorado em Ciências Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2009.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. *Efeito da temperatura de austenitização na tenacidade do aço rápido M2 medida através do ensaio de flexão*. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 55., 24-28 jul. 2000, Rio de Janeiro. **Anais eletrônico...** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000. p. 2017-2025.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. *High speed steel produced through conventional casting, spray forming and powder metallurgy*. In: INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE, 6., Karlstad, 10-13

Sep. 2002. **Proceedings...** Karlstad: Karlstad University, 2002. v. 1, p. 325-337.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. *Evaluation of as-hipped powder metallurgy high speed steel for production of large diameter cutting tools*. Materials Science Forum, Stafa-Zurich, Feb. 2003. v. 416-418, p. 235-240.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. *Spray forming high speed steel – properties and processing*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, 10 Oct. 2004. v. 383, n. 1, p. 87-95.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. *Uma avaliação das propriedades de desgaste e tenacidade em aços para trabalho a frio*. Revista Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v. 2, n. 2, p. 12-18, out./dez. 2005.

METALS HANDBOOK. *Properties and selection: irons and steels*. 9th ed. Russel Township: Materials Park, American Society for Metals International, 1989. v. 1. 793 p.

MEURLING, F.; MELANDER, A.; TIDESTEN, M.; WESTIN, L. *Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steels and tool steels*. International Journal of Fatigue, Amsterdam, Mar. 2001. v. 23, n. 3, p. 215-224.

MIIHKINEN, V. T. T.; PIETIKAINEN, J. *Fracture toughness, strain hardening and life of AISI M2 high speed steel taps*. Materials Science and Engineering, Lausanne, Feb. 1986. v. 78, n. 1, p. 45-53.

MILLS, B.; REDFORD, A. H. *Machinability of engineering materials*. London and New York: Applied Science Publishers, 1983. 123 p.

MIYATA, K.; KUSHIDA, T.; OMURA, T.; KOMIZO, Y. *Coarsening kinetics of multicomponent MC type carbides in high strength low alloy steels*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Aug. 2003. v. 34, n. 8, p. 1565-1573.

MOON, H. K.; LEE, K. B.; KWON, H. *Influences of Co addition and austenitizing temperature on secondary hardening and impact fracture behaviour in powder metallurgy high speed steels of W-Mo-Cr-V(-Co)*



*system*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Feb. 2008. v. 474, n. 1-2, p. 328-334.

NEUMEYER, T. A.; KASAK, A. *Grain size of high speed tool steels*. Metallurgical and Materials Transactions B, Russel Township, Aug. 1972. v. 3, n. 8, p. 2281.

NISHIYAMA, Z. *X-ray investigation of the mechanism of the transformation from face centered cubic lattice to body centered cubic*. Science Reports of the Tōhoku Imperial University: Series A, Sendai, 1934. v. 23, p. 637-664.

NIU, H. J.; CHANG, I. T. H. *Liquid phase sintering of M3:2 high speed steel by selective laser sintering*. Scripta Materialia, Amsterdam, Jun. 1998. v. 39, n. 1, p. 67-72.

NIZHNIKOVSKAYA, P. E.; TARAN, Y. N.; GRISHINA, O. N. *Carbide transformations in the Fe-C-W and Fe-C-Mo alloys*. Karbidy i Splavy na ikh Osnove: IPM Akad, Nauk (Ukrain), 1976. p. 76-80.

NOGUEIRA, R. A.; ARAUJO FILHO, O. O.; SOUZA, L. F. M.; LIBERATI, J. F.; SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F. *Grain size of commercial high speed steel*. Material Science Forum, Stafa-Zurich, Nov. 2006. v. 530-531, p. 16-21.

NOGUEIRA, R. A.; RIBEIRO, O. C. S.; NEVES, M. D. M. das; SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F. *Effect of heat treatment on microstructure of commercial and vacuum sintered high speed steels AISI M2 and T15*. Material Science Forum, Stafa-Zurich, Nov. 2005. v. 498-499, p. 186-191.

NOVIKOV, I. *Teoria dos tratamentos térmicos dos metais*. Rio de Janeiro: Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1994. 568 p.

ODÉRIZ, E. G. *Refuerzo de aceros rápidos por adición de carburos complejos de tantalio y de nióbio*. 1998. 243 p. Tesis (Doctorado em Ingeniería de Minas) – Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Minas, Universidad Politécnica de Madrid, Madrid, 1998.

ÖĞEL, B.; TEKİN, E. *Correlation of microstructure and failure initiating sites an AISI M2 high speed using vickers indentation*. Steel Research International, Weinheim, Dec. 1990. v. 61, n. 12, p. 624-629.

OLSON, G. B.; COHEN, M. *Early stages of aging and tempering of ferrous martensites*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 1983. v. 14, n. 6, p. 1057-1065.

ROWAN, E. *Causes and effects of internal stresses*. In: SYMPOSIUM ON INTERNAL STRESSES AND FATIGUE OF METALS, 1., 3-5 Sep. 1958, Detroit and Warren: General Motors Research Laboratories. **Proceedings...** Amsterdam: Elsevier Publishing Company B. V., 1959. p. 59-80.

PACYNA, J. *The Effect of low temperature coagulation of carbides on fracture toughness of high speed steels*. Steel Research International, Weinheim, Oct. 1988. v. 59, n. 10, p. 465-468.

PARKER, E. R. *Interrelations of compositions, transformation kinetics, morphology, and mechanical properties of alloy steels*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jul. 1977. v. 8, n. 7, p. 1025-1042.

PARTHÉ, E.; YVON, K. *On the crystal chemistry of the close packed transition metal carbides. II. A proposal for the notation of the different crystal structures*. Acta Crystallographic Section B, Malden, Feb. 1970. v. 26, n. 2, p. 153-163.

PARVATHAVARTHINI, N.; SAROJA, S.; DAYAL, R. K.; KHATAK, H. S. *Studies on hydrogen permeability of 2,25% Cr - 1% Mo ferritic steel: correlation with microstructure*. Journal of Nuclear Materials, Groningen, Feb. 2001. v. 288, n. 2-3, p.187-196.

PICKERING, F. B. *The optimization of microstructures in steels and their relationships to mechanical properties*. In: SYMPOSIUM ON HARDENABILITY CONCEPTS WITH APPLICATIONS TO STEEL, 1., 24-26 Oct. 1977, Chicago. **Proceedings...** New York: The Minerals, Metals and Materials Society (EE. DOANE, D. V. and KIRKALDY, J. S.), Jan. 1978. p. 179-228.

PINNOW, E.; STASKO, W. *Powder metallurgy tools steels*. 10th ed. Russel Township: Metals Park, American Society for Metals International, 1990. v. 1, p. 780-787.

PIONTROWSKI, A.; HARIG, H. *Investigation of the fatigue behaviour of sintered steels*. In: WORLD CONFERENCE ON POWDER METALLURGY, 1., 2-6 Jul. 1990, Wembly Conference Center, London. **Proceedings...** London: Brookfield, 1990. p. 440-450.

PIPPEL, E.; WOLTERS DORF, J.; PÖCKL, G.; LICHTENEGGER, G. *Microstructure and nanochemistry of carbide precipitates in high speed steel S 6-5-2-5*. Materials Characterization, Amsterdam, Jul. 1999. v. 43, n. 1, p. 41-55.

POECH, M. H.; FISHMEISTER, H. F.; HUMMERT, K. *The Fracture toughness of powder metallurgy high speed steel: the influence of primary carbide distribution*. INTERNATIONAL HIGH SPEED STEEL CONFERENCE, 1., 26-28 Mar. 1990, Leoben. **Proceedings...** Weiz: Klampfer GmbH, 1990. v. 1, p. 73-80.

POPESCU, V. I. *The quaternary carbides in ledeburitic steels*. Science Bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science, Bucharest: University Politehnica of Bucharest, Jan./Mar. 2007. v. 69, n. 1, p. 25-34.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. Y. *Phase transformations in metals and alloys*. 3th ed. London: CRC Press, 2009. 616 p.

RAJAN, T. V. *Heat treatment: principles and techniques*. New Delhi: PHI Learning, 2004. 476p.

RAY, P.; PAL, P. K. *High speed steel semis: alternate production routes*. In: WORLD CONFERENCE ON POWDER METALLURGY, 1., 2-6 Jul. 1990, Wembly Conference Center, London. **Proceedings...** London: Brookfield, 1990. p. 159-169.

RAYNOR, D.; WHITEMAN, J. A.; HONEYCOMBE, R. W. K. *Precipitation of molybdenum and vanadium carbides in high purity iron alloys*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Apr. 1966. v. 204, n. 4, p. 349-354.

RIDAL, K. A.; QUARREL, A. G. *Effect of creep deformation upon carbide transformations in ferritic alloy steels*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, May. 1962. v. 200, n. 5, p. 359-373.

RIEDL, R.; KARAGÖZ, S.; FISCHMEISTER, H.; JEGLITSCH, F. *Developments in high speed tool steels*. Journal of Constructional Steel Research, Amsterdam, Aug. 1986. v. 58, n. 8, p. 339-352.

ROBERTS, G. A.; GARY, R. A. *Tool steels*. 4th ed. Russel Township: Metals Park, American Society for Metals, 1980. p. 628-791.

ROBERTS, G. A.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R.; KENNEDY, R. L. *Tool steels*. 5th ed. Russel Township: Materials Park, American Society for Metals International, 1998. 364 p.

ROMANO, P.; LYCKFELDT, O.; CANDELA, N.; VELASCO, F. J. *Water-based processing of high speed steel utilising starch consolidation*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Dec. 2003. v. 143-144, p. 752-757.

ROMANO, P.; VELASCO, F. J.; TORRALBA, J. M.; CANDELA, N. *Processing of M2 powder metallurgy high speed steel by means of starch consolidation*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Mar. 2006. v. 419, n. 1-2, p. 1-7.

RONG, W.; ANDRÉN, H. -O.; WISELL, H.; DUNLOP, G. L. *The Role of alloy composition in the precipitation behaviour of high speed steel*. Acta Metallurgica et Materialia, Amsterdam, Jul. 1992. v. 40, n. 7, p. 1727-1738.

RUBIO A.; GORDO, E.; VELASCO, F. J.; CANDELA, N.; TORRALBA, J. M. *Microstructural development and mechanical properties high speed steels*. Key Engineering Materials, Stafa-Zurich, Feb. 2001. v. 189-191, n. 1, p. 309-314.

SALTYKOV, S. A. *Stereometric Metallograph*. 2th ed. Moscow: Metallurgizdat, 1958. 446 p.

SARIKAYA, M.; JHINGAN, A. K.; THOMAS, G. *Retained austenite and tempered martensite embrittlement in medium carbon steels*.

<http://www.springerlink.com/content/r5745551u1448r10/>  
Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 1983. v. 14, n. 6, p. 1121-1133.

SHERMAN, A, M.; ELDIS, G. T.; COHEN, M. *The aging and tempering of iron-nickel-carbon martensites*. Metallurgical and Materials Transactions A, Russel Township, Jun. 1983. v. 14, n. 6, p. 995-1005.

SCHNEIDER, R.; SCHULZ, A.; BERTRAND, C.; KULMBURG, A.; OLDEWURTE, A.; UHLENWINKEL, V. *The Performance of spray formed tool steels in comparison to conventional route material*. In: INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE, 6., 10-13 Sep. 2002, Karlstad. **Proceedings...** Hagfors: Uddeholms, 2002. v. 2, p. 931-942.

SCHRUFF, I.; SCHÜLER, V.; SPIEGELHAUER, C. *Advanced tool steels produced via spray forming*. In: INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE, 6., 10-13 Sep. 2002, Karlstad. **Proceedings...** Hagfors: Uddeholms, 2002. v. 2, p. 973-990.

SCHRUFF, I.; SCHÜLER, V.; SPIEGELHAUER, C. *Spray forming: the new technology for the production of high grade tool steels*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY DEPOSITION MELT ATOMIZAÇÃO, 2.; INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY FORMING, 5., 22-25 Jun. 2003, Bremen. **Proceedings...** Herstellung: Books on Demand GmbH, v. 1, p. 5.11-25.

SCHWARZENBECH, W. K. *Production reliability by powder metallurgical high speed steel*. Milling Tools, Milling Technique, n. 5, p. 26-28, May. 1995.

SENIOR, B. A. *The Precipitation of laves phase in 9Cr1Mo steels*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, 1 Nov. 1989. v. 119, p. L5-L8.

SERANTONI, C. R.; BOCCALINI JÚNIOR, M. *Nucleation and growth of MC carbides in Fe-V-C alloys*. In: DECENNIAL INTERNATIONAL CONFERENCE ON SOLIDIFICATION PROCESSING, 5., 23-25 Jul. 2007, Sheffield. **Proceedings...** Sheffield: University of Sheffield, 2007. v. 1, p. 234-238.

SERNA, M. M. *Quantificação e identificação de carbonetos no aço ferramenta AISI M2*. 2008. 108 p. Tese (Doutorado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2008.

SERNA, M. M.; GALEGO, E.; ROSSI, J. L. *X-Ray diffraction studies of carbides on the spray formed AISI M2 high speed steel*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 15-19 nov. 2006, Foz do Iguaçu. **Anais eletrônico...** São Paulo: ABM/ABC/ABPol, 2006a. p. 5407-5413.

SERNA, M. M.; JESUS, E. R. B. de; GALEGO, E.; MARTINEZ, L. G.; CORRÊA, H. P. S.; ROSSI, J. L. *An Overview of the microstructures present in high speed steel: carbides crystallography*. Materials Science Forum, Stafa-Zurich, Nov. 2006b, v. 530-531, p. 48-52.

SERNA, M. M.; ROSSI, J. L. *MC complex carbide in AISI M2 high speed steel*. Materials Letters, Amsterdam, Mar. 2009. v. 63, n. 8, p. 691-693.

SHACKELFORD, J. F. *Introduction to materials science for engineers*. 7th ed. Upper Saddle River: Prentice-Hall, Nov. 2008. 600 p.

SHELTON, P. W.; WRONSKI, A. S. *Cracking in M2 high speed steel*. Metal Science, London, Nov. 1983. v. 17, n. 11, p. 533-540.

SHEWMON, P. G. *Transformation in metals*. New Delhi: Indo American Books, 2007. 410 p.

SHTANSKY, D. V.; INDEN, G. *Phase transformation in Fe-Mo-C and Fe-W-C steels – I. The structural evolution during tempering at 700 °C*. Acta Metallurgica et Materialia, Amsterdam, Jul. 1997a. v. 45, n. 7, p. 2861-2878.

SHTANSKY, D. V.; INDEN, G. *Phase transformation in Fe-Mo-C and Fe-W-C steels – II. Eutectoid reaction of  $M_{23}C_6$  carbide decomposition during austenitization*. Acta Materialia, Amsterdam, Jul. 1997b. v. 45, n. 7, p. 2879-2895.

SIGL, L. S.; FISCHMEISTER, H. F. *On the fracture toughness of cemented carbides*. Acta Metallurgica, Amsterdam, Apr. 1987. v. 36, n. 4, p. 887-897.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. *Aços e ligas especiais*. 2. ed. rev. E ampl. Villares Metals, São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 664 p.

SILVA, W. S. da. *Estudo da tenacidade à fratura do aço rápido M2 fundido, modificado e tratado termicamente*. 152 p. 2001. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

SIMCHI, A.; KHAKBIZ, M. *Densification and microstructure formation of systems based on high speed steel M2-SiC-Cu at low temperature vacuum sintering*. Powder Metallurgy Progress, Watsonova, Oct. 2003. v. 3, n. 4, p. 165-174.

SIQUARA, P. C. *Influência da microestrutura nas propriedades físicas e mecânicas de aços 2,25Cr-1Mo usados em ambientes ricos em hidrogênio*. 2006. 122 p. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R. J. *Modern physical metallurgy and materials engineering*. 6th ed. London: Butterworth-Heinemann, 1999. 438 p.

SMITH, W. F. *Structure and properties of engineering alloys*. 2th ed. New York: McGraw-Hill Science, 1993. 672 p.

SNYDER, R. W.; GRAFF, H. F. *Study of grain size in hardened high speed steel*. Metal Progress, Cleveland, Apr. 1938. v. 48, n. 4, p. 377-380.

SOARES JÚNIOR, E. *Efeito do tratamento térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços ferramenta para trabalho a frio*. 84 p. 2006. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2006.

SPEICH, G. R.; LESLIE, W. C. *Tempering of steels*. Metallurgical and Materials Transactions B, Russel Township, May. 1972. v. 3, n. 5, p. 1043-1053.

SPITZIG, W. A.; SMELSER, R. E.; RICHMOND, O. *The evolution of damage and fracture in iron compacts with various initial porosities*. Acta Metallurgica, Amsterdam, May. 1988. v. 36, n. 5, p. 1201-1211.

STEVENSON, R. W. *Powder metallurgy tools steels*. 9th ed. Russel Township: Metals Handbook, American Society for Metals, 1984. v. 7, p. 784-793.

STILLER, K.; KARAGÖZ, S.; ANDRÉN, H. -O.; FISCHMEISTER, H. *Secondary hardening in high speed steels*, Journal de Physique – Colloque C6, Paris, Nov. 1987. v. 48, n. 11, p. 405-410.

STILLER, K.; SVENSSON, L. E.; HOWELL, P. R.; RONG, W.; ANDRÉN, H. -O.; DUNLOP, G. L. *High resolution microanalytical study of precipitation in a powder metallurgical high speed steel*. Acta Metallurgica, Amsterdam, Sep. 1984. v. 32, n. 9, p. 1457-1467.

STRAFFELINI, G.; FONTANARI, V.; MOLINARI, A. *Comparison of impact and slow bend behaviour of powder metallurgy ferrous alloys*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Jun. 1998. v. 248, n. 1-2, p. 153-160.

SUPOV, A. V.; ALEKSANDROVA, N. M.; PAREN'KOV, S. A.; KAKABADZE, R. V.; PAVLOV, V. P. *Metallographic problems of the production of parts from continuously cast high speed steels*. Metal Science and Heat Treatment, New York, Sep. 1998. v. 40, n. 9, p. 354-359.

ŠUŠTARŠIČ, B.; KOSEC, L. *Engineering properties of Fe-MoS<sub>2</sub> powder mixtures, powder*. In: POWDER METALLURGY WORLD CONGRESS, 3., 18-22 Oct. 1998, Granada. **Proceedings...** Shrewsbury: European Powder Metallurgy Association, 1998. v. 1, p. 316-321.

ŠUŠTARŠIČ, B.; KOSEC, L.; DOLINSEK, S.; PODGORNIK, B. *The Characteristics of vacuum sintered M3:2 type high speed steels with MoS<sub>2</sub> addition*. Journal of Materials Processing Technology, Amsterdam, Dec. 2003. v. 143-144, n. 12, p. 98-104.



TAKAJO, S.; NITTA, N. Observation of liquid phase sintering of a high speed steel powder. In: WORLD ROUND TABLE CONFERENCE ON SINTERING, 6., 2-6 Sep. 1985, Herceg-Noví. **Proceedings...** New York: Plenum Press, 1987. p. 189-196.

TAKIGAWA, H.; MANTO, H.; KAWAI, N.; HOMMA, K. *Properties of high speed steels produced by powder metallurgy*. The International Journal of Powder Metallurgy and Powder Technology, Princeton, Oct. 1981. v. 8, n. 4, p. 196-201.

TALACCHIA, S.; AMADOR, J.; URCOLA, J. J. *Novel high speed steels sintered below 1150 °C*. Metal Powder Report, Amsterdam, Jun. 1995. v. 50, n. 6, p. 16-20.

TANDON, R.; GERMAN, R. M. *Supersolidus-transient liquid phase sintering using superalloy powders*. International Journal of Powder Metallurgy, London, Oct. 1994. v. 30, n. 4, p. 435-444.

TARAN, Y. N.; IVANOV, L. I.; MOSHKEVICH, L. D. *Morphology of the eutectic in Fe-W-C alloys*. Metal Science and Heat Treatment, New York, Jan. 1972. v. 14, n. 1-2, p. 3-6.

TARAN, Y. N.; NIZHNIKOVSKAYA, P. F.; POGREBNOI, É. N. *The nature of angular carbides in high speed steel*. Metal Science and Heat Treatment, New York, Feb. 1974. v. 16, n. 2, p. 104-107.

TARAN, Y. N.; NIZHNIKOVSKAYA, P. F.; SNAGOVSKII, L. M.; VULKELICH, S. B.; NESTERENKO, A. M. *Eutectic in tungsten-molybdenum high speed steel*. Metal Science and Heat Treatment, New York, Oct. 1979. v. 21, n. 10, p. 791-795.

TARASENKO, L. V. *Rules of formation of the chemical composition of  $M_{23}C_6$  multicomponent carbide in high temperature steels*. Metal Science and Heat Treatment, New York, Jan. 2000. v. 42, n. 1-2, p. 7-12.

TEKIN, E.; KELLY, P. M. *Secondary hardening of vanadium steels*. Journal of the Iron and Steel Institute, London, Jul. 1965. v. 203, n. 7, p. 715-720.

TEKİN, E.; ÖĞEL, B. *Fracture toughness testing of AISI M2 high speed steel*. In: CONFERENCE MATERIALS TESTING, 10., 7-11 Oct. 1991, Budapest. **Proceedings...** Budapest: [s. n.], 1991. p. 178-183.

THELNING, K. E. *Steel and its heat treatment*. 2th ed. London: Butterworths, 1984. 678 p.

THOMSON, R. C. *Characterization of carbides in steels using atom probe field-ion microscopy*. Materials Characterization, Amsterdam, Jan. 2000. v. 44, n. 1, p. 219-233.

THÜMMLER, F.; OBERACKER, R. *An Introduction to powder metallurgy*. The Institute of Materials on Powder Metallurgy, London: Series Editors I. Jenkins and J. V. Wood, 1993. 332 p.

TISZA, M. *Physical metallurgy for engineers*. Russel Township: Materials Park, American Society for Metals International, 2001. 401 p.

TRABADELO, V.; GIMÉNEZ, S.; ITURRIZA, I. *Microstructural characterization of vacuum sintered T42 powder metallurgy high speed steel after heat treatments*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Jan. 2009. v. 499, n. 1-2, p. 360-367.

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. *Metal cutting*. 4th ed. Boston: Butterworth-Heinemann, 2000. 472 p.

TSAI, M. C.; YANG, J. R. *Microstructural degeneration of simulated heat-affected zone in 2,25Cr-1Mo steel during high-temperature exposure*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Jan. 2003. v. 340, n. 1-2, p. 15-32.

UPADHYAYA, B. S. *Nature and properties of refractory carbides*. Commack- New York: Nova Science Publishers Inc., 1996. 545 p.

UPADHYAYA, B. S. *Sintered metallic and ceramic materials: preparation, properties, and applications*. Chichester, New York: Wiley, 2000. 670 p.

UPADHYAYA, B. S.; UPADHYAYA, A. *Materials science and engineering*. Anshan, 2007. 700 p.

USTINOVSHCHIKOV, Y. I. *Secondary hardening mechanism of alloy steels*. Metal Science, London, Jun. 1984. v. 18, n. 7, p. 337-344.

VÁREZ, A.; PORTUONDO, J.; LEVENFELD, B.; TORRALBA, J. M. *Processing of powder metallurgy T15 high speed steels by mould casting using thermosetting binders*. Materials Chemistry and Physics, Amsterdam, Jan. 2001. v. 67, n. 1-3, p. 43-48.

VELASCO, F. J.; ISABEL, R.; ANTÓN, N.; MARTÍNEZ, M. A.; TORRALBA, J. M. *TiCN—high speed steel composites: sinterability and properties*. Composites: Part A: Applied Science and Manufacturing, Amsterdam, Jun. 2002. v. 33, n. 6, p. 819-827.

VERHOEVEN, J. D. *Fundamentals physical metallurgy*. New York: John Wiley & Sons, 1975. 592 p.

VERSACI, R. A. *Stability of carbides in M2 high speed steel*. Journal of Materials Science Letters, Amsterdam, Mar. 1988. v. 7, n. 3, p. 273-275.

VILLARES METALS: Aços rápidos. Catálogo técnico. Jul. 2003. Disponível em: <http://www.villaresmetals.com.br>. Acesso em: 14 abril 2009.

VÝROSTKOVÁ, A.; KROUPA, A.; JANOVEC, J.; SVOBODA, M. *Carbide reactions and phase equilibria in low alloy Cr-Mo-V steels tempered at 773-993 K. Part I: Experimental measurements*. Acta Materialia, Amsterdam, Dec. 1997. v. 46, n. 1, p. 31-38.

WÄHLING, R.; ARNHOLD, V. *Manufacture and applications of sintered high speed steels performs*. Metal Powder Report, Amsterdam, v. 43, n. 3, p. 188-192, Mar. 1988.

WANG, J.; LAI, Z.; FRIESEL, M.; LODDING, A.; YANG, Y. *Effects of additive silicon on sintered density of water atomized M2 high speed steel powder compacts*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE AND EXHIBITION ON POWDER METALLURGY AND PARTICULATE MATERIALS, 1., 14-17 May. 1995, Seattle. **Proceedings...** Seattle: Metal Powder Industries Federation, 1995. v. 3, p. 10117-10128.

WANG, M.; MU, S.; S, F.; WANG, Y. *Influence of rare earth elements on microstructure and mechanical properties of high speed steel rolls*. Journal of Rare Earths, Beijing, Aug. 2007. v. 25, n. 4, p. 490-494.

WANG, R.; DUNLOP, G. L. *The Crystallography of secondary carbide precipitation in high speed steels*, Acta Metallurgica, Amsterdam, Oct. 1984. v. 32, n. 10, p. 1599-1984.

WASSERMANN, G. Archiv für das Eisenhüttenwesen. 1933. v. 6, p. 347.

WATMOUGH, T.; GOUWENS, P. R. *Cast high speed steels*. Transactions of the American Foundrymen's Society, Des Plaines, Apr. 1966. v. 74, p. 769-789.

WIEßNER, M.; KLEBER, S.; KULMBURG, A. *In-situ investigation during tempering of a high speed steel with X-ray diffraction*. Particle and Particle Systems Characterization, Weinheim, May. 2006. v. 22, n. 6, p. 407-417.

WIEßNER, M.; LEISCH, M.; EMMINGER, H.; KULMBURG, A. *Phase transformation study of a high speed steel powder by high temperature X-ray diffraction*. Materials Characterization, Amsterdam, Jul. 2008. v. 59, n. 7, p. 937-943.

WILLIAMS, J. A. *Engineering tribology*. London: Cambridge University Press, 2005. 508 p.

WILSON, R. *Metallurgy and heat treatment of tool steels*. London: McGraw-Hill, 1975. 378 p.

WOOD, J. V.; HORLOCK, A.; BEE, J. V. *Modifications to high speed steels by rapid solidification*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Feb. 1988. v. 98, n. 1, p. 433-436.

WRIGHT, C. S.; WRONSKI, A. S.; ITURRIZA, I. *Development of robust processing routes for powder metallurgy high speed steels*. Materials Science and Technology, London, Sep. 2000. v. 16, n. 9, p. 945-957.

XU, L.; XING, J.; WEI, S.; ZHANG, Y.; LONG, R. *Artificial neural network prediction of retained austenite content and impact toughness of high vanadium high speed steel*. Materials Science and Engineering A, Lausanne, Oct. 2006. v. 433, n. 1-2, p. 251-256.

YAMASAKI, S. *Modeling precipitation of carbides in martensitic steels*. 2004. 207 p. Dissertation (Doctor in Philosophy) – University of Cambridge, Cambridge, 2004.

YANG, J.; ZOU, D. -N.; LI, X. -M.; DU, Z. -Z. *Effect of rare earth on microstructures and properties of high speed steel with high carbon content*. Journal of Iron and Steel Research, International, Amsterdam, Jan. 2007. v. 14, n. 1, p. 47-52.

YU, T. H.; YANG, J. R. *Effect of retained austenite on GPM A30 high speed steel*. Journal of Materials Engineering and Performance, New York, Aug. 2007. v. 16, n. 4, p. 500-507.

ZAPATA, W. C.; COSTA, C. E. *Novos aços rápidos sinterizados resistentes ao desgaste*. In: SEMINÁRIO DE METALURGIA DO PÓ, 4., São Paulo, 1991. **Anais...** São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1991. p. 201-222.

ZHANG, L.; LIU, F.; LI, Z.; ZHOU, K. *Overview of the supersolidous liquid phase sintering of powder metallurgy high speed steel*. Materials Review, Changsha, Mar. 2005. v. 19, n. 3, 12 p.

ZHOU, X. F.; FANG, F.; LI, F.; JIANG, J. Q. *Morphology and microstructure of  $M_2C$  carbide formed at different cooling rates in AISI M2 high speed steel*. Journal of Materials Science, Amsterdam, 16 Sep. 2010. 7 p.

Disponível em:

<<http://www.springerlink.com/content/p112602210520u4k/>>. Acesso em: 10 outubro 2010.