INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**ESTUDO COMPARATIVO DE AÇOS RÁPIDOS AISI M3:2
PRODUZIDOS POR DIFERENTES PROCESSOS DE FABRICAÇÃO**

OSCAR OLIMPIO DE ARAUJO FILHO

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para a obtenção do Grau
de Doutor em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear – Materiais.**

**Orientador:
Dr. Francisco Ambrozio Filho**

São Paulo

2006

A Oscar Olimpio de Araujo (in memorian)
A Ney Quadros

AGRADECIMENTOS

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares pela oportunidade de realizar esse trabalho.

A Universidade de São Paulo (USP).

Ao Dr. Francisco Ambrozio Filho pela orientação profissional, correta e honesta no decorrer desse trabalho.

Aos meus pais Oscar e Maria José (in memorian), aos meus irmãos Paulo Ricardo (in memorian), Suzana, Luiz Marcelo e Marco André.

Aos colegas do Laboratório de Metalurgia do Pó, Dr. Maurício David Martins das Neves, Dr. João Franklin Liberati, Dr. Franciné Alves da Costa, Dr. Henrique Akira Ishii, Dr. João Vicente Zampieron, Dr. Sidney José Buso, Dr. Américo Almeida Filho, Dra. Hamilta Oliveira, Eng^a. Valéria Gonçalves, MSc. Emmanuel Pacheco Rocha Lima, Químico Industrial Luis Carlos Elias da Silva e Bel. Iara Maria Espósito.

Aos colegas da EPUSP MSc. Maria do Carmo Amorim e MSc. Wanderson Santana.

Ao Dr. Edval Gonçalves de Araujo pela sua amizade e ajuda por ocasião do decorrer do trabalho.

Ao Dr. Cezar Henrique Gonzalez pelas sugestões para as correções do trabalho.

Aos alunos de iniciação científica Eng^a. Déborah Desimone e Silva, Eng. Fernando Kawata e Leonardo Muniz pela ajuda, amizade e por me darem a oportunidade de influenciar nas suas formações.

A Bacharel Odília Cordeiro de Souza Ribeiro.

A Dra. Rejane Aparecida Nogueira.

Aos técnicos do Centro de Ciências e tecnologia de Materiais (CCTM) e em particular a Nildemar Aparecido Ferreira, Celso Vieira de Moraes, Glauson Aparecido Machado, Carlos Alberto Beraldo, Dileuza Galissi, Osvaldo Araujo, Pedro P. Freitas, Msc. Edson P. Soares, Eliel Oliveira, Mariano Castagnet, René Ramos de Oliveira, Olandir V. Correia, Jenedite Nascimento, Marcelo Oliveira, Msc. Vanderlei Ferreira.

Ao Centro de Processamento de Pós (CPP).

Aos Doutores Waldemar A. Monteiro, Angelo Fernando Padilha, Hidetoshi Takiishi, José Roberto Martinelli, José Carlos Bressiani, Jesualdo L. Rossi, Isolda Costa, Eliana N. S. Muccilo, Lucio Salgado, Marina Fuser Pillis, Ricardo Leal Neto, Luis Filipe C. P. de Lima, Luis G. Martinez, Lusinete P. Barbosa, Nelson B. Lima, Valter Ussui e Msc Claudio Rocha.

Aos gerentes do CCTM Dr. Arnaldo H. P. Andrade e Dr. Lalgudi V. Ramanathan.

As secretarias do CCTM Marlene P. Marcelino e Elizabeth dos Santos pelo auxilio das questoes burocraticas.

As secretarias da CPG Ilse Puglia, Ana Maria Maiorino e Vera Lucia Garcia e ao Sr. Fernando Moreira.

A Família Castro e Silva Vidal, Dr. Walter, Dona Sandra, Walter Filho, Luis Filipe e Raphaela por terem me adotado como filho e irmão.

A todos que direta e indiretamente colaboraram para a realização desse trabalho.

ESTUDO COMPARATIVO DE AÇOS RÁPIDOS AISI M3:2 OBTIDOS POR DIFERENTES PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Oscar Olimpio de Araujo Filho

RESUMO

Neste trabalho aços rápidos ao molibdênio AISI M3:2 obtidos por diferentes processos de fabricação, submetidos ao mesmo procedimento de tratamento térmico, foram avaliados no que concerne às propriedades mecânicas de resistência à ruptura transversal e dureza. Os materiais em questão constaram dos aços rápidos comerciais Sinter 23 obtido por metalurgia do pó, o aço rápido VWM3C obtido pelo processo convencional e o aço rápido M3:2 obtido por uma técnica de metalurgia do pó que consiste de compactação uniaxial a frio de pós atomizados a água com e sem a adição de uma pequena quantidade de carbono na forma de grafite (0,3% em massa) e sinterização a vácuo com fase líquida. Esses aços rápidos foram avaliados através da comparação de suas propriedades. O aço rápido M3:2 foi sinterizado a vácuo podendo vir a se constituir numa alternativa economicamente mais viável do que o aço rápido MP Sinter 23 obtido por uma técnica de sinterização por compactação isostática a quente e com propriedades similares ao aço rápido processado pela rota convencional. A caracterização do aço rápido sinterizado a vácuo consistiu de medidas de densidades do compactado e após a sinterização. A sinterização produziu uma microestrutura aceitável e densidades próximas da densidade teórica desse aço rápido. A resistência à ruptura transversal foi avaliada através de ensaios de flexão em três pontos e a dureza através de medidas de dureza Rockwell C e Vickers. Os aços rápidos foram avaliados no que tange à microestrutura por uma técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Estabeleceu-se assim uma relação entre a microestrutura e a resistência à ruptura transversal desses aços após o tratamento térmico. Uma técnica de difração de raios X foi utilizada para a determinação das fases presentes e detecção da austenita retida. A contribuição desse trabalho consiste na avaliação da relação microestrutura / propriedades mecânicas desses aços rápidos bem como na viabilização do aço rápido sinterizado a vácuo.

COMPARATIVE STUDY OF AISI M3:2 HIGH SPEED STEEL PRODUCED THROUGH DIFFERENT TECHNIQUES OF MANUFACTURING

Oscar Olimpio de Araujo Filho

ABSTRACT

In this work AISI M3:2 high speed steels obtained through different techniques of manufacturing, submitted to the same heat treatment procedure were evaluated by measuring their mechanical properties of transverse rupture strength and hardness. Sinter 23 obtained by hot isostatic pressing (HIP), VWM3C obtained by the conventional route and a M3:2 high speed steel obtained by cold compaction of water atomized powders and vacuum sintered with and without the addition of a small quantity of carbon were evaluated after the same heat treatment procedure. The vacuum sintered M3:2 high speed steel can be an alternative to the more expensive high speed steel produced by hot isostatic pressing and with similar properties presented by the conventional one. The characterization of the vacuum sintered M3:2 high speed steel was performed by measuring the densities of the green compacts and after the sintering cycle. The sintering produced an acceptable microstructure and densities near to the theoretical. The transverse rupture strength was evaluated by means of three point bending tests and the hardness by means of Rockwell C and Vickers tests. The technique of scanning electronic microscopy (SEM) was used to evaluate the microstructure and to establish a relation with the property of transverse rupture strength. The structure was determined by means of X-ray diffraction (XRD) patterns and the retained austenite was detected to all the conditions of heat treatment. The main contribution of this work is to establish a relation between the microstructure and the mechanical property of transverse rupture strength and to evaluate the AISI M3:2 vacuum sintered high speed steel as an alternative to the similar commercial high speed steels.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS DO TRABALHO DE PESQUISA	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Aços rápidos	4
3.2 Aços rápidos ao tungstênio	5
3.3 Aços rápidos ao molibdênio	5
3.4 Carbonetos complexos que precipitam nos aços rápidos ao molibdênio	6
3.5 Obtenção dos aços rápidos	7
3.5.1 Obtenção dos aços rápidos pelo processo convencional	8
3.5.2 Aços rápidos obtidos pela metalurgia do pó	10
3.5.3 Aços rápidos M/P obtidos por sinterização a vácuo	11
3.6. Tratamentos térmicos dos aços rápidos	16
3.7 Visão geral do tratamento térmico	17
3.7.1 Recozimento	17
3.7.2 Pre-aquecimento	17
3.7.3 Austenitização	18
3.7.4 Têmpera	19
3.7.5 Revenimento	20
3.8 Dureza secundária e o quinto estágio do revenido	21
3.9 Fratura	23
3.9.1 Tenacidade à fratura	23
3.9.2 Conceito de trinca	24
3.10 Modos de separação na ponta da trinca	25
3.11 Elementos da mecânica da fratura	25
3.12 Tenacidade à fratura de aços rápidos	26
4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL	30
4.1 Aquisição dos aços rápidos AISI M3:2	30
4.1.1 Aquisição do aço obtido por compactação isostática a quente	30
4.1.2 Aquisição do aço rápido convencional VWM3C	30
4.1.3 Obtenção do aço rápido por sinterização com fase líquida	31
4.2 Fabricação dos corpos de prova para o ensaio de flexão em três pontos	31
4.3 Resistência à ruptura transversal (TRS)	37
4.4 Tratamentos térmicos	38
4.5 Ensaio de dureza e microdureza	40
4.6 Difração de raios X	40
4.7 Determinação da composição química dos aços rápidos	41
4.8 Determinação do tamanho de grão	41
4.9 Determinação do tamanho dos carbonetos primários	42
4.10 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	42
4.11 Difração de Laser - Análise de tamanho de partícula do pó do aço rápido AISI M3:2	43

4.12	Preparação do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo	43
4.12.1	Compactação do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo	43
4.12.2	Preparação do aço rápido AISI M3:2 sinterizado	43
4.13	Sinterização do aço rápido M3:2 com adição de 0,3% carbono na forma de grafite	44
4.14	Tratamento térmico de recozimento após o processo de sinterização a vácuo	45
4.15	Densidade	46
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	47
5.1	Materiais – Caracterização e processamento	47
5.1.1	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	47
5.1.1.1	Sinter 23 e VWM3C	47
5.1.2	Aço rápido convencional VWM3C (barra quadrada de 64 mm)	48
5.2	Dureza Vickers	50
5.2.1	Dureza Vickers do Sinter 23	50
5.2.2	Dureza Vickers do aço rápido convencional VWM3C (barra quadrada de 64 mm).....	50
5.3	Microdureza Vickers	50
5.3.1	Microdureza Vickers do Sinter 23	50
5.3.2	Microdureza do aço rápido convencional VWM3C	50
5.4.	Análise química- fluorescência de raios X e combustão direta para a determinação do teor de carbono	51
5.4.1	Composição química do Sinter 23	51
5.4.2	Composição química do aço convencional VWM3C	51
5.4.4	Composição química do pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc	52
5.5.	Difração de Laser - Análise de tamanho de partícula do pó do aço rápido AISI M3:2	53
5.6.	Microscopia eletrônica de varredura do pó do aço rápido AISI M3:2	53
5.7.	Difração de raios X	54
5.7.1	Difração de raios X do Sinter 23	54
5.7.2	Difração de raios X do pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc.	55
5.7.3	Difração de raios X do aço rápido convencional VWM3C	55
5.8.	Obtenção do aço rápido AISI M3:2 por sinterização a vácuo (com fase líquida)	56
5.8.1	– Microscopia eletrônica de varredura do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo	60
5.8.2	Difração de raios-X do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo	63
5.8.3.	Microanálise de EDS do aço rápido M32 sinterizado a vácuo	65
5.8.4.	Obtenção do aço rápido AISI M3:2 por sinterização a vácuo com adição de grafite (com fase líquida)	67
5.8.4.1	Introdução	67
5.9.	Microanálise de EDS do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vacuo .	73
5.10	Microscopia eletrônica de varredura, resistência à ruptura transversal e diâmetro médio de carboneto primário dos aços rápido AISI M3:2	77
5.10.1	Micrografias de MEV dos aços rápidos AISI M3:2	78
5.11	Dureza Rockwell C e Vickers dos aços rápidos AISI M3:2	112
5.12	Tamanho médio de grão austenítico	124

6. CONCLUSÕES	162
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	167
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	168

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1:	Microestrutura do aço rápido obtido pelo processo convencional	14
Figura 3.2:	Microestrutura do aço rápido obtido pela metalurgia do pó	14
Figura 3.3:	Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23. Ataque químico: Nital 3%	15
Figura 3.4:	Micrografia de MEV da secção transversal do VWM3C barra quadrada de 64 mm. Elétrons retroespalhados. Sem ataque químico .	15
Figura 3.5:	Ciclo de tratamento térmico de um aço rápido	22
Figura 3.6:	Efeito do revenimento na dureza	23
Figura 3.7:	Formação de trinca em um reticulado cristalino	24
Figura 3.8:	Os três modos de fratura: (a) modo I de abertura, (b) modo II de deslizamento, (c) modo III de rasgamento	25
Figura 4.1:	Geometria do corpo de prova de TRS dos aços rápidos Sinter 23 e VWM3C segundo as Normas ASTM B 528-99 e MPIF Standard 41.	31
Figura 4.2:	Geometria do corpo de prova de TRS dos aços rápidos AISI M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de carbono na forma de grafite	32
Figura 4.3:	Dispositivo de fixação dos corpos de prova para o ensaio de TRS segundo a Norma ASTM B 528 –99	32
Figura 4.4:	Amostra de TRS do aço rápido Sinter 23 após o tratamento térmico especificado e retificação nas suas dimensões finais	33
Figura 4.5:	Amostra de TRS do aço rápido Sinter 23 preparada para o ensaio de flexão em três pontos	33
Figura 4.6:	Esquema do corte dos corpos de prova de TRS da barra quadrada de 64 mm de lado do aço rápido convencional VWM3C	34
Figura 4.7:	Esquema do corte dos corpos de prova de TRS do tarugo de secção circular de 57 mm de diâmetro do aço rápido Sinter 23	34
Figura 4.8:	Esquema da retirada de material para a fabricação de corpos de prova de TRS do Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento)	35

Figura 4.9:	Esquema da retirada de material para a fabricação de corpos de prova de TRS do Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento)	35
Figura 4.10:	Esquema da retirada de material para a fabricação de corpos de prova de TRS do aço rápido convencional VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento)	36
Figura 4.11:	Esquema da retirada material para a fabricação de corpos de prova de TRS do aço rápido VWM3C na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento)	36
Figura 4.12:	Barra quadrada de lado 64 mm do aço rápido convencional VWM3C	37
Figura 4.13:	Tarugo de 57 mm de diâmetro do aço rápido Sinter 23	38
Figura 4.14:	Ciclo de tratamento térmico, banho de sal	39
Figura 4.15:	Determinação do tamanho de grão austenítico pelo método Snyder-Graff	42
Figura 4.16:	Ciclo de sinterização do aço rápido M3:2 para a temperatura de 1260 °C	44
Figura 4.17:	Misturador de Turbula utilizado na obtenção do aço rápido M3:2 com adição de 0,3% de carbono (grafite)	45
Figura 4.18:	Esquema do tratamento térmico de recozimento dos aços rápidos AISI M3:2 com e sem a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite	46
Figura 5.1:	Micrografia de MEV da secção transversal do Sinter 23. Elétrons secundários. Sem ataque químico	47
Figura 5.2:	Micrografia de MEV da direção de laminação do Sinter 23. Elétrons secundários. Sem ataque químico	48
Figura 5.3:	Micrografia de MEV da secção transversal do VWM3C barra quadrada de 64 mm. Elétrons retroespalhados. Sem ataque químico .	48
Figura 5.4:	Micrografia de MEV da secção transversal do VWM3C barra quadrada de 64 mm. Elétrons retroespalhados. Sem ataque químico .	49
Figura 5.5:	Micrografia de MEV da direção de laminação do VWM3C barra quadrada de 64 mm. Elétrons retroespalhados. Sem ataque químico .	49
Figura 5.6:	Análise da distribuição de tamanho de partícula do pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc.	53
Figura 5.7:	Micrografia de MEV do pó do aço rápido AISI M3:2	53

Figura 5.8:	Difratograma do aço rápido Sinter 23 como recebido	54
Figura 5.9:	Difratograma do pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. Cu- $k\alpha$	55
Figura 5.10:	Difratograma do aço rápido convencional VWM3C como recebido ..	55
Figura 5.11:	Gráfico da densidade versus temperatura de sinterização	57
Figura 5.12:	Densificação em função da temperatura de sinterização	58
Figura 5.13:	Gráfico do TRS versus temperatura de sinterização	58
Figura 5.14:	Disposição das amostras do aço rápido AISI M3:2 no forno para sinterização	60
Figura 5.15:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1240 °C. Sem ataque químico. Elétrons secundários	60
Figura 5.16:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1250 °C. Sem ataque químico. Elétrons secundários	61
Figura 5.17:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1260 °C. Sem ataque químico. Elétrons retroespalhados	61
Figura 5.18:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1263 °C. Sem ataque químico. Elétrons retroespalhados + secundários	62
Figura 5.19:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1270 °C. Sem ataque químico. Elétrons retroespalhados + secundários	62
Figura 5.20:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1275 °C. Sem ataque químico. Elétrons retroespalhados	63
Figura 5.21:	Difratograma do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo (radiação Cu- $k\alpha$)	64
Figura 5.22:	Difratograma do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo após o tratamento térmico de recozimento (radiação Cu- $k\alpha$)	65
Figura 5.23:	Microanálise de EDS da fase matriz do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo	66
Figura 5.24:	Microanálise de EDS do carboneto M_6C do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo	66
Figura 5.25:	Microanálise de EDS do carboneto MC do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo	67

Figura 5.26:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1230 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	68
Figura 5.27:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1240 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	68
Figura 5.28:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1250 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	68
Figura 5.29:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1260 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	68
Figura 5.30:	Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1270 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	69
Figura 5.31:	Ciclo de sinterização do aço rápido M3:2 + 0.3%C na temperatura ótima de 1240 °C	69
Figura 5.32:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0.3%C na condição “como sinterizado” na temperatura ótima de sinterização de 1240 °C. Cu- $k\alpha$	70
Figura 5.33:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0.3%C após o tratamento térmico de recozimento a 870 °C durante 1 hora. Cu- $k\alpha$..	71
Figura 5.34:	Densidade em função da temperatura de sinterização	72
Figura 5.35:	Densificação em função da temperatura de sinterização	72
Figura 5.36:	Resistência à ruptura transversal em função da temperatura de sinterização	72
Figura 5.37:	Microanálise de EDS da fase matriz do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vácuo	74
Figura 5.38:	Microanálise de EDS do carboneto M_6C do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vácuo	75
Figura 5.39:	Microanálise de EDS do carboneto MC do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vácuo	75

Figura 5.40:	Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	77
Figura 5.41:	Microanálise de EDS identificando o carboneto do tipo M_6C (rico em tungstênio, molibdênio e ferro)	78
Figura 5.42:	Microanálise de EDS identificando o carboneto do tipo MC (rico em vanádio)	78
Figura 5.43:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	78
Figura 5.44:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	78
Figura 5.45:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	79
Figura 5.46:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	79
Figura 5.47:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	79
Figura 5.48:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	79
Figura 5.49:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	80
Figura 5.50:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	80

Figura 5.51:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	80
Figura 5.52:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	80
Figura 5.53:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	81
Figura 5.54:	5.54 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	81
Figura 5.55:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	81
Figura 5.56:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	81
Figura 5.57:	Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	82
Figura 5.58:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	82
Figura 5.59:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	82
Figura 5.60:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	83

Figura 5.61:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	83
Figura 5.62:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	83
Figura 5.63:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	83
Figura 5.64:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	84
Figura 5.65:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	84
Figura 5.66:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenido a 580°C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	84
Figura 5.67:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenido a 580°C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	84
Figura 5.68:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	85
Figura 5.69:	Micrografia de MEV do VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	85
Figura 5.70:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	85

Figura 5.71:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	85
Figura 5.72:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	86
Figura 5.73:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	86
Figura 5.74:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	86
Figura 5.75:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	86
Figura 5.76:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	87
Figura 5.77:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	87
Figura 5.78:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	87
Figura 5.79:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	87
Figura 5.80:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	88
Figura 5.81:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	88

Figura 5.82:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1120 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	88
Figura 5.83:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1120 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	88
Figura 5.84:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1120 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	89
Figura 5.85:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	89
Figura 5.86:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	89
Figura 5.87:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	89
Figura 5.88:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	90
Figura 5.89:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	90
Figura 5.90:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	90
Figura 5.91:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	90

Figura 5.92:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	91
Figura 5.93:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	91
Figura 5.94:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	91
Figura 5.95:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	91
Figura 5.96:	Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	92
Figura 5.97:	Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	92
Figura 5.98:	Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	92
Figura 5.99:	Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	93
Figura 5.100:	Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	93
Figura 5.101:	Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	93
Figura 5.102:	Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	93

Figura 5.103: Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	94
Figura 5.104: Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	94
Figura 5.105: Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	94
Figura 5.106: Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	94
Figura 5.107: Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	95
Figura 5.108: Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	95
Figura 5.109: Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	95
Figura 5.110: Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários	95
Figura 5.111: Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	96
Figura 5.112: Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	96
Figura 5.113: Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	96

Figura 5.114:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	96
Figura 5.115:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	97
Figura 5.116:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	97
Figura 5.117:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	97
Figura 5.118:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	97
Figura 5.119:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	98
Figura 5.120:	Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	98
Figura 5.121:	Gráfico da resistência à ruptura transversal em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 540 °C	101
Figura 5.122:	Gráfico do diâmetro médio de carboneto primário em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 540 °C	101
Figura 5.123:	Gráfico da resistência à ruptura transversal em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 560 °C	102
Figura 5.124:	Gráfico do diâmetro médio de carboneto primário em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 560 °C	102

Figura 5.125: Gráfico da resistência à ruptura transversal em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 580 °C	103
Figura 5.126: Gráfico do diâmetro médio de carboneto primário em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 580 °C	103
Figura 5.127: Isotropia do aço rápido Sinter 23 para todas as condições de tratamento térmico investigadas	107
Figura 5.128: Isotropia do aço rápido convencional VWM3C para todas as condições de tratamento térmico investigadas	108
Figura 5.129: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 520 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	109
Figura 5.130: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 520 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	109
Figura 5.131: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenimento a 520 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	109
Figura 5.132: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 520 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	109
Figura 5.133: Gráfico da resistência à ruptura transversal do aço rápido convencional VWM3C em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 520 °C	110
Figura 5.134: Gráfico do diâmetro médio de carboneto primário do aço rápido convencional VWM3C em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 520 °C	111
Figura 5.135: Resultados de dureza Vickers para a temperatura de revenimento de 540°C	119
Figura 5.136: Resultados de dureza Vickers para a temperatura de revenimento de 560°C	119

Figura 5.137: Resultados de dureza Vickers para a temperatura de revenimento de 580°C	120
Figura 5.138: Resultados de dureza Rockwell C para a temperatura de revenimento de 540°C	120
Figura 5.139: Resultados de dureza Rockwell C para a temperatura de revenimento de 560°C	121
Figura 5.140: Resultados de dureza Rockwell C para a temperatura de revenimento de 580°C	121
Figura 5.141: Resultados de dureza HRC em função da temperatura de austenitização para os aços rápidos Sinter 23, VWM3C e M3:2 com e sem a adição de 0,3%C sinterizados a vácuo austenitizados e temperados	122
Figura 5.142: Gráfico do tamanho médio de grão austenítico em função da temperatura de austenitização	125
Figura 5.143: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1120 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	126
Figura 5.144: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	126
Figura 5.145: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	126
Figura 5.146: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	127
Figura 5.147: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	127
Figura 5.148: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1120 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	127
Figura 5.149: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	128
Figura 5.150: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	128

Figura 5.151: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	128
Figura 5.152: Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	128
Figura 5.153: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	129
Figura 5.154: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	129
Figura 5.155: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	129
Figura 5.156: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	129
Figura 5.157: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	130
Figura 5.158: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	130
Figura 5.159: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	130
Figura 5.160: Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	130
Figura 5.161: Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	131
Figura 5.162: Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	131

Figura 5.163: Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	131
Figura 5.164: Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: nital a 3%. Elétrons retroespalhados	131
Figura 5.165: Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	132
Figura 5.166: Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	132
Figura 5.167: Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	132
Figura 5.168: Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados	132
Figura 5.169: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α	133
Figura 5.170: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α	133
Figura 5.171: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α	134
Figura 5.172: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α	134
Figura 5.173: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α	135
Figura 5.174: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α	135
Figura 5.175: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α	136

Figura 5.176: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	136
Figura 5.177: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	137
Figura 5.178: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	137
Figura 5.179: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	138
Figura 5.180: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	138
Figura 5.181: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	139
Figura 5.182: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	139
Figura 5.183: Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	140
Figura 5.184: Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 520 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	140
Figura 5.185: Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	141
Figura 5.186: Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	141
Figura 5.187: Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	142
Figura 5.188: Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 520 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	142
Figura 5.189: Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	143
Figura 5.190: Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	143
Figura 5.191: Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	144

Figura 5.192:	Difratograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenimento a 520 °C. Radiação Cu- α	144
Figura 5.193:	Difratograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α	145
Figura 5.194:	Difratograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α	145
Figura 5.195:	Difratograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α	146
Figura 5.196:	Difratograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 520 °C. Radiação Cu- α	146
Figura 5.197:	Difratograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α	147
Figura 5.198:	Difratograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α	147
Figura 5.199:	Difratograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α	148
Figura 5.200:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α	148
Figura 5.201:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α	149
Figura 5.202:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α	149
Figura 5.203:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α	150
Figura 5.204:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α	150
Figura 5.205:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α	151
Figura 5.206:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α	151
Figura 5.207:	Difratograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α	152

Figura 5.208: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	152
Figura 5.209: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$..	153
Figura 5.210: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$..	153
Figura 5.211: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$..	154
Figura 5.212: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	154
Figura 5.213: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	155
Figura 5.214: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	155
Figura 5.215: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	156
Figura 5.216: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	156
Figura 5.217: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	157
Figura 5.218: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	157
Figura 5.219: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	158

Figura 5.220: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	158
Figura 5.221: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	159
Figura 5.222: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	159
Figura 5.223: Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- $k\alpha$	160

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Datas significativas no desenvolvimento de aços rápidos para ferramentas	4
Tabela 4.1: Procedimento de tratamento térmico utilizado para os aços rápidos AISI M3:2	39
Tabela 4.2: Fases e respectivos padrões utilizados para indexar os espectros de difração de raios X (DRX) das amostras dos aços rápidos investigados	41
Tabela 5.1: Dureza Vickers do Sinter 23 no estado recozido	50
Tabela 5.2: Dureza Vickers do VWM3C no estado recozido	50
Tabela 5.3: Microdureza Vickers do Sinter 23 no estado recozido	50
Tabela 5.4: Microdureza Vickers do VWM3C no estado recozido	51
Tabela 5.5: Análise química do aço rápido Sinter 23	51
Tabela 5.6: Análise química do aço rápido VWM3C	52
Tabela 5.7: Análise química do pó aço rápido M3:2 fornecido pela Coldstream Inc.	52
Tabela 5.8: Composição química do pó do aço rápido M3:2 que consta do certificado de qualidade fornecido pela Coldstream Inc.	56
Tabela 5.9: Densidades do aço rápido AISI M3:2 para as várias temperaturas de sinterização	56
Tabela 5.10: Densificação do aço rápido AISI M3:2 para as várias temperaturas de sinterização	57
Tabela 5.11: TRS do aço rápido AISI M3:2 para as várias temperaturas de sinterização	58
Tabela 5.12: Densidade e TRS para a temperatura de sinterização de 1263 °C	59
Tabela 5.13: Teor de carbono do aço rápido AISI M3:2	63
Tabela 5.14: Microanálise de EDS das fases matriz, carbonetos M_6C e MC do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo	65
Tabela 5.15: Densidades em função da temperatura de sinterização	73
Tabela 5.16: Densificação em função da temperatura de sinterização	73
Tabela 5.17: TRS do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C (grafite) para as várias temperaturas de sinterização	73

Tabela 5.18: Resultados de EDS das fases matriz, carbonetos M_6C e MC do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vácuo	74
Tabela 5.19: Teor de carbono do aço rápido M3:2 com a adição de 0,3% em massa de carbono na forma de grafite	76
Tabela 5.20: TRS dos aços rápidos AISI M3:2	99
Tabela 5.21: Tamanhos de carbonetos primários dos aços rápidos AISI M3:2	100
Tabela 5.22: Resistência à ruptura transversal e diâmetro médio de carboneto primário do aço rápido VWM3C para a temperatura de revenimento de 520 °C	111
Tabela 5.23: Resultados de dureza Vickers para todas as condições de tratamento térmico do aço rápido Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento)	114
Tabela 5.24: Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente	114
Tabela 5.25: Resultados de dureza Vickers para todas as condições de tratamento térmico do aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente	115
Tabela 5.26: Resultados de dureza Rockwell C para todas as condições de tratamento térmico do aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente	115
Tabela 5.27: Resultados de dureza Vickers do aço rápido VWM3C na direção transversal a do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico	116
Tabela 5.28: Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido VWM3C na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico	116
Tabela 5.29: Resultados de dureza Vickers do aço rápido VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico	117
Tabela 5.30: Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico	117

Tabela 5.31: Resultados de dureza do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HV)	118
Tabela 5.32: Resultados de dureza do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HRC)	118
Tabela 5.33: Resultados de dureza do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HV)	119
Tabela 5.34: Resultados de dureza do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HRC)	119
Tabela 5.35: Resultados de dureza Rockwell C dos seis aços investigados	123
Tabela 5.36: Resultados de tamanho médio de grão austenítico (μm)	125

1. INTRODUÇÃO

Na indústria de produção mecânica, peças podem ser fabricadas por processos diversos tais como conformação plástica, que inclui forjamento, laminação, trefilação, extrusão, etc, ou por usinagem, onde se destacam os processos de torneamento, fresamento, retífica, etc, nos quais a forma, a dimensão e o acabamento final são obtidos por uma ferramenta com remoção de material (geração de cavacos). Essas ferramentas, designadas como ferramentas de corte, vêm desempenhando um papel preponderante no desenvolvimento industrial. Desde o início dos tempos, o homem utiliza as ferramentas como uma extensão das mãos e para proporcionar um aumento de força e de torque. De acordo com Payson, até o final do século XIX as ferramentas de corte consistiam de um aço de baixa liga (um aço ao carbono com até 5% em peso de elementos de liga), temperado em água ou óleo e revenido, com exceção de uma quantidade relativamente pequena feita do aço temperável ao ar desenvolvido por Mushet, que observou que a adição de manganês poderia tornar os aços mais duros ^[1].

A capacidade de um material para ser utilizado como ferramenta de corte, ou seja, gerar cavacos preservando sua dureza ao longo da sua vida, possibilitando reafiações do gume, dá uma medida da estabilidade térmica do material e denomina-se dureza a quente. Esta propriedade é um dos requisitos que um material para ferramenta de corte não pode prescindir juntamente com outros tais como, estabilidade química (não deve reagir com o material a ser usinado), dureza a frio, tenacidade, pouca tendência à oxidação e caldeamento, profundidade de endurecimento que se relaciona com as tensões internas que podem se desenvolver, etc ^[1]. A adição de tungstênio bem como de outros elementos de liga tais como cromo e vanádio revelou-se efetiva no sentido de incrementar a dureza a quente dos aços permitindo uma maior velocidade de corte com uma maior geração de cavacos, possibilitando um tempo maior entre reafiações, aumentando a vida da ferramenta e por conseguinte a produção. Como uma consequência do aumento da velocidade de corte, preservando a capacidade de cortar, denominou-se esses materiais de aços rápidos. Taylor e White no início do século XX introduziram os aços rápidos, sendo que o primeiro deles

denominado T1, com algo em torno de 0,75% de carbono, 18,0% de tungstênio, 4,0% de cromo e 1,0% de vanádio em peso, temperado a uma temperatura próxima da de fusão, posteriormente revenidos na faixa de temperatura entre 500 e 600 °C, apresentaram elevada dureza a quente da ordem de 60-70 HRC, preservando essa dureza até uma temperatura de 600 °C ^[2]. Originalmente desenvolvidos para operações de usinagem que envolvem elevadas temperaturas, os aços rápidos consistem de uma solução de uma matriz endurecida com um elevado volume de carbonetos complexos, desenvolvidos pelo tratamento térmico, que resistem ao coalescimento quando em serviço ^[3]. Nenhum material para ferramenta combina máxima resistência ao desgaste, tenacidade e resistência ao amolecimento do gume a elevadas temperaturas como os aços rápidos. No entanto, as aplicações dos aços rápidos não se restringem apenas as ferramentas de corte podendo ser estendidas a aplicações em que requisitos severos devem se fazer presentes como em molas, conectores, válvulas e mancais para utilização em altas temperaturas.

Os aços rápidos se inserem no contexto da competitividade industrial que engloba a evolução tecnológica e mercados com demandas cada vez mais exigentes, fazendo com que os produtos se alterem constantemente no intuito de reduzir custos e melhorar as propriedades. Aços rápidos com performance melhorada tem sido objeto de pesquisa nos últimos anos. Entenda-se por performance melhorada, o desenvolvimento de materiais que permitam sua utilização com maiores potências de corte (velocidades de corte e avanços incrementados). O tratamento térmico aplicado aos aços rápidos constitui uma etapa crucial no desempenho da ferramenta, o que por si só, justifica de maneira inequívoca um enfoque mais acurado no estudo do mesmo.

O capítulo 1 trata da introdução do trabalho.

O capítulo 2 discorre sobre os objetivos do trabalho e a justificativa para o desenvolvimento do mesmo.

O capítulo 3 apresenta uma revisão bibliográfica do trabalho.

O capítulo 4 explica a metodologia experimental utilizada.

O capítulo 5 traz os resultados e discussão.

O capítulo 6 lista as conclusões pertinentes ao trabalho.

O capítulo 7 faz sugestões a serem desenvolvidas em trabalhos futuros.

O capítulo 8 lista as referencias bibliográficas citadas ao longo do trabalho.

2. OBJETIVOS DO TRABALHO DE PESQUISA

Os objetivos deste trabalho de pesquisa consistem em:

- Estabelecer uma comparação entre aços rápidos AISI M3:2 submetidos ao mesmo procedimento de tratamentos térmicos, preparados por diferentes processos de fabricação, levando-se em consideração as suas propriedades mecânicas e a microestrutura;
- Estudar os efeitos do procedimento de tratamento térmico de endurecimento, que consiste de austenitização, têmpera e revenimento, levando-se em consideração a relação microestrutura / propriedades mecânicas, no sentido de se estabelecer uma sequência de tratamento térmico otimizada que combine elevada resistência ao desgaste (dureza a quente) e tenacidade, ou seja, qualidade da ferramenta.
- Avaliar a viabilização do aço rápido obtido por sinterização com fase líquida (sinterizado a vácuo) como uma alternativa ao aço rápido obtido por compactação isostática a quente (HIP) e ao aço rápido fabricado pelo processo convencional;

Justifica-se assim o trabalho.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços rápidos

Aços rápidos são materiais para ferramentas largamente desenvolvidos para aplicações em operações de usinagem. Inicialmente, os aços rápidos destinaram-se à confecção de ferramentas de corte, tais como bits, brocas, alargadores, fresas, facas fellows, machos e fresas helicoidais. Posteriormente, aplicações como matrizes, punções e componentes estruturais em que o binômio, elevada solicitação/alta temperatura, seja um requisito como no caso de mancais para aeronaves e componentes de bombas. Há duas classificações ou dois grupos, empregadas pela AISI relacionando 25 aços rápidos: aços rápidos ao molibdênio (grupo M) e aços rápidos ao tungstênio (grupo T). O molibdênio foi substituindo o tungstênio gradualmente em decorrência da escassez do último constituindo atualmente a maior parte dos aços rápidos produzidos (mais de 95% nos EUA). A tabela 3.1 resume a evolução dos aços rápidos ao longo do século XX.

Tabela 3.1- Datas significativas no desenvolvimento de aços rápidos para ferramentas ^[2].

<i>Data</i>	<i>Desenvolvimento</i>
1903	Protótipo do aço rápido 0,70%C, 14%W, 4%Cr para ferramenta de corte.
1904	Adição ao protótipo de 0,30%V.
1906	Introdução da fusão em forno elétrico.
1910	Introdução do aço rápido de composição 18-4-1 (18%W-4%Cr-1%V)(AISI T1).
1912	Adição de 3-5% Co para incrementar a dureza a quente.
1923	Adição de 12% Co para incrementar a velocidade de corte.
1939	Introdução dos aços rápidos de elevados teores de C e V (M4 e T15).
1940-1952	Substituição crescente do tungstênio pelo molibdênio.
1961	Introdução dos aços rápidos superduros com elevados teores de C e Co.
1970	Introdução dos aços rápidos obtidos por metalurgia do pó (P/M).
1980	Desenvolvimento dos super aços rápidos para ferramentas de corte sem cobalto.

3.2 Aços rápidos ao tungstênio

Apresentam em sua composição tungstênio, cromo, vanádio, cobalto e carbono. O aço rápido T1 foi desenvolvido a partir da pesquisa de Taylor e White. A partir desse trabalho inicial, o teor de vanádio foi sendo incrementado até algo em torno de 1,0%.

O grupo T dos aços rápidos apresenta elevada dureza a quente e resistência ao desgaste (abrasão). Esse endurecimento, quando o aço é temperado em óleo ou sal fundente, pode ser obtido para secções de até 76 mm (3") de espessura e magnitude da ordem de 65 HRC ou mais. Os elevados teores de carbono e de elementos de liga geram um grande número de carbonetos duros e resistentes ao desgaste. Esses carbonetos formam-se de maneira particular nos aços contendo mais de 1,5% V e mais do que 1,0% C. O tipo T15 é o que apresenta a mais elevada resistência ao desgaste.

A temperatura a partir da qual os aços rápidos do grupo T devem ser temperados se situa na faixa entre 1205 °C e 1300 °C [2,4].

A dureza máxima varia com o teor de carbono e, em um grau menor, com o teor dos elementos de adição. Aqueles com elevados teores de carbono que formam carbonetos duros, como é o caso do T15, usualmente exibem dureza da ordem de 67 Rockwell C (HRC).

3.3 Aços rápidos ao molibdênio

O molibdênio foi substituindo gradualmente o tungstênio devido à escassez da oferta do último no mercado, o que levou a uma redução no custo do material. Como o molibdênio tem um peso atômico que corresponde a algo em torno de 50% do peso atômico do tungstênio, então, metade apenas de molibdênio em peso é suficiente para substituir uma determinada quantidade de tungstênio em peso na composição do material [5]. Em resumo, metade apenas de molibdênio é requerida para gerar a mesma quantidade de carbonetos complexos que o tungstênio forma e que, adequadamente tratados (tratamento térmico de têmpera seguida de revenimento), endurecem o material.

Os aços rápidos ao molibdênio foram utilizados inicialmente como ferramentas de corte. Esses aços rápidos (grupo M) apresentam em sua composição molibdênio, tungstênio, cromo, vanádio, cobalto e carbono como principais elementos de liga. Em relação aos aços rápidos do grupo T, estes exibem uma tenacidade levemente melhor para uma mesma dureza. No entanto, as propriedades mecânicas dos dois grupos são similares.

Os aumentos dos teores de carbono e vanádio incrementam a resistência ao desgaste. O aumento do teor de cobalto aumenta a temperatura na qual o amolecimento do gume se verifica, no entanto com redução da tenacidade.

Os aços rápidos desse grupo são muito susceptíveis a descarbonetação que se observa especialmente naqueles com elevados teores de molibdênio e baixos teores de tungstênio em suas composições. Essa peculiaridade pode conduzir a danos no material quando do tratamento térmico de austenitização (solubilização no domínio monofásico da austenita). Portanto, esses aços são particularmente sensíveis à temperatura e à atmosfera de austenitização. A têmpera produz um endurecimento profundo. No entanto, a temperatura de austenitização é um pouco mais baixa daquela em que são tratados os aços do grupo T. A dureza máxima é obtida quando temperados na faixa de temperatura entre 1175 °C a 1230 °C ^[2,3]. Quanto mais elevado o teor de carbono, mais elevada a dureza, que pode atingir 66 HRC. A adição de cobalto aos aços com alto teor de carbono eleva a dureza até 70 HRC, no entanto, esses aços apresentam uma utilização restrita. Para as utilizações mais usuais o tratamento térmico é ajustado obtendo-se valores de dureza entre 66 e 68 HRC.

3.4 Carbonetos complexos que precipitam nos aços rápidos ao molibdênio

A presença de carbonetos na matriz dos aços rápidos aumenta a resistência à abrasão protegendo a superfície da ferramenta do desgaste a elevadas temperaturas e pressões ^[6]. Esse incremento é relativo ao volume total e à dureza dos carbonetos.

Aços rápidos são caracterizados por uma extensa faixa de solidificação e reações eutéticas complexas que resultam na segregação de elementos de liga e a formação de diferentes tipos de carbonetos durante a solidificação. O tipo, o tamanho e a distribuição dos carbonetos afetam as propriedades mecânicas desses aços ferramentas. Os aços rápidos ao molibdênio formam os carbonetos M_2C , M_6C , $M_{23}C_6$ e MC que dependem da taxa de resfriamento e da composição e onde M representa a soma dos átomos de metais ^[7]. Os três últimos tipos de carbonetos têm estrutura cúbica de face centrada (CFC). O carboneto M_6C corresponde aos carbonetos complexos Fe_4W_2C ou Fe_4Mo_2C , que dissolve não apenas quantidades variáveis de ferro, tungstênio e molibdênio mas dissolve também cromo e vanádio. Entretanto, pode ser considerado como um carboneto rico em tungstênio ou molibdênio. O $M_{23}C_6$ que corresponde ao carboneto $Cr_{23}C_6$ também é capaz de dissolver ferro, tungstênio, molibdênio e vanádio. O carboneto MC corresponde ao carboneto VC ou

V_4C_3 . O carboneto MC ou VC dissolve quantidades limitadas de outros elementos metálicos, mas é essencialmente um carboneto de vanádio. Outro carboneto encontrado é o M_2C , hexagonal, onde M representa o tungstênio (W) ou o molibdênio (Mo) e constitui uma fase metaestável que se forma durante o resfriamento rápido através de uma reação eutética ou em aços rápidos com elevado teor de carbono e que deteriora a trabalhabilidade e a tenacidade. O carboneto M_2C quando recozido a elevadas temperaturas acima de 1000 °C se decompõe em carbonetos primários M_6C e MC ^[7,8].

Durante o tratamento térmico de austenitização que ocorre a uma temperatura um pouco abaixo de 900 °C, o teor de carbono na matriz é baixo e virtualmente todos os carbonetos estão fora de solução. No aquecimento, acima de 900 °C, o carboneto $M_{23}C_6$ começa a dissolver e continua até uma temperatura em torno de 1100 °C, quando fica totalmente em solução dissolvido na matriz. O carboneto M_6C começa a dissolver a 1150 °C e continua até que a temperatura “solidus” seja atingida. O carboneto MC rico em vanádio resiste a dissolução e pequenas quantidades, que dissolvem reprecipitam por ocasião do endurecimento secundário. Alguma quantidade do carboneto M_6C permanece fora de solução à temperatura “solidus”. Nos aços rápidos austenitizados a temperaturas mais elevadas, a retenção de carbonetos é necessária para prevenir o crescimento de grão. Nos aços rápidos, o vanádio é utilizado para prevenir o crescimento de grão ^[9,10].

3.5 Obtenção dos aços rápidos

Os aços rápidos são formados por uma fase de carbonetos (20 a 30%) dispersos em uma matriz rica em elementos formadores de carbonetos (W, V, Mo, Cr) e uma quantidade suficiente de carbono de maneira a satisfazer os requisitos estequiométricos dos carbonetos e promover um endurecimento da matriz.

Os aços rápidos podem ser obtidos pela via convencional ou seja fusão seguida de vazamento em uma lingoteira, conformação mecânica, tratamentos térmicos (recozimento, austenitização, têmpera e revenimento) e usinagem (retificação). A metalurgia do pó é um processo que possibilita a obtenção do material quando o processo convencional não é factível, ou seja quando o processo convencional, por ocasião da solidificação, forma eutéticos produzindo um material com estrutura dendrítica e segregação, o que torna a estrutura grosseira e não-uniforme (ver figura 3.1). A mais séria consequência da segregação de carbonetos em uma grande escala é o efeito fragilizante. Esses carbonetos

podem se constituir em rotas favoráveis de propagação de trincas e devido a sua presença há uma redução na energia requerida para a fratura ou seja um decréscimo na tenacidade [11,12]. O acréscimo do teor de carbono promove uma melhora das propriedades de corte dos aços rápidos. O aumento contínuo dos carbonetos, com o aumento do teor de carbono não se verifica na prática, ocorrendo sim, por ocasião do lingotamento, a formação de um reticulado de grandes carbonetos eutéticos grosseiros e que conferem fragilidade ao material. Uma alternativa exequível seria submeter o material a grandes trabalhos de deformação por forjamento ou laminação, o que ensejaria um rompimento da estrutura segregada que resulta da solidificação e uma conseqüente fragmentação dos carbonetos. A rede ou células de carbonetos eutéticos é geralmente reduzida durante o processo de deformação a quente. Desde que essa rede de carbonetos formada durante a solidificação tem uma considerável influência nas propriedades mecânicas, sendo portanto de primordial importância o controle e a distribuição desses carbonetos. A rede de carbonetos M_6C é quebrada durante o subsequente forjamento a quente, mas a forma do carboneto mantém-se irregular, demandando uma redução mais severa para obter-se carbonetos menores e com uma melhor distribuição. A microestrutura apresentada na figura 3.1 mostra aglomerados de carbonetos na direção do trabalho de deformação a quente mesmo após a aplicação extensiva de forjamento a quente [7]. Essa alternativa tem uma utilização limitada no sentido de obter uma estrutura mais homogênea em função do tamanho do lingote e da taxa de deformação empregada [13,14,15,16].

3.5.1 Obtenção dos aços rápidos pelo processo convencional

O processo convencional de obtenção dos aços rápidos é descrito pela sequência abaixo:

3.5.2 Aços rápidos obtidos pela metalurgia do pó

A metalurgia do pó (MP) do inglês "Powder Metallurgy (PM)" está se tornando cada vez mais popular na produção de componentes de aço de geometria simples ou complexa que requerem pequenas tolerâncias dimensionais e propriedades mecânicas como resistência ao desgaste e tenacidade otimizada, sendo considerada ainda, uma técnica economicamente mais viável na manufatura de certos componentes ^[17]. Tradicionalmente, a metalurgia do pó pode ser simplesmente definida como uma técnica em que um metal sólido, liga ou cerâmica na forma de partículas secas, normalmente com um diâmetro máximo inferior a 150 µm, são convertidas em um componente de engenharia, agregando ainda uma forma, acabamento predeterminados próximos dos finais e possuindo propriedades que possibilitam a sua utilização na maioria dos casos sem ulteriores processamentos ^[18,19]. Constitui portanto, um processo largamente utilizado na manufatura de ferramentas de corte de alta performance de aço rápido disponibilizando itens na forma de barras, formas próximas da final ("near-net shape") e insertos indexáveis para ferramentas de corte ^[20]. O desenvolvimento de uma distribuição fina e uniforme de carbonetos nos aços rápidos obtidos pelo processo convencional com aceitáveis propriedades mecânicas requer grandes reduções das secções o que acarreta elevados custos de produção. Segundo Mesquita e Barbosa ^[21], várias opções têm sido propostas para refinar a estrutura dos aços rápidos, a maioria delas relacionadas com o aumento da taxa de resfriamento por ocasião da solidificação destacando-se a metalurgia do pó como a mais efetiva no refino da microestrutura inicial devido à elevada taxa de resfriamento durante a atomização. O processo da metalurgia do pó é tecnologicamente maduro e aços rápidos processados por essa técnica têm sido empregados em várias aplicações de usinagem e de trabalho a frio. A metalurgia do pó permite a obtenção de peças isentas de segregação (é uma característica tão importante que designa um processo, no caso o ASP, terminologia essa derivada das iniciais de "Anti-Segregation Process"), uniformidade da microestrutura e por conseguinte isotropia das propriedades mecânicas (o processo convencional produz microestruturas não-uniformes e anisotropia das propriedades mecânicas), uniformidade do tamanho de grão, uma dureza uniforme após o tratamento térmico, distribuição e tamanhos de carbonetos mais uniformes em secções maiores (Figura 3.2) ^[22,23,24]. O tamanho dos grãos de austenita formados durante o tratamento de endurecimento é, geralmente, considerado como um importante fator na caracterização microestrutural dos aços rápidos. Grãos de austenita mais refinados são considerados

vantajosos e trazem efeitos benéficos no que concerne às propriedades relevantes na performance das ferramentas de corte. A metalurgia do pó facilita a obtenção de estruturas de grãos mais refinados nos aços rápidos ^[25,26,27]. Permite ainda, a obtenção de aços cujas composições inviabilizam a obtenção pelo processo convencional devido à segregação relacionada a problemas de trabalhabilidade a quente. Os tratamentos térmicos que se aplicam aos aços rápidos são basicamente os mesmos utilizados nos aços rápidos obtidos pelo processo convencional, no entanto, os primeiros têm uma resposta mais imediata e previsível devido à microestrutura mais uniforme e aos carbonetos mais refinados (tamanho ou espaçamento entre carbonetos menores). As figuras 3.3 e 3.4 apresentam micrografias de MEV (microscopia eletrônica de varredura) de um mesmo aço rápido AISI M3:2 obtidos por processos diferentes. O Sinter 23 foi obtido por sinterização com compactação isostática a quente e o VWM3C foi obtido pelo processo convencional de fusão, lingotamento e conformação a quente (laminação). Ambos no estado recozido (280 HB), foram fornecidos pela Villares Metals. Apresentam como composição nominal 1,28 %C, 4,2 %Cr, 5,0 %Mo, 6,1 %W e 3,1 %V (em massa %). Verificar uma maior uniformidade na distribuição dos carbonetos no Sinter 23 obtido por metalurgia do pó relativamente ao material obtido pela técnica convencional VWM3C.

3.5.3 Aços rápidos M/P obtidos por sinterização a vácuo

A sinterização dos aços rápidos tem sido extensivamente estudada. A complexidade da sua composição os torna extremamente sensível aos parâmetros de sinterização. Densificação, desenvolvimento da microestrutura e controle da composição constituem os maiores obstáculos a serem transpostos. Adicionalmente, a janela de sinterização é muito estreita, em torno de 3 °C para os aços rápidos M2 e M3:2 e não mais de 10 °C para os aços rápidos com uma quantidade maior de elementos de liga como o T15 ^[28].

Atualmente, aços rápidos sinterizados a vácuo não têm sido utilizados primariamente como materiais para ferramenta de corte. No entanto, a designação original foi preservada fazendo referência aos primeiros desenvolvimentos dessa classe de material que até então eram aplicados quase que exclusivamente como ferramenta de corte em operações de usinagem de metais, madeira, polímeros, etc... Nos dias de hoje, os aços rápidos têm sido substituídos em operações de usinagem por materiais com desempenho superior tais como metal duro (MD ou WC-Co), nitreto cúbico de boro (CBN) e Sialons. De acordo com Sustarsic et al ^[29], os aços rápidos encontraram aplicações em que a

elevada resistência ao desgaste constitui um requisito tais como em assentos de válvulas, mancais de deslizamento, brocas, ferramentas diversas e outros componentes expostos ao desgaste, fadiga e/ou corrosão, onde a excelente resistência à compressão e à corrosão, bem como, uma adequada tenacidade à fratura e estabilidade térmica seja requisitos imprescindíveis.

O processo da sinterização consiste no aquecimento de partículas de pós a temperaturas superiores a metade da temperatura absoluta de fusão, promovendo a união entre as partículas. Uma característica comum a todas as formas de sinterização é a redução da área superficial com a formação de pescoços entre as partículas decorrente da movimentação dos átomos e conduzindo com a continuidade do processo na densificação do material. Na sinterização com fase líquida uma fase líquida coexiste com a fase sólida na temperatura de sinterização acentuando o processo o que propicia num aumento da difusão atômica resultando na aceleração do processo de sinterização ^[30].

Na sinterização com fase sólida de pós de aços rápidos a densidade do material não aumenta de maneira acentuada. De acordo com Baglyuk e Pozniak ^[31] a sinterização na presença de uma fase líquida utilizada na obtenção de uma estrutura livre de porosidade (porosidade menor ou igual a 2%) requer um estrito controle da temperatura de sinterização próxima da temperatura solidus. Segundo Candela, Velasco e Torralba ^[32] e Khraisat, Nyborg e Sotkovszki ^[6], a porosidade atua em materiais processados por metalurgia do pó, como a principal fonte de onde se originam trincas que produzem falhas catastróficas do material, constituindo portanto, uma elevada densidade tão próxima quanto possível da densidade teórica, reduzindo portanto, a possibilidade de nucleação de trincas, constitui um requisito essencial na sinterização dos aços rápidos. Entretanto, ainda que seja observado esse requisito a estrutura dos aços rápidos após a sinterização com fase líquida, apresenta redes de carbonetos eutéticos que reduzem de maneira acentuada a propriedade de tenacidade quando comparados com aços similares preparados por sinterização com fase sólida seguida de conformação a quente ^[33,34].

Geralmente, aços rápidos sinterizados são produzidos via uma técnica convencional de compactação uniaxial a frio e sinterização a vácuo. Pós atomizados à água, mais baratos e de qualidade mais baixa são utilizados. Entretanto, esses pós atomizados a água constituídos de partículas de morfologia irregular são particularmente apropriados para compactação uniaxial a frio pois possibilita o manuseio dos compactados a verde. Pós atomizados a água de aços rápidos podem ser compactados a frio em formas complexas com uma elevada produtividade em prensas mecânicas e hidráulicas. Após a compactação

uniaxial a frio dos compactados a verde é executada a sinterização. Apesar do tratamento térmico de recozimento dos pós atomizados a água promover uma pré-desoxidação, pós de aços rápidos são, até certo ponto, susceptíveis a oxidação na superfície devido à elevada afinidade por oxigênio de elementos de liga tais como cromo, vanádio, tungstênio, etc.... e a sinterização deve ser procedida a vácuo ou em atmosfera redutora ($N_2 + H_2/CO$). A densificação dos compactados ocorre pelo processo denominado de sinterização com fase líquida supersolidus. Existe uma diferença significativa entre a sinterização do metal duro (MD ou WC-Co) e a dos aços rápidos, ou seja, apesar do fato da densificação final ocorrer na presença de uma fase líquida em ambos os casos, recentes investigações acerca do metal duro (MD) mostra que a maior parte do processo de densificação (50 – 90%) ocorre no estado sólido e que a formação do líquido não altera a taxa de sinterização de maneira significativa. O processo de sinterização dos aços rápidos ocorre de maneira diferente, no sentido de que a densificação no estado sólido é negligenciável e que a sinterização começa efetivamente apenas depois que uma quantidade suficiente de líquido é formada nos contornos de grão e quando o compactado perde a sua rigidez. De qualquer forma, na maioria dos casos, a sinterização dos aços rápidos ocorre a temperaturas relativamente elevadas (acima de 1200 °C). Tudo isso contribui para que os aços rápidos sinterizados a vácuo apresentem uma microestrutura característica com carbonetos nos contornos de grão, resultando numa baixa tenacidade à fratura quando comparados com os similares produzidos por sinterização com compactação isostática a quente. Entretanto, a vantagem principal dessa técnica de metalurgia do pó relativamente à sinterização com compactação isostática a quente é a produção em larga escala de produtos finais em formas pequenas e complexas agregando ainda pequenas tolerâncias dimensionais o que minimiza ou dispensa eventuais e ulteriores operações de acabamento ^[35]. Outra vantagem dessa técnica é a flexibilidade na preparação de diferentes misturas de pós, permitindo, por exemplo, a adição de carbono na forma de grafite e de partículas de carbonetos de titânio (TiC), de nióbio (NbC) e de alumina (Al_2O_3) dentre outras incorporadas ao material de base, possibilitando a síntese de compósitos especiais com propriedades para aplicações definidas precisamente tais como resistência à abrasão ou ao desgaste, resistência à corrosão, usinabilidade melhorada com características de auto-lubrificação, etc.... O principal problema envolvendo a sinterização dos aços rápidos reside nas elevadas temperaturas de sinterização e na estreita janela de sinterização.

Uma alternativa a sinterização com fase líquida para a preparação de componentes com elevada densidade a partir de pós de aços rápidos consiste no forjamento a quente de

lingotes sinterizados com elevada porosidade. Lingotes para forjamento a quente são usualmente sinterizados na ausência de fase líquida e apresentando elevada porosidade (15 – 30%). Nesse caso o controle da atmosfera protetora é crucial devido ao risco de os lingotes sofrerem oxidação durante o aquecimento e transporte até o forjamento ser consideravelmente aumentado.

A sinterização ativada dos pós de aços rápidos aumenta a taxa de densificação e conduz a uma melhora das propriedades mecânicas dos sinterizados. Essa melhora na sinterização dos compactados de pós de aços rápidos atomizados à água se faz via a adição de pequenas quantidades de grafite à mistura antes da compactação foi proposto por Baglyuk e Poznyak ^[31] e Kulkarni et al. ^[36].

Uma outra linha de pesquisa envolvendo aços rápidos processados por técnicas de metalurgia do pó preconiza a adição de partículas de cerâmicas para a obtenção de compósitos de matriz metálicas que se faz utilizando-se Al_2O_3 (alumina), TiN e carbonetos tais como NbC, TiC and VC. O desenvolvimento desse tipo de material não traz apenas grandes vantagens, mas também acarreta muitas dificuldades, tais como propriedades mecânicas reduzidas ou a necessidade de estritas condições de fabricação (pressão de compactação, temperatura de sinterização e tempo) ^[37].

Fig. 3.1 – Microestrutura do aço rápido obtido pelo processo convencional.

Fig. 3.2 – Microestrutura do aço rápido obtido pela metalurgia do pó.

Figura 3.3 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23. Ataque químico: Nital 3%. Elétrons secundários.

Figura 3.4 – Micrografia de MEV da secção transversal do VWM3C barra quadrada de 64 mm. Elétrons retroespalhados. Sem ataque químico.

3.6. Tratamentos térmicos dos aços rápidos

Quase todos os materiais demandam algum tipo de tratamento térmico para obter as condições e propriedades para suas aplicações práticas. O tratamento térmico dos aços rápidos, seja o obtido pela via convencional, ou pelo processo da metalurgia do pó, é basicamente o mesmo e tem como objetivo, como em todas as situações práticas que envolvem resistência ao desgaste, a obtenção de uma grande quantidade de partículas duras finamente dispersa numa matriz tenaz ^[38]. A maioria dos punções, matrizes e outras ferramentas de conformação requer elevada dureza, usualmente superior a 60 HRC para terem uma utilização satisfatória. Entretanto, os aços são fornecidos aos fabricantes de ferramentas no estado recozido com uma dureza em torno de 200/250 HB (20 HRC) para facilitar a usinagem das mesmas. Faz-se necessário portanto, submeter o material a tratamentos térmicos para que o mesmo apresente propriedades características, tornando o material apto a suportar os esforços de pressão, abrasão e choques inerentes à conformação. De acordo com Leskovšek, Ule e Liščić ^[39], o tratamento térmico dos aços rápidos para todas as aplicações tem que satisfazer demandas cada vez maiores levando-se em consideração a sua utilização, particularmente no que diz respeito à tenacidade incrementada, mantendo-se no entanto, e até mesmo promovendo-se um aumento da dureza. Uma elevada tenacidade à fratura significa que esses aços ferramentas serão mais resistentes a cargas que resultam de choques bem como à propagação de trincas.

Quando as ferramentas de aços rápidos são submetidas a carregamentos, concentrações locais de tensões ocorrem próximas a domínios microestruturais como os carbonetos e inclusões, de tal forma que, se essas tensões não forem aliviadas por microdeformações da matriz, a falha da ferramenta pode ser acelerada. Através do procedimento de tratamento térmico utilizado, a microestrutura dos aços rápidos pode ser alterada e até certo ponto as propriedades da matriz também podem ser alteradas. Devido ao efeito do endurecimento secundário sob diferentes condições de revenimento, aços rápidos que apresentam a mesma dureza, mas diferentes microestruturas e consequentemente diferentes tenacidades à fratura podem ser obtidos de tal forma que a otimização do tratamento térmico dos aços rápidos constitui uma tarefa importante. Cada etapa do ciclo de tratamento térmico responde por algo em torno de 10% do custo total da ferramenta. A figura 3.5 mostra as várias etapas do tratamento térmico ao qual são submetidos os aços rápidos onde se observa uma etapa de recozimento que proporciona um alívio de tensão com resfriamento lento no forno, uma com pre-aquecimento triplo para

prevenir distorções e empenos quando da etapa seguinte de austenitização e têmpera e finalizando com a etapa de revenimento triplo ^[9].

3.7 Visão geral do tratamento térmico

Ferramentas de aço rápido tem que ser submetidas a duas mudanças estruturais intermediárias durante o processo de tratamento térmico. Inicialmente, a estrutura recozida tem que ser aquecida a elevada temperatura no domínio da austenita (austenitização). Então a austenita é resfriada rapidamente produzindo a martensita. Na obtenção dessa mudança estrutural nos aços rápidos para ferramentas, quatro passos primários são utilizados: preaquecimento, austenitização, têmpera e revenido. Cada etapa é discutida em detalhes a seguir ^[10].

3.7.1 Recozimento

O tipo de tratamento de recozimento dado a um aço rápido antes do endurecimento tem uma profunda influência no tamanho de grão da austenita antes do endurecimento. Foi observado que o tratamento de recozimento geralmente produz grãos de austenita menores do que aqueles produzidos pelo tratamento de endurecimento convencional. Ferramentas fabricadas com um aço rápido com estrutura de grãos da austenita mais refinados apresentam melhores propriedades mecânicas e de corte.

3.7.2 Pre-aquecimento

O preaquecimento das ferramentas de aço rápido proporciona três benefícios práticos, embora não afete diretamente as propriedades finais dos aços. Inicialmente, a maioria dos aços é susceptível ao choque térmico. Um aumento repentino na temperatura pode levar ferramentas de aço a trincar. Preaquecimento a uma ou mais temperaturas intermediárias permite um aquecimento mais gradual.

Ferramentas de aço rápido sofrem uma mudança na densidade quando da austenitização. Se essa variação de volume ocorre de maneira não-uniforme, pode causar distorção desnecessária da ferramenta, especialmente onde diferenças na secção fazem com que partes das ferramentas se transformem antes que outras tenham atingido a temperatura requerida. Ferramentas de aço rápido tem que ser pre-aquecidas um pouco

abaixo da temperatura na qual a austenita se forma (denominada temperatura crítica) e mantida nessa temperatura o suficiente para que a totalidade da seção transversal atinja uma temperatura uniforme. Então, quando do aquecimento posterior, a ferramenta transformar-se-á mais uniformemente, produzindo uma distorção menor.

Aços conduzem calor rapidamente a elevadas temperaturas. Então, uma ferramenta preaquecida requer um pouco menos de tempo no forno na temperatura de endurecimento para atingir uniformidade. Minimizando o tempo nessa temperatura é uma maneira de maximizar a tenacidade da ferramenta. Em alguns casos, particularmente envolvendo temperaturas de endurecimento elevadas (superiores a 593 °C), preaquecimentos múltiplos podem ser utilizados antes de se alcançar a temperatura de austenitização.

3.7.3 Austenitização

Uma vez que o aço rápido tenha sido satisfatoriamente pré-aquecido, é levado à sua temperatura de austenitização. A estrutura martensítica endurecida não pode ser obtida diretamente a partir do material recozido. O material recozido tem que ser inicialmente transformado a uma estrutura intermediária denominada austenita a uma temperatura denominada de temperatura crítica. Após a austenitização, a maior parte dos elementos de liga está na forma de partículas de carbonetos numa matriz. Essas partículas de carbonetos encontram-se dissolvidas parcialmente na matriz na temperatura de austenitização. A temperatura varia muito de um aço rápido para o outro dependendo da composição do aço. A temperatura de austenitização pode variar com o objetivo de proporcionar uma resistência ao desgaste ou uma tenacidade melhorada para uma aplicação específica. Temperaturas mais elevadas permitem que uma maior quantidade de elementos de liga sejam dissolvidos na matriz permitindo uma melhora da resistência ao desgaste e da dureza. Temperaturas mais baixas são dissolvidos menos elementos de liga na matriz, favorecendo a tenacidade, embora a dureza seja levemente inferior.

A temperatura de austenitização é usualmente 50 °C abaixo da temperatura “solidus” e é um importante fator nos tratamentos térmicos dos aços rápidos. A utilização de tão elevada temperatura torna possível a obtenção de dissolução parcial dos carbonetos e a saturação da austenita com carbono e elementos de liga. A parcial dissolução dos carbonetos M_6C durante a austenitização em contraste com o menos solúvel carboneto MC , resulta na entrada de alguma quantidade de vanádio em solução sólida na matriz com um consequente endurecimento secundário durante o revenimento. Uma excessiva

temperatura de austenitização causa um aumento significativo no tamanho de grão austenítico que também é afetado pela temperatura de pré-aquecimento. Efeitos de uma prolongada austenitização são similares aqueles do aumento da temperatura, ou seja, mais carbonetos são dissolvidos e tanto a fração de austenita retida e de tamanho de grão austenítico aumentam. Excessivo tempo de austenitização ou encharque, especialmente na faixa de temperaturas mais elevadas, e temperaturas de austenitização excessivas tendem a causar crescimento dos carbonetos e a sua coalescência nos contornos de grão da austenita, ou fusão localizada ^[40].

O sucesso do tratamento térmico de endurecimento dos aços rápidos tem que se basear na seleção do tempo e da temperatura de austenitização corretos. O tempo necessário para dissolver a proporção requerida de carbonetos é usualmente 80 – 150 segundos e esse tempo de encharque não é afetado pelo tamanho e pela massa da ferramenta. Por outro lado, o tempo de aquecimento até a temperatura de austenitização é afetado pelo tamanho das ferramentas e pelo tipo e volume do forno.

O caráter das transformações de uma austenita super-resfriada é similar para os vários tipos de aços rápidos devido às suas composições químicas similares da solução sólida após a dissolução dos carbonetos na temperatura de austenitização. A transformação de uma austenita super-resfriada tem início com a precipitação de carbonetos proeutetóides no contorno de grão da austenita. Tal precipitação ocorre a elevadas taxas de resfriamento. A temperatura de início da transformação martensítica (M_s) depende da fração e da intensidade da precipitação de carbonetos proeutetóides. A precipitação de carbonetos nos contornos de grãos causa um empobrecimento local de carbono e um aumento da temperatura de início da transformação martensítica (M_s) nesses sítios. Taxas de resfriamento mais baixas conduzem a uma elevação da temperatura M_s da matriz. Em tais condições de resfriamento, a precipitação de carbonetos ocorre não apenas nos contornos de grãos mas também no interior dos mesmos. As reduzidas taxas de resfriamento, a austenita super-resfriada transforma-se em bainita aproximadamente no intervalo de temperatura de 450 e 200 °C. Existe uma área de considerável estabilidade da austenita entre as regiões martensítica e bainítica. A formação de bainita causa um enriquecimento de carbono numa austenita não-transformada com a consequente redução da temperatura M_s . Em todos os aços rápidos a transformação perlítica ocorre durante o resfriamento muito lento no intervalo de temperatura entre 750 e 600 °C ^[40].

3.7.4 Têmpera

O tratamento térmico de têmpera consiste em resfriar rapidamente o material a partir da austenita que se transforma numa estrutura martensítica de elevada dureza. O quão rapidamente o material deve ser resfriado (modo de têmpera) depende da sua composição. Modos de têmpera muito drásticos podem resfriar partes da peça mais rapidamente do que outras, o que pode conduzir a distorções e/ou trincas na ferramenta. As ferramentas de aço rápido são usualmente temperadas em óleo, embora o resfriamento ao ar também seja utilizado. A estrutura dos aços rápidos “como-temperado” consiste de martensita e aproximadamente 20% de austenita retida e carbonetos que não foram dissolvidos durante a austenitização^[40].

3.7.5 Revenimento

O revenimento é o último passo do tratamento de endurecimento. Normalmente após a têmpera dos aços o revenimento é utilizado para aliviar as tensões da martensita e melhorar a tenacidade. No caso dos aços rápidos, o revenimento numa faixa de temperatura adequada (500 °C -600 °C) conduz ao aumento da dureza pela precipitação de carbonetos do tipo M_6C , que corresponde aos carbonetos complexos Fe_4W_2C ou Fe_4Mo_2C , $M_{23}C_6$, que corresponde ao carboneto $Cr_{23}C_6$ e MC , que corresponde ao carboneto VC (que é um carboneto excessivamente duro com dureza da ordem de grandeza da do óxido de alumínio Al_2O_3) ou V_4C_3 ^[41,42]. Esse mecanismo de precipitação de carbonetos no revenimento denomina-se dureza secundária. A estrutura e propriedades dos aços rápidos “como temperado” se altera fundamentalmente durante o revenimento que causa precipitação de carbonetos na martensita e a transformação da austenita retida em martensita. Nos aços rápidos contendo mais de 1% de vanádio, o endurecimento secundário é causado pela precipitação de carbonetos do tipo MC (VC). A precipitação de carbonetos MC produz endurecimento secundário numa magnitude de 1 – 3 HRC acima dos valores de dureza para o aço na condição “como temperado”. Revenimento duplo ou triplo é usualmente empregado. Durante o primeiro revenimento, a martensita é revenida e a austenita retida é transformada em martensita também denominada de “martensita recém formada”. Após o segundo revenimento, a estrutura consiste quase que inteiramente de martensita revenida e carbonetos. Revenimento triplo é utilizado para os aços rápidos com elevados teores de elementos de liga. Propriedades mecânicas e de corte são fortemente influenciadas pela temperatura e condições de revenimento. A utilização do revenimento triplo aumenta a resistência ao desgaste e o tempo de vida da ferramenta^[40].

3.8 Dureza secundária e o quinto estágio do revenimento

A maioria dos elementos de liga dos aços tende a aumentar a sua resistência ao amolecimento a quente, o que significa que, para um dado tempo e temperatura de revenimento, um aço de alta liga possuirá uma dureza maior após o revenimento do que um aço carbono com o mesmo teor de carbono. Esse efeito é especialmente importante em um aço que contenha apreciáveis quantidades de elementos formadores de carbonetos. Quando esses aços são revenidos a temperaturas abaixo de 540 °C, as reações do revenido tendem a formar partículas de carbonetos do tipo Fe_3C ou mais precisamente, $(\text{Fe},\text{M})_3\text{C}$ onde M representa um átomo substitucional. Em geral, os elementos de liga estão presentes nas partículas de cementita apenas aproximadamente na mesma relação com que estão presentes no aço. Entretanto, quando a temperatura de revenido for superior a 540 °C, precipitam-se quantidades apreciáveis de carbonetos de elementos de liga. Essa precipitação de carbonetos é designada de quinto estágio do revenido. A precipitação desses novos carbonetos, que em geral, não se adaptam à fórmula $(\text{Fe},\text{M})_3\text{C}$, principalmente dos tipos MC e M_2C induz uma nova forma de endurecimento por precipitação que se acredita ser devida à coerência obtendo-se valores de dureza para matriz próximo de 1000 HV, excedendo dessa maneira a dureza de uma estrutura martensítica pura (900 HV). Os carbonetos primários dos tipos MC e M_6C são ainda mais duros do que a matriz (1500-2800 HV) e é razoável afirmar que os mesmos dão uma contribuição positiva para o aumento da resistência ao desgaste ^[43]. Uma comparação esquemática das curvas de revenimento de um aço carbono e de um aço com grandes quantidades de elementos formadores de carbonetos é mostrada na Fig. 3.6. No caso de um aço carbono, o revenimento promove uma redução na dureza enquanto que no caso de um aço rápido com uma grande quantidade de elementos de liga formadores de carbonetos, ao efeito de decomposição da martensita se superpõe o endurecimento promovido pela precipitação dos carbonetos. Os carbonetos de elementos de liga não se formam facilmente nas temperaturas mais baixas de revenimento, o que se deve ao fato de que, nessas temperaturas, a velocidade de difusão dos elementos substitucionais é muito lenta. A cementita pode formar-se porque a velocidade de difusão do carbono é ainda muito alta a temperaturas abaixo de 540 °C e a formação da cementita depende somente da difusão do carbono ^[44,45].

Figura 3.5 – Ciclo de tratamento térmico de um aço rápido ⁽⁵⁾.

Figura 3.6 – Efeito do revenimento na dureza ^[5].

3.9 Fratura

Fratura consiste na separação ou fragmentação de um sólido em duas partes ou mais quando o mesmo é submetido à ação de uma tensão. Pode-se considerar a fratura como sendo constituída de três partes, início da trinca, propagação da trinca e fratura. Quando a fratura envolve substancial quantidade de deformação plástica a mesma é dita fratura dúctil. A fratura frágil nos metais caracteriza-se pela rápida propagação da trinca, com deformação plástica apenas em nível microscópico, semelhante à clivagem de cristais iônicos. A possibilidade de ocorrência de fratura frágil aumenta com a diminuição da temperatura, com o incremento da taxa de deformação e com uma condição de tensões triaxiais (proporcionada por um entalhe). Devido ao fato da fratura frágil ocorrer sem aviso prévio e com conseqüências desastrosas, este tipo de fratura deve a mesma ser evitada a todo custo ^[46].

3.9.1 Tenacidade à fratura

Tenacidade à fratura é uma medida da capacidade de um material resistir ao crescimento de uma trinca ou de uma falha. Esse parâmetro é usado extensivamente para projetar estruturas seguras contra fraturas. Mecânica da fratura é uma ciência que relaciona a resistência de uma estrutura que sofreu fratura com a tenacidade à fratura do material, com o tamanho da trinca, com a forma, localização e com quão aguda é a trinca. Métodos

de ensaios que medem a tenacidade à fratura do material são necessários na elaboração de análises seguras e acuradas.

A tenacidade à fratura (K_C) de um material é caracterizada pela energia por unidade de área que é requerida para criar novas superfícies de trinca, seguindo-se da propagação da trinca através do material. Esse valor denomina-se fator de intensificação de tensão.

3.9.2 Conceito de trinca

O conceito de trinca pode ser visto de diferentes maneiras. Um cientista de materiais ou um metalurgista pode observar trincas num nível molecular. Um engenheiro provavelmente olhará pelo ângulo da mecânica aplicada ou pelo aspecto macro das trincas. Nas estruturas cristalinas há vários planos que podem deslizar facilmente quando sob a ação de forças. Tal ação denomina-se fenômeno de escoamento. No entanto os átomos podem separar-se e a cavidade formada constitui a trinca (Figura 3.7)^[47].

Figura 3.7 – Formação de trinca em um reticulado cristalino.

A propagação da trinca tem como requisito que a tensão na ponta da mesma deve exceder a tensão coesiva teórica do material. Embora este constitua o critério fundamental, ele não é de muita utilidade, uma vez que é quase uma impossibilidade medir a tensão na ponta da trinca. Um critério equivalente, geralmente utilizado, prediz a força que deve ser aplicada a um corpo, que contém uma trinca, necessária para que a mesma se propague.

Esse critério, de Griffith, utiliza um balanço de energias, para prever a propagação de uma trinca ^[46,48].

3.10 Modos de separação na ponta da trinca

A figura 3.8 apresenta os vários modos de fratura. O modo I (Figura 3.8.a) denominado de modo de abertura, a tensão de tração é normal às faces da trinca. O modo II (Figura 3.8.b) é denominado de modo de deslizamento ou cisalhamento dianteiro. A tensão de cisalhamento é normal à aresta que avança. O modo III (Figura 3.8.c) denomina-se modo de rasgamento ou cisalhamento transversal, sendo a tensão de cisalhamento paralela ao avanço da aresta.

Figura 3.8 – Os três modos de fratura: (a) modo I de abertura, (b) modo II de deslizamento, (c) modo III de rasgamento.

Desde a contribuição fundamental de Griffith, reconhece-se que a resistência dos materiais não constitui uma propriedade característica do material, mas um parâmetro que depende fortemente dos tamanhos de defeitos, falhas e trincas no material. A presença de uma trinca reduz a resistência de uma estrutura e essa resistência decresce progressivamente com o aumento do tamanho da trinca.

3.11 Elementos da mecânica da fratura

A mecânica da fratura linear elástica fornece uma descrição quantitativa do fenômeno da falha e a previsão do tempo de vida das estruturas de engenharia. Entretanto, há várias hipóteses importantes e itens específicos dentro da mecânica linear da fratura elástica que merecem ser levadas em consideração:

1. Uma trinca ou falha com um raio de curvatura de ponta zero no interior de um corpo elástico e contínuo constitui a origem da falha;
2. Apenas uma zona de processo de pequena escala comparativamente às dimensões geométricas do corpo elástico é assumida na ponta da trinca, implicando numa relação linear entre a carga e o deslocamento (deformação);
3. O campo tensão-deformação na vizinhança da ponta da trinca pode ser descrito por um único parâmetro, o fator de intensificação da tensão, K , que está relacionado linearmente com a força externa aplicada e com o deslocamento no contorno;
4. A propagação da trinca se inicia quando o fator de intensificação de tensão atinge um certo valor crítico K_c pelo aumento da carga externa ou do deslocamento.

A carga ou tensão crítica ou o deslocamento (deformação) para uma trinca em equilíbrio é controlada por um fator de intensificação de tensão crítico, ou “valor de tenacidade à fratura K_c “. Infelizmente, a mecânica da fratura linear elástica (MFLE) não faz referência ao significado físico da tenacidade à fratura, nem aos processos de fratura reais e seus micromecanismos ^[49]. Nada é respondido pela MFLE no que diz respeito às questões: “Qual o significado físico da tenacidade à fratura?”, “Qual a natureza da ligação entre os átomos constituintes em relação à tenacidade à fratura?”, e “Que tipos de microestruturas contribuem para incrementar a tenacidade?”.

3.12 Tenacidade à fratura de aços rápidos

A tenacidade à fratura dos aços rápidos é uma propriedade de considerável importância prática e, geralmente, implica na medida da capacidade do aço em absorver cargas de impacto sem deformações plásticas significativas ou falha catastrófica. Uma ferramenta de corte requer a manutenção de tolerâncias dimensionais precisas,

freqüentemente, sob condições de corte intermitente envolvendo cargas de impacto repetitivas, em que não se pode permitir nenhuma deformação irreversível ou inelástica. Por essa razão, a ductilidade de uma maneira isolada é de significado questionável como critério da performance da ferramenta.

A literatura que trata de ensaios de tenacidade à fratura de aços rápidos é modesta. Pode-se definir o “conceito de tenacidade” aplicada aos aços rápidos como:

- 1) A capacidade de suportar deformação antes de quebrar (ensaio de resistência à flexão);
- 2) A capacidade de oferecer resistência à deformação permanente (resistência ao escoamento).

Uma definição alternativa foi sugerida por Johnson^[50] que definiu tenacidade como sendo a quantidade de energia medida devido à deformação plástica em um ensaio estático de flexão ou torção. O trabalho de Johnson demonstrou que não existe necessariamente uma correlação entre a tenacidade, definida como tal, e a vida da ferramenta submetida a cortes intermitentes.

No presente, é geralmente aceito que a tenacidade à fratura dos aços rápidos é uma propriedade importante. Entretanto, uma definição adequada de tenacidade ainda fica a dever. A influência de parâmetros estruturais como tamanho de grão bem como a forma e distribuição dos carbonetos na tenacidade à fratura ainda é controversa.

Os últimos anos têm testemunhado o desenvolvimento de uma nova maneira de se visualizar o conceito de tenacidade como parte da ciência da mecânica da fratura. A mecânica da fratura tem sido particularmente bem sucedida na avaliação da propensão de um material sofrer fratura frágil quando submetido à tensão. Pela aplicação de técnicas de ensaios apropriadas torna-se possível obtenção de uma medida da “tenacidade à fratura” (K_{IC}) que é uma propriedade inerente do material da mesma maneira que o limite de resistência à tração é uma propriedade do material. A tenacidade à fratura, K_{IC} , é uma medida da capacidade do material de resistir à propagação de uma trinca quando submetido a uma tensão^[50].

A velocidade de corte dos processos de usinagem tem aumentado constantemente, em parte, devido à utilização de novos materiais para ferramenta. Entretanto, falta de tenacidade impediu a utilização de alguns desses novos materiais como ferramenta de corte

em certas aplicações nas quais a tenacidade incrementada do aço rápido constitua um requisito. No intuito de promover um aumento na tenacidade dos aços rápidos, recentes desenvolvimentos têm-se concentrado principalmente em técnicas de manufatura e procedimentos de tratamentos térmicos ^[51].

A tenacidade à fratura dos aços rápidos é relativamente baixa na faixa de dureza na qual os mesmos são utilizados e para qual são normalmente tratados termicamente. A melhoria da tenacidade à fratura dos aços rápidos passa pela otimização do projeto das ligas e dos procedimentos aplicados aos tratamentos térmicos ^[51].

A aplicação dos ensaios de tenacidade à fratura ou da mecânica da fratura aos aços rápidos em relação aos outros aços é relativamente recente e o volume na literatura é modesto ^[52]. Erickson mediu K_{IC} para o M-2 (a 66 HRC), M-7 (a 68,5, 64, 58,5 e 51,5 HRC), M-42 (a 68,5 HRC), STORA-30 (a 68,5 HRC) e ASP-30 (a 69 HRC) ^[53]. Johnson mediu K_{IC} para M-2 e M-7 para várias condições de tratamentos térmicos ^[50]. Lee e Worzala estudaram tenacidade à fratura em M-2 na faixa de dureza entre 55 e 66 HRC ^[54]. Rescalvo e Averbach investigaram a tenacidade à fratura e taxas de propagação de trincas de fadiga no aço para mancais 52100 (1,0% e 1,5 %Cr) que é utilizado como mancais em eixos de turbina a gás ^[55]. Santana da Silva estudou tenacidade à fratura de M-2 fundido, modificado e tratado termicamente ^[56]. O estudo da tenacidade à fratura dos aços para ferramenta foi relegado em detrimento das outras famílias de aços, muito provavelmente por causa do fato de que a importância prática das propriedades da fratura dos aços não foi estabelecida. A tenacidade à fratura dos aços ferramentas merece uma atenção especial por que a fratura é um dos modos de falha dos materiais para ferramentas e devido à composição química, microestruturas e propriedades mecânicas únicas desses aços ^[57,58,59].

Os ensaios estáticos de flexão e de torção são, convencionalmente, os mais importantes métodos de testes. Métodos dinâmicos de ensaios têm sido mais raramente utilizados. Esses métodos de ensaio têm em comum a restrição que sofrem devido ao grande número de amostras que se faz necessário para a obtenção de resultados estatísticos confiáveis. Além disso, os métodos de ensaios clássicos não são capazes de reproduzir de maneira acurada o estado complexo de tensões que se verifica no gume de uma ferramenta de corte. Eles fornecem uma medida da resistência à ruptura do material (por exemplo, numa ferramenta de barra) e não a capacidade do mesmo de manter um gume afiado.

Por essa razão, investigações recentes concentram-se em tenacidade à fratura de aços rápidos. Pensava-se que o esboroamento do gume poderia estar correlacionado com propagação da trinca na mesma escala, como em ensaios da mecânica da fratura, na qual

apenas o material na vizinhança imediata da ponta da trinca está submetido a tensões elevadas. Portanto, a mecânica da fratura pode fornecer um meio de avaliar e otimizar materiais para obter ferramentas com performance melhorada a custos mais baixos ^[60].

Como os resultados de tenacidade à fratura não fazem discriminação entre aços rápidos obtidos por diferentes rotas de processamento tornou-se uma prática comum avaliar a tenacidade executando-se ensaios estáticos de flexão em três pontos devido a sua adequabilidade para detectar ainda que pequenas alterações do material. Como esse ensaio é relativamente fácil e economicamente viável a avaliação da resistência à ruptura transversal (TRS), possibilitando ainda, controle de qualidade do processo, fazer uma avaliação estatística de resultados de amostras paralelas e otimizar a produção ^[59,61,62].

Uma elevada resistência à ruptura transversal (TRS) significa que o material será mais resistente a choques decorrentes das cargas que resultam dos processos de usinagens bem como à propagação de trincas. Quando o material é submetido a cargas, a concentração de tensão local ocorre nas proximidades dos carbonetos. Através do procedimento de tratamento térmico, a microestrutura dos aços rápidos pode ser alterada, bem como até certo ponto, as propriedades da matriz também podem ser mudadas. Devido ao endurecimento secundário sob diferentes condições de revenimento, aços rápidos podem apresentar a mesma dureza, mas diferentes microestruturas e conseqüentemente diferentes resultados de resistência à ruptura transversal podem ser obtidos, levando-nos a considerar como sendo um aspecto importante a otimização do tratamento térmico e dos processos de fabricação ^[63]. No presente trabalho, aços rápidos AISI M3:2 produzidos por diferentes processos de fabricação, foram submetidos ao mesmo procedimento de tratamento térmico de austenitização, têmpera e revenimento. Procedeu-se a uma comparação entre os mesmos levando-se em conta as propriedades mecânicas e as microestruturas que resultaram do tratamento térmico estabelecendo-se uma relação entre as microestruturas e as propriedades mecânicas.

4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Os aços rápidos AISI M3:2 obtidos por três diferentes processos: metalurgia convencional, sinterização com fase líquida e sinterização por compactação isostática a quente, foram submetidos a diferentes condições de tratamento térmico de endurecimento (austenitização, têmpera e subsequente revenimento). As amostras para os ensaios de flexão em três pontos (TRS) foram confeccionadas e submetidas ao tratamento térmico acima citado. Os aços rápidos comerciais (Sinter 23 e VWM3C) foram fornecidos no estado recozido e caracterizados por microscopia eletrônica de varredura (MEV), difração de raios X (DRX), fluorescência de raios X, dureza e microdureza. O pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. foi submetido ainda a uma difração de Laser para determinação da distribuição do tamanho de partícula.

4.1 Aquisição dos aços rápidos AISI M3:2

4.1.1 Aquisição do aço obtido por compactação isostática a quente

Após consulta a vários fornecedores, optou-se pela compra do aço rápido Sinter 23 fornecido pela Villares Metals. O material foi adquirido numa quantidade suficiente para todo o trabalho de pesquisa (50 kg) com o respectivo certificado de qualidade.

4.1.2 Aquisição do aço rápido convencional VWM3C

O aço rápido convencional necessário para a pesquisa foi adquirido sem ônus junto a Villares Metals após entendimentos com os engenheiros pesquisadores Rafael Mesquita e Celso Barbosa. O aço VWM3C foi fornecido na forma de uma barra quadrada de lado 64 mm (23 kg). A barra quadrada foi utilizada para a confecção dos corpos de prova de flexão em três pontos. Posteriormente uma segunda barra quadrada de 12 kg da mesma fusão da primeira foi fornecida para a fabricação dos corpos de prova de flexão em três pontos (resistência à ruptura transversal) na direção do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento).

4.1.3 Obtenção do aço rápido por sinterização com fase líquida

O pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. foi compactado a uma pressão de 700 MPa numa prensa automática do Centro de Processamento de Pós (CPP) do CCTM do IPEN e sinterizado a vácuo a uma temperatura de 1263 °C para o material de base e 1240 °C para o aço rápido sinterizado a vácuo com a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite. Na indisponibilidade da prensa automática do CCTM do IPEN, uma prensa do IPT foi utilizada.

4.2 Fabricação dos corpos de prova para o ensaio de flexão em três pontos (TRS)

A fabricação dos corpos de prova para o ensaio de flexão em três pontos dos aços rápidos Sinter 23 e VWM3C foi executada segundo as especificações da Norma ASTM B 528-99 ^[57], conquanto que devido às dimensões da matriz de compactação, as amostras dos aços rápidos AISI M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de carbono na forma de grafite, tiveram suas dimensões reduzidas para 5,5 mm × 11 mm × 31,7 mm . As geometrias dos corpos de prova e do dispositivo de fixação são mostradas nas figuras 4.1, 4.2 e 4.3.

Figura 4.1 – Geometria do corpo de prova de TRS dos aços rápidos Sinter 23 e VWM3C segundo as Normas ASTM B 528-99 e MPIF Standard 41 ^(57,58).

Figura 4.2 – Geometria do corpo de prova de TRS dos aços rápidos AISI M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de carbono na forma de grafite.

Figura 4.3 – Dispositivo de fixação dos corpos de prova para o ensaio de TRS segundo a Norma ASTM B 528 –99.

As figuras 4.4 e 4.5 apresentam um corpo de prova do aço rápido Sinter 23 após o tratamento térmico e retífica e no dispositivo utilizado no ensaio de flexão em três pontos.

Figura 4.4 – Amostra de TRS do aço rápido Sinter 23 após o tratamento térmico especificado e retificação nas suas dimensões finais.

Figura 4.5 – Amostra de TRS do aço rápido Sinter 23 preparada para o ensaio de flexão em três pontos.

No corte dos corpos de prova para o ensaio de flexão em três pontos do aço rápido convencional VWM3C e do Sinter 23 tomou-se o cuidado adicional de executar o corte no meio raio da secção da barra quadrada de 64 mm de lado. Com isso obteve-se corpos de prova com um mesmo grau de deformação (figuras 4.6 e 4.7), minimizando dessa forma a influência dessa variável nos resultados de TRS.

Figura 4.6 – Esquema do corte dos corpos de prova de TRS da barra quadrada de 64 mm de lado do aço rápido convencional VWM3C.

Figura 4.7 – Esquema do corte dos corpos de prova de TRS do tarugo de secção circular de 57 mm de diâmetro do aço rápido Sinter 23.

As figuras 4.8, 4.9, 4.10 e 4.11 apresentam a forma como as amostras dos aços rápidos comerciais Sinter 23 e VWM3C foram retiradas dos seus respectivos tarugos.

Figura 4.8 – Esquema da retirada de material para a fabricação de corpos de prova de TRS do Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento).

Figura 4.9 – Esquema da retirada de material para a fabricação de corpos de prova de TRS do Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de defromação a quente (laminação ou forjamento).

Figura 4.10 – Esquema da retirada de material para a fabricação de corpos de prova de TRS do aço rápido convencional VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento).

Figura 4.11 – Esquema da retirada material para a fabricação de corpos de prova de TRS do aço rápido VWM3C na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento).

As figuras 4.12 e 4.13 apresentam pedaços dos tarugos dos aços rápidos comerciais VWM3C e Sinter 23 como fornecidos pela Villares Metals.

4.3 Resistência à ruptura transversal (TRS)

A determinação da resistência à ruptura transversal se fez de acordo com a seguinte relação:

$$TRS = (3 \times P \times L) / (2 \times t^2 \times w)$$

Onde:

TRS – Resistência à ruptura transversal em N/mm^2 ou MPa;

P – carga de ruptura do corpo de prova em N;

L – distância entre os rolos (25,4 mm);

t – espessura do corpo de prova (mm);

w – largura do corpo de prova (mm).

Figura 4.12 – Barra quadrada de lado 64 mm do aço rápido convencional VWM3C.

Figura 4.13 – Tarugo de 57 mm de diâmetro do aço rápido Sinter 23.

4.4 Tratamentos térmicos

Os corpos de prova para flexão em três pontos foram submetidos ao tratamento térmico de endurecimento (austenitização, seguida de têmpera e subsequente revenimento) na empresa Hurth-Infer Industria de Ferramentas. Foram utilizadas quatro (4) temperaturas de austenitização (cinco no caso do Sinter 23) e três (3) temperaturas de revenimento (quatro no caso do VWM3C na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente). As temperaturas de austenitização e revenimento foram escolhidas no sentido de promover maior dureza ou maior tenacidade. Essas temperaturas de austenitização e revenimento foram escolhidas no sentido de promoverem durezas entre 62 a 65 HRC, ou seja, no intervalo que produz tenacidades maiores e durezas menores e vice-versa. Todos os tratamentos térmicos foram executados em banho de sal e controle da temperatura foi feito através de termopares ($\pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$). A figura 4.14 apresenta o esquema de tratamento térmico dos aços rápidos AISI M3:2 (Sinter 23, VWM3C e M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite sinterizados a vácuo). Seis amostras foram utilizadas para cada aço rápido investigado para todas as condições de tratamento térmico.

Tabela 4.1 – Procedimento de tratamento térmico utilizado para os aços rápidos AISI M3:2.

Temperatura de austenitização (°C)	1120	1140	1160	1180	1200
Temperatura de revenimento (°C)					
520 (3×2h)		VWM3C na direção transversal	VWM3C na direção transversal	VWM3C na direção transversal	VWM3C na direção transversal
540 (3×2h)	Sinter 23	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos
560 (3×2h)	Sinter 23	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos
580 (3×2h)	Sinter 23	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos	Todos os aços rápidos

O gráfico da figura 4.14 apresenta o procedimento de tratamento térmico utilizado para os aços investigados.

Figura 4.14 – Ciclo de tratamento térmico, banho de sal.

4.5 Ensaios de dureza e microdureza

Os ensaios de dureza (Vickers, Rockwell C) e microdureza (Vickers) foram executados para investigar o quão efetivo foi o tratamento térmico. Amostras dos aços rápidos comerciais Sinter 23 e VWM3C fabricadas na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente e na direção do trabalho de deformação a quente e AISI M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite e tratadas termicamente nas várias condições de endurecimento (austenitização, seguida de têmpera e revenimento triplo) foram submetidas ao ensaio de dureza Vickers com uma carga de 31,25 kg e ao ensaio de dureza Rockwell C. Pelo menos dez impressões foram executadas em cada uma das seis amostras.

4.6 Difração de raios X

Amostras para difração de raios X (DRX) foram preparadas e utilizando-se um difratômetro PHILIPS MDP 1880, radiação $\text{Cu K}\alpha$: $\lambda = 0,1541 \text{ nm}$, foram determinadas as fases presentes (fase matriz ou martensita, carbonetos e austenita retida). Os valores da distância interplanar e das posições angulares 2θ para cada material objeto da pesquisa como recebido e após o processamento (obtenção do aço rápido sinterizado a vácuo e tratamento térmico para cada uma das condições de endurecimento), foram analisados por meio de comparação com as microfichas internacionais do JCPDS "Joint Committee for Powder Diffraction Standards". As fases ferrita, martensita, austenita retida e carbonetos M_6C , MC , M_2C , M_3C , M_7C_3 e M_{23}C_6 foram identificadas estabelecendo-se comparações dos seus valores de distâncias interplanar "d" e dos valores de "d" encontrados nas fichas. As fases e os padrões utilizados são apresentados na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Fases e respectivos padrões utilizados para indexar os espectros de difração de raios X (DRX) das amostras dos aços rápidos investigados.

Fase	Padrão
Ferrita (α)	PDF nº 6-696
Martensita (α')	PDF nº 6-696
Austenita (γ)	PDF nº 6-619
M_6C (Fe_3W_3C)	PDF nº 23-1127
MC (VC)	PDF nº 35-786
M_2C (W_2C)	PDF nº 20-1315
M_3C (Fe_3C)	PDF nº 34-100
M_7C_3 (Fe_7C_3)	PDF nº 17-333
$M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$)	PDF nº 35-783

4.7 Determinação da composição química dos aços rápidos

Na determinação das composições químicas dos aços rápidos Sinter 23, VWM3C e pó do aço rápido M3:2, utilizou-se uma técnica semiquantitativa de fluorescência de raios X utilizando-se um equipamento PHILIPS PW2404. As análises foram realizadas no Laboratório de Caracterização Tecnológica (LCT) da Escola de Engenharia de Minas e de Petróleo da Escola Politécnica da USP. Na determinação dos teores de carbono utilizou-se uma técnica de combustão direta, detecção por infravermelho utilizando-se um equipamento LECO CS 300. As análises foram executadas no Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT).

4.8 Determinação do tamanho de grão

Amostras dos aços rápidos foram submetidas ao tratamento térmico de austenitização e têmpera nas temperaturas de 1120 (no caso do Sinter 23), 1140, 1160, 1180 e 1200 °C no sentido de se determinar o tamanho de grão austenítico. As amostras tratadas termicamente foram submetidas a metalografia tradicional seguindo-se da execução de microscopia óptica e eletrônica de varredura obtendo-se as micrografias. A determinação do tamanho de grão austenítico foi obtida por meio de exame dessas

micrografias na condição de austenitizado e temperado com um aumento de 1000 $\times$. Os espécimes submetidos a um ataque com Nital a 3% revelando a estrutura de grãos com contornos delineados por precipitados de carbonetos de vanádio. Após o revenimento, o escurecimento geral da estrutura torna quase impossível a observação desses contornos.

A medida dos tamanhos de grãos foi executada pelo método Snyder-Graff de interceptação dos contornos. O número de grãos cortados por uma linha de 125 mm é determinado como apresentado na figura 4.15 ^[9].

Figura 4.15 – Determinação do tamanho de grão austenítico pelo método Snyder-Graff ^[9].

4.9 Determinação do tamanho dos carbonetos primários

A determinação do tamanho médio (diâmetro médio) dos carbonetos primários foi obtida a partir da análise de seis campos diferentes de microscopia eletrônica de varredura (MEV) dos seis aços rápidos estudados nesse trabalho de pesquisa utilizando-se um software de análise de imagem Quantikov.

4.10 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Amostras para microscopia eletrônica de varredura (MEV) dos corpos de prova de TRS foram preparadas com o objetivo de se estabelecer uma relação entre os tamanhos/espaçamentos dos carbonetos que resultaram do tratamento térmico e os valores de TRS. Procedeu-se ainda à determinação dos tamanhos de grão das amostras. As amostras foram cortadas e embutidas em baquelite a uma temperatura de aproximadamente

130 °C por 10 minutos, lixadas com papéis de abrasivos de grana 180, 220, 320, 400, 600 e 1200, polidas em panos de alumina 1 µm e atacadas com Nital a 3%.

As análises foram executadas nos microscópios eletrônicos de varredura Leo Steroscan 440 e Phillips XL 30 equipados com detector de energia dispersiva de raios X (EDS).

4.11 Difração de Laser - Análise de tamanho de partícula do pó do aço rápido AISI M3:2

O pó do aço rápido M3:2 foi fornecido pela Coldstream Inc. no estado recozido. A análise de tamanho de partícula foi determinada por difração de laser em um equipamento Malvern Instruments mod. 2600LC.

4.12 Preparação do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo

4.12.1 Compactação do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo

As amostras do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo foram compactadas uniaxialmente a frio numa prensa automática a uma pressão de compactação de 700 MPa. Determinaram-se as densidades das amostras compactadas (verde).

4.12.2 Preparação do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo

O aço rápido AISI M3:2 obtido por sinterização a vácuo (com fase líquida) foi sinterizado em um forno resistivo fabricado pela Thermal Technology Inc. As amostras do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo foram fabricadas sob condições de produção a uma temperatura de sinterização de 1263 °C durante 1 hora, a uma pressão de 5×10^{-6} Torr, submetidas a subseqüente tratamentos térmicos de recozimento e endurecimento e finalmente usinadas nas suas dimensões finais. A determinação da temperatura de sinterização foi objeto de estudo. Inicialmente sinterizou-se o material nas temperaturas de 1240, 1250, 1260, 1270 e 1275 °C, determinando-se a janela de sinterização entre 1260 e 1270 °C. Essa determinação da janela de sinterização obedeceu ao critério da densidade. A secção transversal após a usinagem foi de $5,5 \times 11 \text{ mm}^2$. A figura 4.16 apresenta o ciclo

de sinterização dos aços rápidos AISI M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de carbono na forma de grafite.

Figura 4.16 - Ciclo de sinterização do aço rápido M3:2 para a temperatura de 1260 °C.

4.13 Sinterização do aço rápido M3:2 com adição de 0,3% carbono na forma de grafite

Adicionaram-se 0,3% de carbono (grafite) em massa por cento ao pó do aço rápido M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. A mistura foi executada durante 15 minutos em um misturador do tipo Turbula (figura 4.17). A sinterização foi conduzida do mesmo método utilizado na obtenção do aço rápido M3:2 sinterizado a vacuo. A adição de carbono (grafite) reduz a temperatura de sinterização. As temperaturas utilizadas nos ciclos de sinterização foram 1230, 1240, 1250, 1260 e 1270 °C.

Figura 4.17 – Misturador de Turbula utilizado na obtenção do aço rápido M3:2 com adição de 0,3% carbono (grafite).

4.14 Tratamento térmico de recozimento após o processo de sinterização a vácuo

O tratamento térmico de recozimento foi executado na Hurth Infer Industria de Ferramentas Ltda e se fez necessário uma vez que as amostras apresentaram durezas elevadas e também para aliviar tensões internas que resultaram do ciclo de sinterização. O recozimento também se faz necessário para facilitar as operações de usinagem na fabricação dos corpos de prova ^[9]. Medidas de dureza obtidas após o recozimento mostraram uma redução nessa propriedade para patamares em torno de 21 HRC. A figura 4.18 apresenta o esquema do tratamento térmico de recozimento.

Figura 4.18 – Esquema do tratamento térmico de recozimento dos aços rápidos AISI M3:2 com e sem a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite.

4.15 Densidade

As densidades geométricas do sinterizado e do compactado foram calculadas, respectivamente, pelas relações: massa do compactado / volume do compactado e massa do sinterizado / volume do sinterizado. Na determinação da massa utilizou-se uma balança analítica digital.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Materiais – Caracterização e processamento

Os aços rápidos comerciais para a pesquisa foram adquiridos junto a Villares Metals. O Sinter 23 foi adquirido como uma barra de seção circular com 57 mm de diâmetro com o respectivo certificado de qualidade. O VWM3C foi fornecido como barra quadrada de 64 mm de lado. Os materiais em questão foram fornecidos no estado recozido. Os materiais obtidos junto a Villares Metals e o pó do AISI M3:2 foram caracterizados quanto à microestrutura por microscopia eletrônica de varredura (MEV). A caracterização estrutural constou de difração de raios X (DRX) para identificação das fases presentes. A composição química foi obtida por fluorescência de raios X. O teor de carbono foi obtido por ensaios de combustão direta detecção por infra-vermelho. Ensaios de dureza e microdureza Vickers foram executados. A difração de Laser foi usada para a determinação da distribuição de tamanho de partícula e de tamanho médio de partícula do pó do aço rápido M3:2 foi também realizada.

5.1.1 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

5.1.1.1 Sinter 23 e VWM3C

Figura 5.1 – Micrografia de MEV da seção transversal do Sinter 23. Elétrons secundários. Sem ataque químico.

A figura 5.1 mostra uma micrografia de MEV da seção transversal do aço rápido Sinter 23 onde se observa uma distribuição homogênea e uniforme dos carbonetos primários. A figura 5.2 apresenta uma micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente.

Figura 5.2 – Micrografia de MEV da direção de laminação do Sinter 23. Elétrons secundários. Sem ataque químico.

5.1.2 Aço rápido convencional VWM3C (barra quadrada de 64 mm)

A figura 5.3 apresenta uma micrografia de MEV da seção transversal do VWM3C.

Figura 5.3 – Micrografia de MEV da seção transversal do VWM3C barra quadrada de 64 mm. Elétrons retroespalhados. Sem ataque químico.

Figura 5.4 – Micrografia de MEV da secção transversal do VWM3C barra quadrada de 64 mm. Elétrons retroespalhados. Sem ataque químico.

Figura 5.5 – Micrografia de MEV da direção de laminação do VWM3C barra quadrada de 64 mm. Elétrons retroespalhados. Sem ataque químico.

As figuras 5.3, 5.4 e 5.5 mostram micrografias de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da secção transversal e da direção do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento) do aço rápido convencional VWM3C barra quadrada de 64 mm, onde se observa uma distribuição dos carbonetos sem uniformidade e morfologia não homogênea. Os carbonetos escuros são do tipo MC e os claros são do tipo M_6C . A micrografia da amostra na direção de laminação apresenta ainda um acentuado alinhamento dos carbonetos.

5.2 Dureza Vickers

5.2.1 Dureza Vickers do Sinter 23

O aço rápido Sinter 23 processado por sinterização com compactação isostática a quente, fornecido no estado recozido, apresenta os seguintes valores médios de dureza para um penetrador Vickers e para uma carga de 31,25 kg:

Tabela 5.1 – Dureza Vickers do Sinter 23 no estado recozido

Secção transversal	282 $\pm$ 8 HV
Direção de laminação	-

5.2.2 Dureza Vickers do aço rápido convencional VWM3C (barra quadrada de 64 mm)

O aço rápido convencional VWM3C barra quadrada de 64 mm apresentou os seguintes valores médios de dureza Vickers:

Tabela 5.2 – Dureza Vickers do VWM3C no estado recozido

Secção transversal	241 $\pm$ 12 HV
Direção de laminação	241 $\pm$ 6 HV

5.3 Microdureza Vickers

5.3.1 Microdureza Vickers do Sinter 23

O Sinter23 apresentou os seguintes valores médios de microdureza para uma carga de 100 g:

Tabela 5.3 – Microdureza Vickers do Sinter 23 no estado recozido

Secção transversal	249 $\pm$ 7 HV
Direção de laminação	258 $\pm$ 14 HV

5.3.2 Microdureza do aço rápido convencional VWM3C barra quadrada de 64 mm

O aço rápido convencional VWM3C barra quadrada de 64 mm apresentou os seguintes valores médios de microdureza Vickers:

Tabela 5.4 – Microdureza Vickers do VWM3C no estado recozido

Secção transversal	256 ± 7 HV
Direção de laminação	243 ± 12 HV

5.4. Análise química- fluorescência de raios X e combustão direta para a determinação do teor de carbono

5.4.1 Composição química do Sinter 23

A composição química do aço obtido por compactação isostática a quente em massa por cento (wt%) Sinter 23 como recebido é:

Tabela 5.5 – Análise química do aço rápido Sinter 23.

Elemento	Quantidade (massa %)
C	1,36
Al	0,13
Si	0,90
P	0,03
Cl	0,12
V	3,15
Cr	4,34
Mn	0,41
Co	0,43
Ni	0,19
Cu	0,10
Mo	4,40
W	6,17
Fe	Balanço

5.4.2 Composição química do aço convencional VWM3C

Tabela 5.6 – Análise química do aço rápido VWM3C.

Elemento	Quantidade (massa%)
C	1,21
Si	0,38
P	0,05
V	2,42
Cr	4,88
Mn	1,52
Mo	4,65
W	5,77
Fe	Balanço

5.4.4 Composição química do pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc

Tabela 5.7 – Análise química do pó aço rápido M3:2 fornecido pela Coldstream Inc.

Elemento	Quantidade (massa%)
C	0,8254
Al	0,02
Si	0,19
P	0,09
Ca	0,02
V	2,73
Cr	4,17
Mn	0,32
Co	0,40
Ni	0,48
Cu	0,15
Mo	6,34
W	5,76
Fe	Balanço

5.5. Difração de Laser - análise de tamanho de partícula do pó do aço rápido AISI M3:2

A análise de tamanho de partícula determinada por difração de Laser apresentou os seguintes resultados: diâmetro mediano (ϕ_m): $d(v, 0,5) = 96,95 \mu\text{m}$; densidade: $2,650 \text{ g/cm}^3$, área de superfície específica: $0,0317 \text{ m}^2/\text{g}$. A figura 5.6 apresenta a distribuição de tamanho de partícula do pó do aço rápido M3:2 fornecido pela Coldstream Inc.

Figura 5.6 – Análise da distribuição de tamanho de partícula do pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc.

5.6. Microscopia eletrônica de varredura do pó do aço rápido AISI M3:2

Figura 5.7 – Micrografia de MEV do pó do aço rápido AISI M3:2.

A figura 5.7 apresenta uma micrografia de MEV do pó do aço rápido AISI M3:2 onde se observa uma morfologia irregular de partícula característica de atomização à água.

5.7. Difração de raios X

A análise e identificação de fases presentes nos materiais objeto da pesquisa (identificação e indexação das fases) foi executada para os aços rápidos comerciais Sinter 23, VWM3C fornecidos no estado recozido pela Villares Metals e do pó do aço rápido fornecido pela Coldstream Inc.

5.7.1 Difração de raios X do Sinter 23

Fig. 5.8 – Difratoograma do aço rápido Sinter 23 como recebido.

O Sinter 23 fornecido no estado recozido apresentou a ferrita (fase α) como fase matriz e os carbonetos complexos dos tipos M_6C , $M_{23}C_6$, MC , M_2C , M_3C e M_7C_3 .

5.7.2 Difração de raios X do pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc.

Fig. 5.9 – Difratoograma do pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. Cu- α .

5.7.3 Difração de raios X do aço rápido convencional VWM3C

Fig. 5.10 – Difratoograma do aço rápido convencional VWM3C como recebido.

5.8. Obtenção do aço rápido AISI M3:2 por sinterização a vácuo (com fase líquida)

O pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. foi compactado uniaxialmente a frio a 700 MPa e sinterizado nas temperaturas de 1240 °C, 1250 °C, 1260 °C, 1270 °C e 1275 °C, sob vácuo de 5×10^{-6} Torr. para a determinação da janela de sinterização. A composição química fornecida no certificado de qualidade apresentada na tabela 5.8.

Tabela 5.8 – Composição química do pó do aço rápido M3:2 que consta do certificado de qualidade fornecido pela Coldstream Inc.

	C	Mo	W	Mn	Cr	Si	V
Massa (%)	0,92	6,12	5,68	0,3	3,97	0,2	2,92

As densidades do material a verde variaram entre 6,01 e 6,18 g/cm³. Com uma densidade média de $6,08 \pm 0,04$.

As densidades do material sinterizado nas várias temperaturas de sinterização são apresentadas na tabela 5.9 e no gráfico da figura 5.11:

Tabela 5.9 – Densidades do aço rápido AISI M3:2 para as várias temperaturas de sinterização.

Temperatura de sinterização (°C)	1240	1250	1260	1270	1275
Densidade (g/cm ³)	$6,79 \pm 0,03$	$6,91 \pm 0,01$	$7,32 \pm 0,06$	$8,0 \pm 0,05$	$7,84 \pm 0,03$

medidas de densidade, densificação e de resistência à ruptura transversal (TRS) de pelo menos cinco amostras do material para cada temperatura de sinterização foram obtidas.

Figura 5.11 – Gráfico da densidade versus temperatura de sinterização.

Tabela 5.10 – Densificação do aço rápido AISI M3:2 para as várias temperaturas de sinterização.

Temperatura de sinterização (°C)	1240	1250	1260	1270	1275
Densificação (%)	83,2	84,7	89,7	98,0	96,1

Ensaio de resistência à ruptura transversal do material sinterizado nas diferentes temperaturas foram executados e os resultados são apresentados na tabela 5.11 e no gráfico da figura 5.12:

Tabela 5.11 – TRS do aço rápido AISI M3:2 para as várias temperaturas de sinterização.

Temperatura de sinterização (°C)	1240	1250	1260	1270	1275
TRS (MPa)	$1342 \pm 17,5$	$1485 \pm 12,3$	1664 ± 203	997 ± 118	$952 \pm 94,3$

Figura 5.12 – Densificação em função da temperatura de sinterização

Figura 5.13 – Gráfico do TRS versus temperatura de sinterização.

Micrografias de MEV das amostras sinterizadas a diferentes temperaturas foram obtidas para avaliar as microestruturas (porosidades, tamanho e distribuição de carbonetos) e são apresentadas nas figuras 5.15 a 5.18. As micrografias de microscopia eletrônica de varredura do material sinterizado nas temperaturas de 1240 e 1250 °C apresentam porosidades que evidenciam uma não densificação total do processo de sinterização que é confirmado pelos valores de densidade de maneira mais evidenciada para a temperatura mais baixa. De acordo com Gordo, Rubio, Velasco e Torralba ^[64], nessas temperaturas mais baixas (abaixo da temperatura solidus) o material não sinteriza de maneira apropriada e a microestrutura apresenta poros. A difusão no estado sólido, forma pescoços entre as partículas. O aumento da temperatura promove o fechamento dos poros ^[64]. Por outro lado, para a temperatura de sinterização mais elevada (1275 °C), observa-se uma rede de carbonetos nos contornos de grãos que decorre de um excesso de fase líquida durante o processo de sinterização e que é confirmado pela redução acentuada no valor de resistência à ruptura transversal (TRS) evidenciando uma queda na tenacidade à fratura. A janela de sinterização, ou seja, faixa de temperatura de sinterização que promoveu a melhor densificação do material, foi definida entre 1260 e 1270 °C. A curva de densidades versus temperaturas de sinterização forneceu 1263 °C como a temperatura de sinterização para esse aço. Densidades de quase 100% da densidade teórica do material (8,16 g/cm³) foram obtidas para essa temperatura. A resistência à ruptura transversal atingiu o seu valor máximo para a temperatura de 1260 °C, apresentando uma queda acentuada para o outro extremo da janela de sinterização (1270 °C), o que corrobora a temperatura de 1263 °C como temperatura ótima de sinterização. Para essa temperatura de sinterização a densidade, a densificação e o TRS são apresentados na tabela 5.12:

Tabela 5.12 - Densidade e TRS para a temperatura de sinterização de 1263 °C.

Temperatura de sinterização (°C)	1263
Densidade (g/cm ³)	8,04 ± 0,05
Densificação (%)	98,5
TRS (MPa)	1428 ± 299

A figura 5.14 apresenta a disposição das amostras no forno por ocasião da sinterização.

Fig. 5.14 – Disposição das amostras do aço rápido AISI M3:2 no forno para sinterização.

5.8.1 – Microscopia eletrônica de varredura do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo

As figuras 5.15, 5.16, 5.17, 5.18, 5.19 e 5.20 apresentam micrografias de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo nas temperaturas de sinterização de 1240 °C, 1250 °C, 1260 °C, 1270 °C e 1275 °C.

Fig. 5.15 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1240 °C. Sem ataque químico. Elétrons secundários.

Fig. 5.16 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1250 °C. Sem ataque químico. Elétrons secundários.

Fig. 5.17 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1260 °C. Sem ataque químico. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.18 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1263 °C. Sem ataque químico. Elétrons retroespalhados + secundários.

Fig. 5.19 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1270 °C. Sem ataque químico. Elétrons retroespalhados + secundários.

Fig. 5.20 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo a 1275 °C. Sem ataque químico. Elétrons retroespalhados.

O pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. apresenta um teor de carbono baixo para o M3:2. Medidas do teor de carbono foram executadas com o objetivo de avaliar a perda de carbono durante a sinterização. Após a sinterização uma perda adicional de 0,1 % em massa foi verificada. A tabela 5.13 apresenta os teores de carbono do pó do aço rápido M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. e do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo.

Tabela 5.13 – Teor de carbono do aço rápido AISI M3:2

	Teor de carbono (%C)
Aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo	0,88 ± 0,01
Pó do aço rápido M3:2 fornecido pela Coldstream Inc.	0,98 ± 0,01
Perda de carbono	0,1

5.8.2 Difração de raios X do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo

Amostras para difração de raios X do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo foram preparadas, obtendo-se os difratogramas do material após o ciclo de sinterização e

após um tratamento térmico de recozimento a 870 °C durante 1 hora. Os difratogramas foram obtidos e são apresentados nas figuras 5.21 e 5.22. O exame do difratograma de raios X do material “como sinterizado” apresentam picos correspondentes a austenita (fase γ), de martensita (fase α') e dos carbonetos M_3C (Fe_3C), $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$), M_7C_3 (Cr_7C_3), M_6C (Fe_3W_3C) e MC (VC). As fases encontradas e o resultado de dureza da ordem de 49 HRC indicam que a fase matriz é a martensita (fase α') e que não recomenda o material para o posterior procedimento de tratamento térmico de austenitização, têmpera e revenimento. O tratamento térmico de recozimento a 870 °C durante uma hora promoveu uma redução apreciável no valor da dureza para patamar em torno de 21 HRC, que permite que se proceda ao tratamento térmico de endurecimento especificado. Após o recozimento observa-se uma matriz ferrítica (α) e carbonetos M_3C (Fe_3C), $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$), M_7C_3 (Cr_7C_3), M_6C (Fe_3W_3C) e MC (VC) o que está de acordo com Gordo et al. e Velasco et al. [37,64].

Figura 5.21- Difratograma do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo (radiação Cu- $K\alpha$).

Figura 5.22 - Difratograma do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo após o tratamento térmico de recozimento (radiação Cu- α).

5.8.3. Microanálise de EDS do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo

A tabela 5.14 apresenta os resultados de EDS das fases matriz, carboneto M_6C e MC do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo.

Tabela 5.14 – Microanálise de EDS das fases matriz, carbonetos M_6C e MC do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo.

	Elemento, massa %				
	W	Mo	V	Cr	Fe
M_6C	41,25	22,01	4,34	2,98	29,41
MC	22,42	16,35	32,38	3,29	25,56
Matriz	4,56	2,69	1,78	3,87	87,1

As figuras 5.23, 5.24 e 5.25 apresentam os espectros de microanálise de EDS das fases matriz, M_6C e MC do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo.

Fig. 5.23 – Microanálise de EDS da fase matriz do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo.

Fig. 5.24 – Microanálise de EDS do carboneto M_6C do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo.

Fig. 5.25 – Microanálise de EDS do carboneto MC do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo.

5.8.4. Obtenção do aço rápido AISI M3:2 por sinterização a vácuo com adição de grafite (com fase líquida)

5.8.4.1 Introdução

Como o teor de carbono do pó do aço rápido fornecido pela Coldstream Inc. apresenta-se baixo para o aço rápido M3:2 (classe 2), uma pequena quantidade de grafite foi adicionada (0,3%C em massa). A composição de aço rápido M3:2 + 0,3%C foi considerada adequada para esse trabalho uma vez que na condição pós-sinterização apresenta um teor de carbono bem próximo daquela requerida pela norma A600-92a e com uma redução na temperatura de sinterização ^[65]. Sinterizações nas temperaturas de 1230, 1240, 1250, 1260 e 1270 °C foram executadas e as microestruturas obtidas são apresentadas nas figuras 5.26, 5.27, 5.28, 5.29 e 5.30. O ciclo de sinterização utilizado é mostrado na figura 5.31.

As microestruturas tipicamente obtidas no material na temperatura ótima de 1240 °C, isto é, aquela na qual não se observam porosidades e uma aceitável microestrutura foi produzida sendo mostrada na figura 5.27.

Fig. 5.26- Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1230 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.27 - Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1240 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.28 - Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1250 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.29 - Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1260 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

A estrutura do material na condição “como-sinterizado” é composta basicamente, de uma matriz de martensita (α'), austenita (γ) e carbonetos dos tipos MC, M_6C , M_3C e M_7C_3 . Os carbonetos MC e M_6C apresentam-se como partículas arredondadas no interior dos grãos e com morfologia angular ou contínua no contorno de grão. Os carbonetos MC (cinza) observados no contorno de grão preservaram a sua morfologia globular no intervalo de temperaturas de sinterização estudadas. As alterações na microestrutura com a elevação da temperatura de sinterização foram basicamente consistentes com a literatura ^[66,67].

Fig. 5.30 - Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo a 1270 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.31 – Ciclo de sinterização do aço rápido M3:2 + 0,3%C na temperatura ótima de 1240 °C.

A figura 5.30 apresenta uma micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 com a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite sinterizado a 1270 °C onde se observa porosidades que são condizentes com a baixa densidade verificada para essa temperatura de sinterização ($7,71 \text{ g/cm}^3$). A figura 5.31 apresenta o ciclo de sinterização utilizado para esse material.

As figuras 5.32 e 5.33 apresentam os difratogramas do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo na condição “como sinterizado” na temperatura ótima de sinterização de 1240 °C e recozido a 870 °C durante uma hora.

Os resultados de densidade, densificação e resistência à ruptura transversal (TRS) do aço rápido M3:2 (classe 2) sinterizado nas diferentes temperaturas de sinterização estudadas nesse trabalho, são apresentados nas tabelas 5.15, 5.16 e 5.17 e nos gráficos das figuras 5.34, 5.35 e 5.36, respectivamente. O aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado na condição ótima de sinterização na temperatura de 1240 °C, apresentou os melhores resultados de densidade, densificação e resistência à ruptura transversal, corroborando portanto, essa temperatura como sendo a temperatura ótima de sinterização para esse aço rápido. A adição de 0,3% de carbono na forma de grafite reduziu a temperatura de sinterização de 1263 para 1240 °C. Pelo menos cinco mostras foram ensaiadas para cada temperatura de sinterização.

O tratamento térmico de recozimento foi novamente necessário em função da elevada dureza do aço rápido M3:2 + 0,3%C “como-sinterizado” que apresentou uma dureza de 53 HRC. Após o tratamento térmico essa propriedade reduziu-se para 21 HRC o que possibilita a etapa seguinte de tratamento térmico de endurecimento com a austenitização, têmpera e revenimento.

Fig. 5.32 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0.3%C na condição “como sinterizado” na temperatura ótima de sinterização de 1240 °C. Cu- α .

Fig. 5.33 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0.3%C após o tratamento térmico de recozimento a 870 °C durante 1 hora. Cu-K α .

Após o tratamento térmico de recozimento a 870 °C durante uma hora, as fases presentes consistem basicamente de uma matriz de ferrita (α) e carbonetos dos tipos M_6C , M_3C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$ o que é consistente com a redução na dureza (figuras 5.32 e 5.33).

Fig. 5.34 – Densidade em função da temperatura de sinterização.

Fig. 5.35 – Densificação em função da temperatura de sinterização.

Fig. 5.36 – Resistência à ruptura transversal em função da temperatura de sinterização.

O valor mais baixo da resistência à ruptura transversal para a temperatura de sinterização de 1250 °C, talvez em função da posição da amostra no forno, produziu uma densidade aceitável (8,01 g/cm³), embora inferior a da sinterização a 1240 °C (8,07 g/cm³), no entanto com formação de um reticulado de carbonetos eutéticos no contorno de grão (figura 5.28), que não é observada para a temperatura de sinterização de 1260 °C (figura

5.29) e que é responsável pelo baixo resultado de resistência à ruptura transversal (TRS). Não obstante os resultados de densidade são consistentes no sentido de que a densidade do material sinterizado a 1250 °C é bem superior ao da densidade do material sinterizado a 1260 °C ($7,79 \text{ g/cm}^3$).

Tabela 5.15 – Densidades em função da temperatura de sinterização.

Temperatura de sinterização (°C)	1230	1240	1250	1260	1270
Densidade (g/cm^3)	$7,94 \pm 0,04$	$8,07 \pm 0,04$	$8,01 \pm 0,02$	$7,79 \pm 0,07$	$7,71 \pm 0,12$

A tabela 5.16 apresenta os resultados de densificação (em %) do aço rápido M3:2 + 0,3% C (grafite) em função da temperatura de sinterização.

Tabela 5.16 – Densificação em função da temperatura de sinterização.

Temperatura de sinterização (°C)	1230	1240	1250	1260	1270
Densificação (%)	97,3	98,9	98,2	95,5	94,5

A tabela 5.17 apresenta os resultados de resistência à ruptura transversal (MPa) do aço rápido M3:2 + 0,3% C (grafite) em função da temperatura de sinterização.

Tabela 5.17 – TRS do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C (grafite) para as várias temperaturas de sinterização.

Temperatura de sinterização(°C)	1230	1240	1250	1260	1270
TRS (MPa)	$708,4 \pm 41,3$	$959,5 \pm 158,5$	$458,5 \pm 69,2$	$809,6 \pm 133,8$	$582 \pm 16,9$

5.9. Microanálise de EDS do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vacuo

A tabela 5.18 apresenta os resultados de EDS das fases matriz, carbonetos M_6C e MC do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vacuo:

Tabela 5.18 - Resultados de EDS das fases matriz, carbonetos M_6C e MC do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vacuo.

	Elemento, massa %				
	W	Mo	V	Cr	Fe
M_6C	35,83	24,28	3,57	3,03	33,29
MC	25,19	22,74	42,22	3,27	6,57
Matriz	3,48	5,38	2,56	4,02	84,55

As figuras 5.37, 5.38 e 5.39 apresentam os espectros de microanálise de EDS das fases matriz, M_6C e MC do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vacuo:

Fig. 5.37 – Microanálise de EDS da fase matriz do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vácuo.

Fig. 5.38 – Microanálise de EDS do carboneto M_6C do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vácuo.

Fig. 5.39 – Microanálise de EDS do carboneto MC do aço rápido M3:2 + 0,3%C (grafite) sinterizado a vácuo.

Após a sinterização determinou-se através de ensaios de combustão direta com detecção por infra-vermelho o teor de carbono do aço rápido M3:2 com a adição de 0,3%C na forma de grafite obtendo-se 1,20% como resultado do teor de carbono.

A tabela 5.19 apresenta os teores de carbono do pó do aço rápido M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. com a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite e do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo.

Tabela 5.19 – Teor de carbono do aço rápido M3:2 com a adição de 0,3% em massa de carbono na forma de grafite.

	Teor de carbono (%C)
Aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo	1,20 ± 0,01
Pó do aço rápido M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. + 0,3%C na forma de grafite	1,28 ± 0,01
Perda de carbono	0,08

É possível obter-se aços rápidos AISI M3:2 compactados uniaxialmente a frio e sinterizados a vácuo com e sem a adição de carbono na forma de grafite. Uma aceitável microestrutura e densidades em torno de 98% da densidade teórica do material foram atingidas.

A adição de 0,3% de carbono na forma de grafite corrigiu o teor de carbono do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo (o pó fornecido pela Coldstream Inc. apresenta um baixo teor de carbono), compensando a perda (descarbonetação) devido à oxidação durante o ciclo de sinterização, o que está de acordo com Bolton e Gant^[68], enquadrando o mesmo de acordo com a norma ASTM A 600-92a^[65] que preconiza uma faixa permissível de teor de carbono para essa classe de aço rápido entre 1,15 e 1,25%.

Os resultados verificados na sinterização sustentam a premissa de que o processo de densificação para os aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de 0,3% carbono na forma de grafite ocorreu por um mecanismo de sinterização supersólida com fase líquida como proposto por Bolton and Gant^[68, 69]. O processo de densificação em ambos os casos, com e sem a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite foi maximizado a partir do aparecimento da fase líquida.

5.10 Microscopia eletrônica de varredura, resistência à ruptura transversal e diâmetro médio de carboneto primário dos aços rápido AISI M3:2

As amostras dos aços rápidos AISI M3:2 investigados nesse trabalho de pesquisa foram submetidas ao tratamento térmico especificado anteriormente, retificadas nas suas dimensões finais (6,35 mm $\times$ 12,7 mm $\times$ 31,7 mm no caso dos aços rápidos comerciais Sinter 23 e VWM3C e 5,5 mm $\times$ 11,0 mm $\times$ 31,7 mm no caso dos aços rápidos sinterizados a vácuo) e rompidas em ensaios de flexão em três pontos para a determinação da resistência à ruptura transversal (TRS). As micrografias de MEV dos aços rápidos Sinter 23, VWM3C, M3:2 sinterizado a vácuo e M3:2+0,3%C submetidos ao tratamento térmico de endurecimento não evidenciaram diferença significativa no tamanho e na distribuição dos carbonetos para todas as condições de tratamento térmico investigadas neste trabalho. Os carbonetos são dos tipos M_6C (rico em tungstênio e molibdênio) e MC (rico em vanádio). A figura 5.40 apresenta uma micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 mostrando esses carbonetos complexos de estrutura cúbica de face centrada com parâmetros de rede 11,07 Å e 4,15 Å, respectivamente.

Fig. 5.40 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Os carbonetos foram identificados por meio de microanálise de EDS. Os resultados semi-quantitativos de EDS são mostrados nas figuras 5.41 e 5.42.

Fig. 5.41 – Microanálise de EDS identificando o carboneto do tipo M_6C (rico em tungstênio, molibdênio e ferro).

Fig. 5.42 – Microanálise de EDS identificando o carboneto do tipo MC (rico em vanádio).

5.10.1 Micrografias de MEV dos aços rápidos AISI M3:2

As figuras 5.43 a 5.57 apresentam as micrografias do Sinter 23 austenitizados a 1120, 1140, 1160, 1180 e 1200 °C e submetidas ao revenimento a 540, 560 e 580 °C (todas as condições de tratamento térmico).

Fig. 5.43- Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.44- Micrografia de MEV do Sinter 23 Austenitizado a 1120 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.45- Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.46 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.47 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.48 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.49- Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.50 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.51 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.52 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.53 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.54 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.55- Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.56 – Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.57 - Micrografia de MEV do Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

As figuras 5.58 a 5.69 apresentam as micrografias do aço rápido VWM3C na direção transversal, austenitizadas a 1140, 1160, 1180 e 1200 °C e submetidas ao revenimento a 540, 560 e 580 °C (todas as condições de tratamento térmico).

Fig. 5.58- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.59- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.60- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.61 - Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.62 - Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.63- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.64- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.65- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.66- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1180 °C e revenido a 580°C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.67- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.68- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.69- Micrografia de MEV do VWM3C Austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

As figuras 5.70 a 5.81 apresentam as micrografias do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo, austenitizadas a 1140, 1160, 1180 e 1200 °C e submetidas ao revenimento a 540, 560 e 580 °C (todas as condições de tratamento térmico).

Fig. 5.70- Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.71- Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.72 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.73- Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.74 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.75 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.76 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.77 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.78 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.79 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.80 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.81 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo, Austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

As figuras 5.82 a 5.96 apresentam as micrografias de MEV das amostras do aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de conformação a quente:

Fig. 5.82- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1120 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.83- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1120 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.84- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1120 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.85- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.86- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.87- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.88- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.89- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.90- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.91- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.92- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.93- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.94- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.95- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.96- Micrografia de MEV do Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.97 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.98 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.99 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.100-Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.101 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.102 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.103 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.104 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.105 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.106 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.107 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.108 - Micrografia de MEV do VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

As figuras 5.109 a 5.120 apresentam as micrografias do aço rápido M3:2 + 0,3%C (na forma de grafite) sinterizado a vácuo, austenitizadas a 1140, 1160, 1180 e 1200 °C e submetidas ao revenimento a 540, 560 e 580 °C (todas as condições de tratamento térmico).

Fig. 5.109 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.110 - Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons secundários.

Fig. 5.111- Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1140 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.112 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.113 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.114 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1160 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.115 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.116 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.117 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1180 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.118 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 540 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.119 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 560 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.120 – Micrografia de MEV do aço rápido AISI M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo, austenitizado a 1200 °C e revenido a 580 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Resultados de resistência à ruptura transversal (TRS) dos aços rápidos AISI M3:2 em função da condição de tratamento térmico (MPa)

Tabela 5.20 – TRS dos aços rápidos AISI M3:2

Material/condição de tratamento térmico	Sinter 23	Sinter 23 direção da laminação	VWM3C	VWM3C direção da laminação	M3:2 sinterizado a vácuo	M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo
1120/540	2013 ± 622	3458 ± 1265	-	-	-	-
1120/560	1803 ± 195	2839 ± 1198	-	-	-	-
1120/580	2334 ± 230	3374 ± 892	-	-	-	-
1140/540	2734 ± 405	2936 ± 1193	1650 ± 492	3067 ± 502	1403 ± 313	1429 ± 153
1140/560	3546 ± 399	3432 ± 1168	1675 ± 314	3335 ± 539	1498 ± 291	1441 ± 67
1140/580	3495 ± 423	3531 ± 1098	1749 ± 508	3469 ± 316	1701 ± 154	1873 ± 173
1160/540	2192 ± 196	3384 ± 906	1317 ± 410	2439 ± 238	1314 ± 304	1472 ± 179
1160/560	3110 ± 568	3636 ± 1058	1325 ± 413	3160 ± 418	1777 ± 159	1581 ± 144
1160/580	3705 ± 139	3813 ± 965	1223 ± 578	2866 ± 399	1636 ± 368	1416 ± 124
1180/540	2325 ± 229	2502 ± 787	1496 ± 539	2026 ± 311	1436 ± 302	1386 ± 186
1180/560	2527 ± 298	3854 ± 924	1171 ± 256	3005 ± 372	1024 ± 226	1314 ± 87
1180/580	3619 ± 416	3876 ± 1069	1548 ± 334	3133 ± 220	1582 ± 260	1520 ± 171
1200/540	2647 ± 408	3496 ± 738	1402 ± 303	2351 ± 1135	1083 ± 222	1424 ± 209
1200/560	3392 ± 413	2213 ± 472	1307 ± 519	2903 ± 420	1170 ± 259	1623 ± 150
1200/580	2731 ± 615	3413 ± 718	1349 ± 456	2942 ± 358	1811 ± 242	1615 ± 125

Resultados de diâmetro médio de carboneto primário dos aços rápidos AISI M3:2 em função da condição de tratamento térmico (μm)

Tabela 5.21 - Tamanhos de carbonetos primários dos aços rápidos AISI M3:2

Material/condição de tratamento térmico	Sinter 23	Sinter 23 direção da laminação	VWM3C	VWM3C direção da laminação	M3:2 sinterizado a vácuo	M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo
1120/540	$1,701 \pm 0,094$	$1,201 \pm 0,071$	-	-	-	-
1120/560	$1,734 \pm 0,121$	$1,250 \pm 0,070$	-	-	-	-
1120/580	$1,724 \pm 0,086$	$1,202 \pm 0,070$	-	-	-	-
1140/540	$1,234 \pm 0,136$	$1,217 \pm 0,051$	$1,877 \pm 0,088$	$1,464 \pm 0,120$	$2,161 \pm 0,124$	$1,812 \pm 0,302$
1140/560	$1,352 \pm 0,068$	$1,140 \pm 0,321$	$1,846 \pm 0,107$	$1,489 \pm 0,428$	$1,914 \pm 0,154$	$1,897 \pm 0,037$
1140/580	$1,263 \pm 0,150$	$1,237 \pm 0,082$	$1,997 \pm 0,109$	$1,721 \pm 0,045$	$1,994 \pm 0,139$	$1,704 \pm 0,038$
1160/540	$1,249 \pm 0,079$	$1,384 \pm 0,056$	$1,878 \pm 0,078$	$1,690 \pm 0,116$	$1,921 \pm 0,078$	$1,677 \pm 0,123$
1160/560	$1,347 \pm 0,054$	$1,270 \pm 0,050$	$2,023 \pm 0,169$	$1,779 \pm 0,067$	$2,016 \pm 0,077$	$1,992 \pm 0,246$
1160/580	$1,250 \pm 0,107$	$1,266 \pm 0,105$	$2,060 \pm 0,095$	$1,766 \pm 0,047$	$2,068 \pm 0,143$	$2,256 \pm 0,123$
1180/540	$1,213 \pm 0,058$	$1,177 \pm 0,045$	$2,325 \pm 0,196$	$1,794 \pm 0,141$	$2,280 \pm 0,123$	$1,855 \pm 0,131$
1180/560	$1,135 \pm 0,067$	$1,247 \pm 0,075$	$2,060 \pm 0,135$	$1,794 \pm 0,105$	$2,286 \pm 0,228$	$1,731 \pm 0,064$
1180/580	$1,261 \pm 0,121$	$1,209 \pm 0,056$	$2,076 \pm 0,165$	$1,838 \pm 0,069$	$1,984 \pm 0,172$	$2,211 \pm 0,104$
1200/540	$1,222 \pm 0,050$	$1,276 \pm 0,061$	$2,194 \pm 0,194$	$1,799 \pm 0,110$	$2,056 \pm 0,086$	$1,466 \pm 0,153$
1200/560	$1,205 \pm 0,068$	$1,325 \pm 0,058$	$2,029 \pm 0,128$	$1,810 \pm 0,084$	$2,217 \pm 0,134$	$1,418 \pm 0,072$
1200/580	$1,227 \pm 0,059$	$1,375 \pm 0,087$	$1,975 \pm 0,147$	$1,880 \pm 0,054$	$2,100 \pm 0,116$	$1,653 \pm 0,097$

Os gráficos das figuras 5.121, 5.122, 5.123, 5.124, 5.125 e 5.126 apresentam os resultados de resistência à ruptura transversal e diâmetro médio de carboneto primário, respectivamente:

Fig. 5.121 – Gráfico da resistência à ruptura transversal em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 540 °C.

Fig 5.122 – Gráfico do diâmetro médio de carboneto primário em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 540 °C.

Fig. 5.123 – Gráfico da resistência à ruptura transversal em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 560 °C.

Fig 5.124 – Gráfico do diâmetro médio de carboneto primário em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 560 °C.

Fig. 5.125 – Gráfico da resistência à ruptura transversal em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 580 °C.

Fig 5.126 – Gráfico do diâmetro médio de carboneto primário em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 580 °C.

Os resultados apresentados nos gráficos e nas tabelas de resistência à ruptura transversal e diâmetro médio de carboneto primário para os seis tipos de aços rápidos investigados e para as diferentes condições de tratamento térmico evidenciam que existe definitivamente uma relação entre o diâmetro médio de carboneto primário (microestrutura que resulta das diferentes condições de tratamento térmico de endurecimento) e a propriedade mecânica de tenacidade (no caso a resistência à ruptura transversal), ou seja, tamanhos maiores de carboneto primário conduz a resultados de resistência à ruptura transversal menores e vice-versa. Os carbonetos grosseiros e com uma distribuição menos uniforme dos aços rápidos VWM3C e M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de 0,3%C na forma de grafite, determinam uma menor resistência à ruptura transversal e no caso específico do aço rápido convencional VWM3C a distribuição contínua dos carbonetos primários M_6C e MC constituem regiões preferencialmente favoráveis à propagação de trincas. De acordo com Antretter e Fischer^[70], materiais compósitos como os aços rápidos, com carbonetos dispersos numa matriz martensítica revenida, a função de distribuição de tensões é largamente influenciada não apenas pela forma, mas principalmente pelo tamanho dos carbonetos. Os carbonetos presentes nos aços rápidos apresentam comportamento frágil, de tal forma que microtrincas preexistentes constituem a causa de falhas quando o tamanho crítico da trinca é excedido. Então, partículas (carbonetos) maiores são mais susceptíveis a intensificar e propagar trincas instavelmente do que os menores.

Os mais elevados resultados de resistência à ruptura transversal foram observados para o aço rápido Sinter 23 processado por sinterização com compactação isostática a quente. Esses aços após a sua obtenção são submetidos a severos trabalhos de deformação a quente (laminação ou forjamento) e mantém uma refinada microestrutura de carbonetos durante o tratamento térmico.

A observação mais acurada dos dados disponíveis sugere que de uma maneira geral, a resistência à ruptura transversal do Sinter 23 na direção transversal a do trabalho deformação a quente decresce com o aumento da temperatura de austenitização para ambas as temperaturas de revenimento de 540, 560 °C. No entanto, essa tendência de queda é revertida para a temperatura de austenitização de 1200 °C no caso das amostras na direção transversal a da laminação. Os resultados de TRS para essa temperatura de austenitização apresentam um aumento de 34% em relação ao resultado para a temperatura de austenitização de 1180 °C para o revenimento a 560 °C e um aumento de 13,85% em

relação ao resultado para a temperatura de austenitização de 1180 °C e para o revenimento a 540 °C produzindo nessa elevada temperatura de austenitização (1200 °C) praticamente os mesmos TRS obtidos para a temperatura de austenitização de 1140 °C conciliando, no entanto, com uma elevada dureza produzindo uma interessante combinação de elevada dureza e elevada resistência à ruptura transversal. Para a temperatura de revenimento a 580 °C, os resultados de resistência à ruptura transversal para o Sinter 23 na direção transversal a do trabalho de deformação a quente, mantiveram-se praticamente os mesmos para as temperaturas de austenitização de 1140, 1160 e 1180 °C, apresentando uma tendência de queda para a temperatura de austenitização de 1200 °C. Os resultados de TRS para a temperatura de austenitização de 1120 °C apresentaram-se baixos em todas as temperaturas de revenimento, não justificando assim a expectativa de que, para esse aço rápido, austenitizado a uma temperatura mais baixa, a propriedade de tenacidade fosse superior. Os resultados de TRS das amostras do Sinter 23, na direção transversal a do trabalho de conformação a quente e medidos para as temperaturas de revenimento de 540, 560 e 580 °C indicam que os valores mais elevados, de uma maneira geral, foram observados para a temperatura de austenitização de 1140 °C. O melhor resultado para o TRS corresponde à condição de temperatura de austenitização de 1160 °C e revenimento a 580 °C que nos fornece um valor de 3705 MPa. Por outro lado, os resultados apresentados pelas amostras do aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente apresentaram-se sempre num patamar um pouco superior a daqueles apresentados pelo Sinter 23 na direção transversal, no entanto, a dispersão dos resultados é consideravelmente maior. O melhor resultado para o TRS do Sinter 23 na direção da laminação corresponde a 3876 MPa verificada na condição de temperatura de austenitização de 1180 °C e temperatura de revenimento de 580 °C, ou seja a mesma temperatura de revenimento para os dois aços rápidos Sinter 23. O aumento do TRS do Sinter 23 na direção transversal a da laminação para a temperatura de 1200 °C não se verificou no caso do mesmo aço na direção da laminação o que é consistente com a literatura, apresentando um aumento acentuado do tamanho de grão austenítico para essa temperatura de austenitização. Os resultados de TRS do Sinter 23 para a temperatura de austenitização de 1120 °C apresentaram-se baixos para as amostras na direção transversal a do trabalho de deformação a quente, no entanto, as amostras na direção da laminação apresentaram resultados da mesma magnitude daqueles observados para as demais temperaturas de austenitização o que é consubstanciado pelos diâmetros médios de carbonetos primários que são da ordem de 1,7 μm e 1,2 μm para as

amostras na direção transversal e na direção da laminação ou forjamento, respectivamente. O tamanho ou diâmetro médio, a morfologia e a distribuição dos carbonetos primários são de fundamental importância por ocasião da nucleação de trincas em ensaios estáticos sem entalhe como no caso do ensaio de flexão em três pontos utilizado na determinação da resistência à ruptura transversal. Os diâmetros médios dos carbonetos primários (M_6C e MC), são praticamente os mesmos, variando muito pouco no caso do Sinter 23 na direção da laminação, para todas as condições de tratamento térmico investigadas apresentaram-se muito pouco sensíveis às diferentes condições de tratamento térmico de endurecimento (austenitização, têmpera e revenimento). O aço rápido Sinter 23 na direção transversal apresentou-se mais sensível no que diz respeito aos diâmetros médios de carbonetos primários, variando de uma maneira mais acentuada para as várias condições de tratamento térmico estudadas, mantendo, no entanto, a relação entre esse parâmetro e a resistência à ruptura transversal (TRS). A relação entre os resultados de TRS do Sinter 23 na direção da laminação ou forjamento e na direção transversal fornece uma medida da isotropia do material, ou seja, uma relação entre as resistências à ruptura transversal medidas na direção perpendicular (na direção da laminação) e paralela (na direção transversal a da laminação) as de aplicação da carga. O Sinter 23 apresentou uma isotropia média de 80% para todas as condições de tratamento térmico investigadas o que é consistente com o que se observa nas microestruturas das micrografias de MEV do Sinter 23 na direção transversal a do trabalho de deformação a quente e na direção paralela ao mesmo, ou seja, a mesma distribuição de carbonetos primários com aproximadamente os mesmos diâmetros médios (em torno de $1,2\ \mu m$). A figura 5.127 apresenta um gráfico da isotropia do Sinter 23.

Figura 5.127 – Isotropia do aço rápido Sinter 23 para todas as condições de tratamento térmico investigadas.

Por outro lado, observa-se que para o aço rápido convencional VWM3C, apenas as amostras na direção do trabalho de deformação a quente apresentam elevados resultados de TRS, que corresponde a aproximadamente os mesmos daqueles apresentados pelo Sinter 23 na direção transversal, e praticamente o dobro do apresentado por esse aço convencional na direção transversal, o que deve ser atribuído ao maior caminho que a trinca teria para percorrer antes de ser parado pela matriz como no caso do carregamento perpendicular à direção do trabalho de deformação a quente que corresponde ao das amostras fabricadas na direção da laminação. Tal como verificado para o Sinter 23, os resultados de resistência à ruptura transversal do aço rápido convencional VWM3C, decrescem de uma maneira geral com o aumento da temperatura de austenitização. Os melhores resultados de TRS do aço rápido VWM3C são registrados para a mesma condição de tratamento térmico de endurecimento nas temperaturas de austenitização de 1140 °C e temperatura de revenimento de 580 °C para as amostras na direção da laminação e na direção transversal, cujos resultados são 3469 MPa e 1749 MPa, respectivamente. O VWM3C apresentou uma isotropia média de 50,5% e o gráfico é apresentado na figura 5.128.

Figura 5.128 – Isotropia do aço rápido convencional VWM3C para todas as condições de tratamento térmico investigadas.

Os resultados de isotropia observados nos aços rápidos Sinter 23 e VWM3C estão em conformidade com a literatura ^[63] que preconiza que o aço rápido processado por sinterização por compactação isostática a quente apresenta isotropia das propriedades mecânicas enquanto que o aço rápido produzido pelo processo convencional apresenta anisotropia das propriedades mecânicas que resultam do acentuado alinhamento dos carbonetos na direção do trabalho de deformação a quente utilizado.

A necessidade de uma melhor avaliação da influência das condições de tratamento térmico, ou seja, da influência da temperatura de revenimento na microestrutura do aço rápido convencional VWM3C juntamente com a avaliação do pico de dureza secundária para esse aço, conduziu a implementar ensaios de resistência à ruptura transversal e avaliação dos tamanhos de carbonetos primários para amostras desse aço rápido na direção transversal a do trabalho de deformação a quente, submetidas a tratamentos térmicos nas mesmas temperaturas de austenitização, no entanto utilizando-se a temperatura de 520 °C como temperatura de revenimento. As micrografias de MEV do aço rápido convencional

VWM3C tratadas termicamente nessas condições são apresentadas nas figuras 5.129 a 5.132.

Fig. 5.129 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 520 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.130 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 520 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.131 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenimento a 520 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.132 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 520 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

A tabela 5.22 e as figuras 5.133 e 5.134 apresentam os resultados de resistência à ruptura transversal e de diâmetro médio de carbonetos primários do aço rápido VWM3C

na direção transversal a da laminação para as temperaturas de austenitização de 1140, 1160, 1180 e 1200 °C e para a temperatura de revenimento de 520 °C.

Tabela 5.22 – Resistência à ruptura transversal e diâmetro médio de carboneto primário do aço rápido VWM3C para a temperatura de revenimento de 520 °C.

Austenitização/ têmpera	TRS (MPa)	Dureza (HRC)	Dureza (HV)	Diâmetro médio de carboneto primário (μm)
1140/520	942 ± 239	60 ± 0,7	690 ± 7	2,331 ± 0,067
1160/520	1058 ± 264	61,3 ± 0,6	710 ± 6	2,667 ± 0,295
1180/520	1062 ± 252	63,2 ± 0,5	840 ± 5	2,465 ± 0,032
1200/520	875 ± 239	64,7 ± 0,4	870 ± 4	2,425 ± 0,110

Fig. 5.133 – Gráfico da resistência à ruptura transversal do aço rápido convencional VWM3C em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 520 °C.

Fig. 5.134 - Gráfico do diâmetro médio de carboneto primário do aço rápido convencional VWM3C em função da temperatura de austenitização para a temperatura de revenimento de 520 °C.

A temperatura de revenimento de 520 °C aplicada ao aço rápido convencional VWM3C na direção transversal a do trabalho de deformação a quente promoveu um crescimento acentuado do tamanho de carboneto primário, ou seja um engrossamento dos carbonetos primários. Esse engrossamento dos carbonetos primários teve como consequência imediata uma redução da resistência à ruptura transversal em torno e abaixo do patamar de 1000 MPa constituindo portanto, uma condição de tratamento térmico não adequada para esse tipo de aço rápido.

Os aços rápidos M3:2 obtidos a partir da compactação uniaxial a frio de pós, seguida de sinterização a vácuo com e sem a adição de uma pequena quantidade de carbono (0,3%) na forma de grafite apresentaram os mais baixos resultados de resistência à ruptura transversal e os maiores diâmetros médios de carbonetos primários apenas comparáveis aos do aço rápido convencional VWM3C na direção transversal a da laminação ou forjamento. A resistência à ruptura transversal dos aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo apresentaram basicamente os mesmos resultados para ambos os aços M3:2 com e sem a adição de grafite com uma ligeira vantagem para o primeiro para todas as condições de tratamento térmico investigadas. Os melhores resultados de TRS foram registrados para as temperaturas de austenitização mais baixas, 1140 e 1160 °C que correspondem a 1873 MPa (temperatura de austenitização de 1140 °C e temperatura de

revenimento de 580 °C) para o aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo com a adição de 0,3% de carbono e 1777 MPa (temperatura de austenitização de 1160 °C e temperatura de revenimento de 560°C) para ao aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo sem a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite. A dispersão dos resultados de resistência à ruptura transversal dos aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo apresentaram-se abaixo daquelas observadas para os aços rápidos convencionais VWM3C. Os baixos resultados de resistência à ruptura transversal dos aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo são consistentes com os diâmetros médios de carbonetos primários observados que variaram entre 1,418 e 2,256 μm e que fornecem uma medida do engrossamento dos carbonetos observados nesses aços obtidos por essa técnica de metalurgia do pó.

De acordo com Beiss, Wähling e Duda ^[61] e Shi, Zhou e Ding ^[71], esses baixos resultados da resistência à ruptura transversal (TRS) podem ser atribuídos a três defeitos microestruturais:

- inclusões metálicas ou não metálicas devido à contaminação durante a fabricação ou manuseio;
- porosidades que resultam do ciclo de sinterização;
- engrossamento dos carbonetos.

De acordo com Hong, Bae e Kim ^[72] inclusões não metálicas sempre são encontradas em aços rápidos processados por técnicas de metalurgia do pó. Não obstante, a aceitável microestrutura produzida pela sinterização a vácuo desses aços rápidos obtendo-se em média 98% da densidade teórica dos mesmos, com melhoria da resistência à ruptura transversal seriam possível com uma otimização da microestrutura e/ou a aplicação de alguma quantidade de trabalho de deformação a quente.

5.11 Dureza Rockwell C e Vickers dos aços rápidos AISI M3:2

Amostras do aço rápido Sinter 23, fabricadas na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente e tratadas termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza. Nessas condições de tratamento térmico a dureza após o revenimento aumenta com o aumento na temperatura de austenitização. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 961-976 HV para essas condições de

endurecimento. Os resultados de dureza Vickers para todas as condições de endurecimento são listados na tabela 5.23.

Tabela 5.23 – Resultados de dureza Vickers para todas as condições de tratamento térmico do aço rápido Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento).

Austenitização/ revenimento	1120 °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	935 ± 15,4	926 ± 7	950 ± 22,5	932 ± 15,1	939 ± 8,4
560 °C	891 ± 15,6	879 ± 28,8	937 ± 7,5	961 ± 5,7	976 ± 10,1
580 °C	863 ± 14	849 ± 18	893 ± 10	939 ± 5	926 ± 5

Os resultados de dureza Rockwell C do aço rápido Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente são apresentados na tabela 5.24.

Tabela 5.24 - Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente.

Austenitização/ revenimento	1120 °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	65 ± 0,1	65 ± 0,2	66 ± 0,5	65,2 ± 0,3	65,4 ± 0,2
560 °C	63,5 ± 0,2	64 ± 0,6	66 ± 0,2	66,5 ± 0,1	67 ± 0,2
580 °C	64,3 ± 0,4	62,9 ± 0,5	64,3 ± 0,2	65,3 ± 0,1	66,5 ± 0,1

A partir dos dados de durezas Vickers e Rockwell C do aço rápido Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento), pode-se afirmar que o pico de dureza secundária, ou seja a temperatura de revenimento na qual a dureza é máxima, para esse aço rápido se situa em 540 °C para as temperaturas de austenitização mais baixas como 1120, 1140 e 1160 °C, devendo no entanto, se situar em 560 °C para as temperaturas de austenitizações mais elevadas como 1180 e 1200 °C.

O mesmo procedimento para a determinação das durezas Vickers e Rockwell C foi aplicado ao aço rápido Sinter 23 cujas amostras foram fabricadas na direção do trabalho de deformação a quente. Os resultados de durezas Vickers e Rockwell C são apresentados nas tabelas 5.25 e 5.26.

Tabela 5.25 – Resultados de dureza Vickers para todas as condições de tratamento térmico do aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente.

Austenitização/ Revenimento	1120 °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	902 ± 8,6	914 ± 24,5	969 ± 7,6	959 ± 10,6	938 ± 8,1
560 °C	894 ± 12,9	913 ± 9,5	928 ± 5,1	929 ± 4,7	945 ± 8,4
580 °C	856 ± 4,2	865 ± 4,6	903 ± 6,4	900 ± 16,7	920 ± 7,5

Os resultados de dureza Rockwell C do aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente são apresentados na tabela 5.26.

Tabela 5.26 – Resultados de dureza Rockwell C para todas as condições de tratamento térmico do aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente.

Austenitização/ revenimento	1120 °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	65,3 ± 0,8	66,3 ± 0,4	66,8 ± 0,4	67,4 ± 0,2	67,1 ± 0,2
560 °C	63 ± 0,6	65,6 ± 0,2	65,5 ± 0,4	66,1 ± 0,4	67,1 ± 0,6
580 °C	63,3 ± 0,4	64 ± 0,5	65 ± 0,2	65,3 ± 0,4	65,8 ± 0,4

O aço rápido Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente apresentou praticamente o mesmo comportamento no que concerne às temperaturas do pico de dureza secundária, ou seja, o máximo endurecimento secundário ocorre na temperatura de revenimento de 540 °C para as temperaturas de austenitização mais baixas e 560 °C para as temperaturas de austenitização mais elevadas.

Amostras do aço rápido convencional VWM3C, fabricadas na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente e tratadas termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza Vickers com uma carga de 31,25 kg. Pelo menos dez impressões foram executadas em cada uma das seis amostras. Nessas condições de tratamento térmico, a dureza após o revenimento aumenta com o aumento na temperatura de austenitização. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 921 HV para essas condições de endurecimento. Os resultados de dureza Vickers para todas as condições de endurecimento são listados na tabela 5.27.

Tabela 5.27 - Resultados de dureza Vickers do aço rápido VWM3C na direção transversal a do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico.

Austenitização/revenimento, °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	853 ± 7	890 ± 5,7	918 ± 8	921 ± 9,7
560 °C	844 ± 1,5	889 ± 2,3	916 ± 4,4	913 ± 5,3
580 °C	840 ± 4,8	831 ± 16,3	907 ± 3,8	905 ± 3,7

Os resultados de dureza Rockwell C foram obtidos estabelecendo-se dez medidas para cada uma das seis amostras e são apresentadas na tabela 5.28.

Tabela 5.28 - Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido VWM3C na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico.

Austenitização/revenimento, °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	63,2 ± 0,8	65,7 ± 0,3	65,2 ± 0,1	65 ± 0,1
560 °C	62,5 ± 0,2	64,3 ± 0,4	64,5 ± 0,3	64 ± 0,9
580 °C	61,2 ± 0,2	62,1 ± 0,1	62,9 ± 0,2	63,3 ± 0,8

Os valores observados para os ensaios de dureza Rockwell C apresentam-se mais elevados para a temperatura de revenimento de 540 °C para todas as temperaturas de austenitização. Portanto, os resultados de dureza Rockwell C indicam que o pico de dureza secundário para esse aço rápido situa-se em 540 °C.

Amostras do aço rápido convencional VWM3C, fabricadas na direção do trabalho de deformação a quente e tratadas termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza Vickers. Nessas condições de tratamento térmico a dureza após o revenimento aumenta com o aumento na temperatura de austenitização. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 915 HV para essas condições de endurecimento. Os resultados de dureza Vickers para todas as condições de endurecimento são listados na tabela 5.29.

Tabela 5.29 - Resultados de dureza Vickers do aço rápido VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico.

Austenitização/revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	875 ± 2,2	911 ± 5,3	891 ± 12,5	915 ± 23,5
560 °C	840 ± 1,1	851 ± 3,8	872 ± 7,3	910 ± 3,7
580 °C	782 ± 12,2	798 ± 3,1	827 ± 15	853 ± 10,5

Os resultados de dureza Rockwell C foram obtidos estabelecendo-se dez medidas para cada uma das seis amostras e são apresentadas na tabela 5.30.

Tabela 5.30 - Resultados de dureza Rockwell C do aço rápido VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente para todas as condições de tratamento térmico.

Austenitização/revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	65 ± 0,2	64,7 ± 0,3	66 ± 0,2	66,3 ± 0,2
560 °C	63,5 ± 0,3	63,6 ± 0,4	64,3 ± 0,4	65,5 ± 0,3
580 °C	61,5 ± 0,6	62,5 ± 0,3	62,6 ± 0,4	63,9 ± 0,2

No que concerne ao pico de dureza secundária o aço rápido VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente apresenta o mesmo comportamento do seu equivalente na direção transversal. Ou seja, a temperatura de revenimento de 540 °C corresponde ao pico de dureza secundária para esse aço rápido.

As amostras do aço rápido AISI M3:2 sinterizado a vácuo foram submetidas ao tratamento térmico especificado anteriormente, tal como para o Sinter 23, retificadas nas suas dimensões finais (5,5 × 11 × 31,7 mm) e rompidas no ensaio de flexão em três pontos para a determinação da resistência à ruptura transversal (TRS). Os carbonetos são os mesmos presentes no Sinter 23 constando dos tipos M₆C (rico em tungstênio e molibdênio) e MC (rico em vanádio).

Amostras do material tratado termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza Rockwell C (HRC) e ao ensaio de dureza Vickers. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 740 HV para essas condições de endurecimento. Os resultados para a dureza para todas as condições de endurecimento são apresentados nas tabelas 5.31 e 5.32.

Tabela 5.31 – Resultados de dureza do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HV).

Austenitização/revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	690 ± 6	690 ± 4	690 ± 6	740 ± 4
560 °C	625 ± 4	625 ± 4	640 ± 6	690 ± 4
580 °C	610 ± 6	625 ± 5	610 ± 4	610 ± 5

Tabela 5.32 – Resultados de dureza do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HRC).

Austenitização/revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	60 ± 0,6	60 ± 0,4	60 ± 0,6	62 ± 0,4
560 °C	57 ± 0,4	57 ± 0,4	58 ± 0,6	60 ± 0,4
580 °C	56,2 ± 0,4	57,1 ± 0,4	56,1 ± 0,4	56,7 ± 0,4

Os resultados de dureza alcançados não foram aqueles que estavam previstos e que foram atingidos no caso do Sinter 23 e do aço rápido convencional VWM3C. O pó do aço rápido AISI M3:2 fornecido pela Coldstream Inc. apresenta um teor de carbono baixo para essa classe de aço rápido AISI M3:2. Medidas do teor de carbono foram executadas com o objetivo de avaliar a perda de carbono durante a sinterização.

Durante a sinterização foi observada a perda de 0,1% no teor de carbono. O baixo teor de carbono pode ter contribuído para a redução das propriedades de dureza e de resistência à ruptura transversal.

Os resultados de dureza mais elevados foram observados para a temperatura de revenimento de 540 °C que é o pico de dureza secundária para esse aço obtido pela rota da metalurgia do pó. A temperatura de revenimento de 580 °C conferiu a esse aço rápido, durezas muito baixas para um aço ferramenta não devendo portanto ser utilizada.

As amostras do aço rápido AISI M3:2 + 0,3% sinterizado a vácuo foram submetidas ao tratamento térmico especificado anteriormente, tal como para o Sinter 23, retificadas nas suas dimensões finais (5,5 × 11 × 31,7 mm) e rompidas no ensaio de flexão em três pontos para a determinação da resistência à ruptura transversal (TRS). Os carbonetos são os mesmos presentes nos aços rápidos Sinter 23, VWM3C e AISI M3:2 sinterizado a vácuo sem adição de grafite constando dos tipos M₆C (rico em tungstênio e molibdênio) e MC (rico em vanádio).

Amostras do material tratado termicamente nas várias condições de endurecimento foram submetidas ao ensaio de dureza Rockwell C (HRC) e ao ensaio de dureza Vickers. Os valores de dureza mais elevados foram da ordem de 907 HV para essas condições de endurecimento. Os resultado para a dureza para todas as condições de endurecimento são apresentados nas tabela 5.33 e 5.34.

Tabela 5.33 – Resultados de dureza do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HV).

Austenitização/revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	836 ± 3,4	898 ± 5,6	902 ± 13,8	907 ± 2,2
560 °C	815 ± 8,9	837 ± 2,2	842 ± 18	816 ± 3,5
580 °C	772 ± 6	826 ± 0,7	809 ± 3,5	783 ± 8,6

Tabela 5.34 – Resultados de dureza do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo para todas as condições de tratamento térmico (HRC).

Austenitização/revenimento	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
540 °C	62,7 ± 0,3	62,9 ± 0,2	63,9 ± 0,5	63,6 ± 0,5
560 °C	63,1 ± 0,7	62,2 ± 0,2	62,9 ± 0,5	62,4 ± 0,4
580 °C	61,2 ± 0,3	60,5 ± 0,4	62,4 ± 0,4	61,2 ± 0,1

A adição de 0,3% de carbono na forma de grafite foi efetiva no sentido de melhorar a resposta desse aço rápido sinterizado a vácuo ao procedimento de tratamento térmico utilizado. Os resultados de dureza foram sensivelmente melhores situando-se acima de 60 HRC para todas as condições de tratamento térmico investigadas e são adequados para um aço rápido dessa classe.

O pico de dureza secundária desse aço rápido obtido pela rota da metalurgia do pó se situa na temperatura de 540 °C. As duas outras temperaturas de revenimento estudadas 560 e 580 °C promoveram durezas ainda adequadas para um aço rápido dessa classe. As figuras 5.135, 5.136, 5.137, 5.138, 5.139 e 5.140 apresentam os gráficos com os resultados de dureza Vickers e Rockwell C para os aços rápidos AISI M3:2 estudados.

Fig 5.135 – Resultados de dureza Vickers para a temperatura de revenimento de 540°C.

Fig. 5.136 - Resultados de dureza Vickers para a temperatura de revenimento de 560°C.

Fig 5.137 - Resultados de dureza Vickers para a temperatura de revenimento de 580°C.

Fig 5.138 – Resultados de dureza Rockwell C para a temperatura de revenimento de 540°C.

Fig. 5.139 - Resultados de dureza Rockwell C para a temperatura de revenimento de 560°C.

Fig 5.140 - Resultados de dureza Rockwell C para a temperatura de revenimento de 580°C.

A tabela 5.35 e o gráfico da figura 5.141 apresentam os resultados de dureza Rockwell C para os seis aços rápidos na condição de austenitizados e temperados:

Tabela 5.35 – Resultados de dureza Rockwell C dos seis aços investigados.

Material	1120 °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
Sinter 23 na direção Transversal	$62 \pm 0,2$	$61,9 \pm 0,6$	$60,6 \pm 0,6$	$59,4 \pm 0,5$	$60,5 \pm 1,3$
Sinter 23 na direção Longitudinal	$66,3 \pm 0,2$	$65,4 \pm 0,2$	$65,1 \pm 0,1$	$64,7 \pm 0,3$	$63,2 \pm 0,3$
VWM3C na direção Transversal	-	$62,8 \pm 0,2$	$62,9 \pm 0,3$	$62,4 \pm 0,4$	$61,8 \pm 0,1$
VWM3C na direção Longitudinal	-	$64,6 \pm 0,5$	$64,1 \pm 0,6$	$63,4 \pm 0,3$	$63,1 \pm 0,2$
M3:2 sinterizado A vácuo	-	$58,1 \pm 0,6$	$59,8 \pm 0,5$	$60,5 \pm 0,9$	$61,6 \pm 0,5$
M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo	-	$64,1 \pm 0,7$	$64,8 \pm 0,3$	$65,8 \pm 0,2$	$65,3 \pm 0,2$

Fig. 5.141 - Resultados de dureza HRC em função da temperatura de austenitização para os aços rápidos Sinter 23, VWM3C e M3:2 com e sem a adição de 0,3%C sinterizados a vácuo austenitizados e temperados.

Geralmente, o tempo de encharque para os aços rápidos obtidos por metalurgia do pó, notadamente aqueles obtidos por sinterização com compactação isostática a quente, pode ser reduzido comparativamente ao seu similar obtido pelo processo convencional devido aos carbonetos primários mais refinados. No entanto, o tempo de austenitização (encharque) para os três aços rápidos para todas as condições de tratamento térmico de endurecimento adotado nesse trabalho foi de 3 minutos. A austenitização dos aços rápidos implica na solubilização de todos os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e alguns dos carbonetos primários dos tipos M_6C e MC na matriz. À medida que a concentração dos elementos de liga atinge a saturação com a solubilização dos carbonetos finos, ainda que a solubilização dos carbonetos primários grosseiros não tenha prosseguimento, a diferença no tamanho aparente dos carbonetos dos aços rápidos obtidos por metalurgia do pó e pelo processo convencional não tem influência no tempo de austenitização (encharque). Também não se verifica uma diferença significativa entre as durezas dos aços rápidos obtidos por metalurgia do pó e pelo processo convencional após o revenimento uma vez que as durezas dos aços rápidos dependem basicamente da dureza da matriz. No entanto, os aços rápidos obtidos por metalurgia do pó apresentam uma dureza mais uniforme e uma menor distorção após o tratamento térmico de endurecimento. Os resultados decrescentes de dureza com o aumento da temperatura de austenitização, para os aços rápidos Sinter 23 e VWM3C submetidos a austenitização e têmpera, devem ser atribuídos ao aumento da austenita retida nesses aços com elevado teor de carbono. O comportamento dos aços Sinter 23 e VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente apresentou a mesma tendência de queda pela mesma razão, no entanto com resultados superiores a daqueles observados nos aços rápidos na direção transversal. Já o comportamento contrário dessa propriedade no caso dos aços rápidos M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite sinterizados a vácuo, sinaliza para um baixo teor de carbono nesse material. Temperaturas de austenitização mais elevadas produziram nesses materiais um aumento de dureza.

O aço rápido Sinter 23, obtido por sinterização com compactação isostática a quente, apresentou a melhor resposta ao tratamento térmico produzindo endurecimento secundário em todas condições de tratamento térmico de endurecimento no caso do Sinter 23 na direção transversal ao do trabalho de deformação a quente. O aço rápido convencional apresentou uma resposta intermediária, enquanto que os aços rápidos M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite sinterizados a vácuo apresentaram a pior resposta ao tratamento térmico dentre os aços rápidos estudados, não obstante, a

melhora considerável obtida com a adição de 0,3% em massa de carbono, os resultados obtidos para o endurecimento secundário desses materiais foram de pequena magnitude. A temperatura de revenimento de 580 °C não deve ser utilizada para esses materiais pois produz excessiva perda de dureza. O pico de dureza secundária para ambos os aços M3:2 sinterizados a vácuo corresponde à temperatura de 540 °C. Nesse caso, para esses aços rápidos obtidos por sinterização a vácuo de pós, submetidos à compactação uniaxial a frio, observa-se que o revenimento serviu apenas para revenir a matriz martensítica não gerando endurecimento secundário.

5.12 Tamanho médio de grão austenítico

Os tamanhos médios de grão austenítico dos aços rápidos Sinter 23 na direção transversal e do trabalho de deformação a quente, VWM3C na direção transversal e do trabalho de deformação a quente e M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite sinterizado a vácuo para as diferentes temperaturas de austenitização investigadas foram determinados e são apresentados na Tabela 5.36 e no gráfico da figura 5.142.

Tabela 5.36 – Resultados de tamanho médio de grão austenítico (μm).

Material/Austenitização	1120 °C	1140 °C	1160 °C	1180 °C	1200 °C
Sinter 23 na direção transversal	$10,5 \pm 0,60$	$10,3 \pm 1,4$	$10,3 \pm 1,4$	$9,9 \pm 0,8$	$14 \pm 1,6$
Sinter 23 na direção do trabalho de deformação a quente	$9,64 \pm 0,85$	$10,8 \pm 0,8$	$11 \pm 0,7$	$11,3 \pm 1,1$	$14,5 \pm 1,2$
VWM3C na direção Transversal		$10,7 \pm 1,3$	$11,4 \pm 2$	$9,9 \pm 1,2$	$12 \pm 1,3$
VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente		$11,2 \pm 1,2$	$11,8 \pm 1,7$	$11,3 \pm 1,3$	$13 \pm 1,4$
M3:2 sinterizado a vácuo		$11,8 \pm 0,2$	$9,5 \pm 0,2$	$11,7 \pm 0,2$	$12,4 \pm 0,6$
M3:2+0,3%C sinterizado a vácuo		$11,3 \pm 0,5$	$11,5 \pm 0,3$	$11,6 \pm 0,4$	$12,6 \pm 0,8$

Fig. 5.142 – Gráfico do tamanho médio de grão austenítico em função da temperatura de austenitização.

A temperatura de austenitização de 1200 °C promoveu um excessivo crescimento de grão notadamente no aço rápido Sinter 23 que deve ser atribuído à solubilização de uma fração dos carbonetos primários dos tipos M_6C e MC , uma vez que esses carbonetos ancoram os contornos de grãos, suprimindo dessa forma o crescimento de grão. As figuras 5.143 a 5.168 apresentam as micrografias de MEV dos aços rápidos AISI M3:2 submetidos a austenitização e têmpera para a determinação dos tamanhos de grãos austeníticos.

Fig. 5.143 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1120 °C.
Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.144 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1140 °C.
Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.145 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C.
Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.146 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.147 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.148 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1120 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.149 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.150 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.151 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.152 – Micrografia de MEV do aço rápido Sinter 23 na direção da laminação austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.153 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.154 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.155 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.156 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.157 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.158 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.159 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.160 – Micrografia de MEV do aço rápido VWM3C na direção da laminação austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.161 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.162 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.163 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.164 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.165 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.166 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.167 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

Fig. 5.168 – Micrografia de MEV do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C. Ataque químico: Nital a 3%. Elétrons retroespalhados.

5.13 Difração de raios X para a determinação das fases

Os aços rápidos AISI M3:2 foram caracterizados quanto à estrutura e tiveram suas fases (martensita, austenita retida e carbonetos) indexados. Os difratogramas de raios X dos aços rápidos AISI M3:2 são apresentados nas figuras 5.169 a 5.218.

Fig. 5.169 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.170 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.171 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1120 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.172 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.175 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.176 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.177 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1160 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.178 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.179 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.180 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1180 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.181 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.182 – Difratoograma de raios X do aço rápido Sinter 23 austenitizado a 1200 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.185 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.186 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.187 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1140 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.188 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 520 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.189 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.190 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.191 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1160 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.192 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenimento a 520 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.195 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1180 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.196 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 520 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.197 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- $\text{K}\alpha$.

Fig. 5.198 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- $\text{K}\alpha$.

Fig. 5.199 – Difratoograma de raios X do aço rápido VWM3C austenitizado a 1200 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.200 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.203 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.204 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.205 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.206 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.207 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.208 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.209 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.210 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.211 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.212 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.213 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.214 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1140 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.215 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.216 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1160 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.219 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.220 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1180 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.221 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 540 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.222 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 560 °C. Radiação Cu- α .

Fig. 5.223 – Difratoograma de raios X do aço rápido M3:2 + 0,3%C sinterizado a vácuo austenitizado a 1200 °C e revenimento a 580 °C. Radiação Cu- α .

Em todos os difratogramas dos aços rápidos AISI M3:2 nas várias condições de austenitizado, temperado e revenido apresentados, com exceção do aço rápido Sinter 23 austenitizado e temperado a 1160 °C e revenimento a 560 °C, observa-se picos de austenita retida. Ou seja, mesmo após o revenimento triplo durante duas horas (3×2 h), ainda assim detecta-se picos da austenita retida. O primeiro revenimento revine a martensita que se formou na têmpera e transforma a austenita retida em martensita. O segundo revenimento deveria a princípio revenir a martensita recém formada no primeiro revenimento. Após um terceiro revenimento, como aplicado na presente investigação, não seria de se esperar austenita retida. No entanto, aços rápidos com um teor de carbono mais elevado como é o caso do Sinter 23, austenitizados a temperaturas mais elevadas como 1200 °C, seriam mais susceptíveis de apresentar austenita retida (γ), como de fato acontece. No caso dos aços rápidos sinterizados a vácuo, a adição de 0,3% carbono na forma de grafite que resultou no aumento do teor de carbono do aço rápido enquadrando o mesmo na norma da ASTM A

600-92a, intensificou os picos de austenita. Da mesma forma, os difratogramas das figuras 5.184 a 5.199 do aço rápido convencional VWM3C corroboram o pico de dureza secundária como se situando em 540 °C, baseado na observação de que para as temperaturas de revenimento de 520, 560 e 580 °C, o pico principal corresponde a um pico de austenita (γ), enquanto que para a temperatura de revenimento de 540 °C, o pico principal corresponde a um pico de martensita (α'), consubstanciando a temperatura de 540 °C como sendo o pico de endurecimento secundário desse material comercial e não a temperatura de 560 °C como preconiza o fabricante (Villares Metals).

6. CONCLUSÕES

1. É possível obter-se aço rápido M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite a partir de pós atomizados a água, por compactação uniaxial a frio e sinterizados a vácuo. Uma aceitável microestrutura foi obtida e densidades em torno de 98% da densidade teórica do material foi atingida para o aço rápido sem a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite. A adição de 0,3% de carbono na forma de grafite baixou a temperatura de sinterização de 1263 °C para 1240 °C e promoveu uma densificação média de 98%;
2. O aço rápido Sinter 23 apresenta isotropia na sua microestrutura o que conduz a isotropia nas suas propriedades mecânicas como a resistência à ruptura transversal (TRS) em torno de 80% enquanto que o aço rápido VWM3C apresenta isotropia nas suas propriedades mecânicas em torno de 50,5%;
3. Os aços rápidos Sinter 23, VWM3C, M3:2 sinterizado a vácuo e M3:2 + 0,3% de carbono na forma de grafite após o tratamento térmico de endurecimento consiste numa matriz de martensita (α'), austenita retida (γ) e carbonetos complexos;
4. Os resultados de TRS no caso do aço rápido Sinter 23 para a temperatura de revenimento de 580 °C aumentam com a temperatura de austenitização atingindo a 1180 °C um pico de 3619 MPa e depois sofre uma queda acentuada para a temperatura de 1200 °C;
5. O Sinter 23 apresentou na sua microestrutura uma distribuição mais uniforme, refinada com carbonetos menores quando comparado aos aços rápidos VWM3C e M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite sinterizados a vácuo. Daí a melhor resposta do Sinter 23 ao tratamento térmico ao tratamento termico;

6. A relação tamanho médio de carboneto primário e resistência à ruptura transversal é basicamente consistente no sentido de que tamanhos médios de carbonetos primários maiores implicam em resultados mais baixos para a resistência à ruptura transversal e vice-versa. Os aços rápidos convencional VWM3C na direção transversal a do trabalho de deformação a quente e o M3:2 sinterizado a vácuo apresentam praticamente os mesmos resultados de tamanho médio de carboneto e TRS para todas as condições de tratamento térmico. Enquanto isso, o MP Sinter 23 na direção transversal e do trabalho de deformação a quente apresentam sempre carbonetos menores (em torno de $1,2\ \mu\text{m}$) o que é consistente com os resultados mais elevados para o TRS contra carbonetos maiores (no intervalo de $1,8 - 2,3\ \mu\text{m}$) dos aços rápidos convencional e sinterizados a vácuo. O aço rápido VWM3C na direção do trabalho de deformação a quente apresenta resultados de TRS muito próximos dos aços rápidos Sinter 23 na direção transversal e do trabalho de deformação a quente. Os aços rápidos M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite sinterizados a vácuo levam uma ligeira vantagem no que diz respeito à resistência à ruptura transversal, o que constitui um dos objetivos do trabalho (mostrar que o aço rápido sinterizado a vácuo pode apresentar melhores propriedades comparativamente ao aço rápido convencional na direção transversal a da laminação ou forjamento);
7. Os aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo teriam uma aplicação bem sucedida onde o requisito básico fosse a resistência à abrasão dispensando o requisito da tenacidade;
8. Os resultados decrescentes de dureza com o aumento da temperatura de austenitização, para os aços rápidos Sinter 23 na direção transversal e do trabalho de deformação a quente e VWM3C na direção transversal e do trabalho de deformação a quente, submetidos a austenitização e têmpera, devem ser atribuídos ao aumento da austenita retida nesses aços com elevado teor de carbono. Já o comportamento contrário dessa propriedade no caso do aço rápido M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite sinterizados a vácuo, sinaliza para um baixo teor de carbono nesse material. Temperaturas de austenitização mais elevadas produziram nesse material um aumento de dureza;

9. O aço rápido Sinter 23 na direção transversal e na direção do trabalho de deformação a quente (laminação ou forjamento), apresentou a melhor resposta ao tratamento térmico apresentando endurecimento secundário para todas as condições de tratamento térmico investigadas (austenitização, seguida de têmpera e revenimento) e o pico de dureza secundária para esse material corresponde a temperatura de 540 °C, que é a temperatura de revenimento que produziu os resultados mais elevados de endurecimento secundário, apar as temperaturas de austenitização mais baixas como 1140, 1160 °C. Não obstante, para as temperaturas mais elevadas de austenitização como 1180 e 1200 °C, o pico de dureza secundária deve situar-se em 560 °C;
10. O aço rápido convencional não apresentou endurecimento secundário para todas as condições de tratamento térmico investigadas, notadamente para as temperaturas de austenitização mais baixas (1140 °C e 1160 °C). A temperatura de revenimento de 540 °C corresponde ao pico de endurecimento secundário para todas as temperaturas de austenitização e não a temperatura de 560 °C como recomenda o fabricante;
11. Não se verifica uma diferença significativa entre as durezas dos aços rápidos obtidos por MP e pelo processo convencional após o revenimento uma vez que a dureza do aço rápido depende basicamente da dureza da matriz. No entanto, os aços rápidos obtidos por MP apresentam uma dureza mais uniforme e uma menor distorção após o procedimento de tratamento térmico de endurecimento;
12. A resistência à ruptura transversal do Sinter 23 decresce de uma maneira geral com o aumento da temperatura de austenitização para ambas as temperaturas de revenimento de 540 e 560 °C. Os resultados de TRS medidos para as temperaturas de revenimento de 540 e 560 °C indicam que os valores mais elevados foram observados para a temperatura de austenitização de 1140 °C;
13. Os resultados de dureza para o aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo após o tratamento térmico apresentaram níveis muito abaixo do esperado o que deve ser atribuído ao baixo teor de carbono do pó fornecido pela Coldstream Inc. e da perda por oxidação

durante o ciclo de sinterização. No máximo atingiu-se 62 HRC. No entanto, a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite corrigiu o teor de carbono enquadrando o aço rápido na norma da ASTM A600-92a e melhorou a resposta ao tratamento térmico desses aços sinterizados a vácuo;

14. O aço rápido M3:2 sinterizado a vácuo apresentou a pior resposta ao tratamento térmico dentre os seis aços rápidos estudados. Os resultados obtidos para o endurecimento secundário desse material foram de pequena magnitude e observados em apenas três das condições de tratamento térmico investigadas. A temperatura de revenimento de 580 °C não deve ser utilizada para esse material pois produz excessiva perda de dureza. O pico de dureza secundária se situa em 540 °C. Nesse caso, o que se observa é que o revenimento serviu apenas para revenir a matriz martensítica não gerando endurecimento secundário. Isso deve ser atribuído ao baixo teor de carbono desse material verificado após o ciclo de sinterização. Isso é confirmado pelos resultados do ensaio de combustão direta com detecção por infravermelho;
15. Os resultados de TRS para os aços rápidos M3:2 sinterizados a vácuo com e sem a adição de 0,3% de carbono na forma de grafite também se apresentaram bem abaixo do esperado comparativamente aos resultados encontrados na literatura; a adição de carbono na forma de grafite não foi efetiva no sentido de incrementar a resistência à ruptura transversal;
16. Os resultados mais elevados do aço rápido convencional VWM3C na direção transversal e do trabalho de deformação a quente para a resistência à ruptura transversal foram verificados para a temperatura de austenitização de 1140 °C para todas as condições de revenimento (540, 560 e 580 °C);
17. A temperatura de revenimento de 580 °C para o aço rápido convencional VWM3C promoveu o resultado mais elevado da resistência à ruptura transversal para a temperatura de austenitização de 1140 °C. Esse resultado verifica-se para o valor de dureza mais baixo;

18. Os baixos resultados para a resistência à ruptura transversal do aço rápido convencional VWM3C devem ser atribuídos à microestrutura não otimizada com aglomerados de carbonetos grosseiros e distribuídos de maneira não uniforme;
19. Os resultados para o tamanho médio de grão austenítico dos aços rápidos Sinter 23 na direção transversal e do trabalho de deformação a quente, VWM3C na direção transversal e do trabalho de deformação a quente e M3:2 com e sem a adição de carbono na forma de grafite sinterizados a vácuo foram os esperados e estão em conformidade com a literatura. A temperatura de 1200 °C produziu um excessivo crescimento de grão austenítico do aço rápido Sinter 23. Isso pode ser atribuído à solubilização do carboneto MC (VC) que ancora os contornos de grão não permitindo que os grãos cresçam. Não obstante os elevados resultados de dureza e TRS do Sinter 23 para a temperatura de austenitização de 1200 °C, essa temperatura de austenitização teve como inconveniente o crescimento excessivo do tamanho médio de grão austenítico;
20. Detectou-se austenita retida em todos os aços rápidos AISI M3:2 em todas as condições de tratamento térmico investigadas.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudar a tenacidade à fratura dos aços rápidos AISI M3:2;
2. Adicionar TiC aos aços rápidos AISI M3:2 sinterizados a vácuo.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Ferraresi, D. - Fundamentos da Usinagem dos Metais. Editora Edgard Blücher Ltda. 1990.
2. Metals Handbook, Vol. 16 – machining, 9 edição, p. 708-732, 1989.
3. Powder Metallurgy, Vol. 39 No. 3, p. 176, 1996.
4. Basu, A., Grosh, B. K., Jana, A. and Dasgupta, S. C. - Effect of metallurgical variables on grain size of high-speed steels. Metals Technology, p. 151-158 Abril 1980.
5. Boccacini, M. and Goldstein, H.- Solidification of high speed steels, International Materials Reviews, Vol. 46, No. 2, 2001.
6. Khraisat, W., Nyborg, L. and Sotkovszki, P. – Effect of Silicon, Vanadium and Nickel on Microstructure of Liquid Phase Sintered M3/2 Grade High Speed Steel, Powder Metallurgy, Vol. 48, No. 1, p. 33 – 38, 2005.
7. Eon-Sik Lee, Woo-jin Park, Keyong-Ho Baik Shangho Ahn – Different Carbide Types And Their Effect On Bend Properties Of A Spray-Formed High Speed Steel, Scripta Materialia, Vol. 39, No. 8, p. 1133 – 1138, 1998.
8. Ghomashchi, M. R. - Quantitative Microstructural Analysis Of M2 Grade High Speed Steel During High Temperature Treatment, Acta Mater., No. 14, p. 5207 – 5220, 1998.
9. Hoyle, G. – High Speed Steels. Butterworth & Co. (Publishers) Ltd, 1988.
10. Wilson, R. – Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels. McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1975. 11. Beiss, P. and Wähling R. - Transverse Rupture Strength and Plastic Work of Bending of Two PM Tool Steels- World Conference on Powder

Metallurgy , Vol 1, p. 140-143, 1990.

12. Ray, P. and Pal, P. K. – High Speed Steel Semis – Alternate Production Routes. World Conference on Powder Metallurgy , Vol 1, p. 159-169, 1990.

13. Zapata, W. C. e Costa, C. E. – Novos aços rápidos sinterizados resistentes ao desgaste. Seminário de Metalurgia do Pó, ABM, São Paulo, p. 201-222, 1991.

14. Chiaverini, V. e Jeszensky, G. – Aços rápidos sinterizados resistentes ao desgaste. Seminário de Metalurgia do Pó, ABM, São Paulo, p. 223-233, 1991.

15. Wähling, R. and Arnhold, V. – Manufacture and Applications of Sintered High-Speed Steels Performs. Metal Powder Report, p. 188-192, March, 1988.

16. Brewin, P. R., Toloui, B., Nurthen, P. D., Fellgett, J. A., Wood, J. V., Igharo, M., Coleman, D. S. and Shaikh, Q. – Effect of process variables and microstructure on properties of sintered high speed steel for wear applications. Powder Metallurgy, Vol. 32, No. 4, p-285-290, 1989.

17. Froes, F. M.- New technics widening the scope of powder metallurgy. Metal Powder Report, Vol 49, No. 9, p. 23-26, 1994.

18. F. Thümmeler and R. Oberacker - An Introduction to Powder Metallurgy. Series Editors I. Jenkins and J. V. Wood. The Institute of Materials, 1993.

19. Greetham, G. - High Density High Speed Steels - World Conference on Powder Metallurgy , Vol 1, 206-216, 1990.

20. Friborg, S. – HIP to Near Net Shape. Scandinavian Journal of Metallurgy, No.11, p-223-235, 1982.

21. Mesquita, R. A. and Barbosa, C. A.- Spray Forming High Speed Steel – Properties and processing, Materials Science and Engineering A 383, p. 87-95, 2004.

22. Takigawa, H., Manto, H., Kawai, N. and Homma, K.- Properties of high-speed steels produced by powder metallurgy. Powder Metallurgy, No. 4, p-196-201, 1981.
23. Brewin, P. R. – PM High Speed Steels – Institute of Metals, p-296-300, 1991.
24. Frantsevich, I. N.- The Place Of Powder Metallurgy In Contemporary Material Science and Technology, Powder Metallurgy and Ceramics, Vol. 39, Nos. 7-8, p. 334-344, 2000.
25. Neumeyer, T. A. and Kasak, A. - Grain size of high-speed tool steels - Metallurgical Transactions, Vol. 3, p. 2281, August, 1972.
26. Martins, I, Oliveira, M. M. e Carvalhinhos, H.- Efeito da compressão isostática a quente (HIP) no tratamento térmico dos aços rápidos M2 e T15 sinterizados. II Congresso Nacional de Tratamentos Térmicos, Portugal, p. 451-452, 1986.
27. How important is P/M HSS compared with ferrous P/M in general. International Journal of Powder Metalurgy 36/8 p-33, November/December, 2000.
28. Várez, A., Levenfeld, B., Torralba, J. M., Matuba, L. And Dobrzanski – Sintering in different atmospheres of T15 and m2 high speed steels produced by a modified metal injection moulding process, Materials Science and Engineering, A366, Vol. 318 – 324, 2004.
29. Sustarsic, B., Koseb, L., Dolinsek, S. and Podgornic, B.- The Characteristics Of Vacuum Sintered M3/2 Type HSSs With MoS₂ Addition, Journal of Materials Processing Technology, 143-144, p. 98-104, 2003.
30. German, R. M. – Liquid Phase Sintering, Plenum Press, New York, 1985.
31. Baglyuk, G. A. and Poznyak, L. A. - Structure Formation During Activated Sintering of High Speed Steel – Theory and Technology of Sintering, Heat, and Chemical Heat-Treatment Processes, Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 43, Nos. 11-12, p.570-575, 2004.

32. Candela, N., Velasco, F., Torralba, J. M. – Fracture Mechanisms In Sintered Steels With 3.5% (wt) Mo. Materials Science and Engineering A259, p. 98-104, 1999.
33. Baglyuk, G. A. and Pozniak, L. A.- The Sintering Of Powder Metallurgy High-Speed Steel With Activating Additions, Powder Metallurgy and Ceramics, Vol. 41, Nos. 7-8, p. 366-368, 2002.
34. Meurling, F., Melader, A., Tidesten, M. and Westin, L. – Influence of Carbide and Inclusion Contents on the Fatigue Properties of High Speed Steels and Tool Steels, International Journal of Fatigue, Vol. 23, p. 215 – 224, 2001.
35. Mills, B. – Recent Developments In Cutting Tool Materials, Journal Of Materials Processing Technology, Vol. 56, p. 16 – 23, 1996.
36. Kulkarni, K. M., Ashurst A., Svilar, M. – Role of additions in full dense sintering of tool steels, Modern Deveolpment in Powder Metallurgy, No. 13 p. 93-120, 1981.
37. Velasco, F., Isabel, R., Antón, Martínez, M. A., Torralba, J. M. - TiCN – high speed steel composites: sinterability and properties, Composites: part A Vol. 33, p. 819 – 827, 2002.
38. Igharo, M., Brewin, P. and Wood, J. - Development of sintered high speed steel alloys for wear applications - World Conference on Powder Metallurgy , Vol 1, p. 266-271, 1990.
39. Leskovsek, V., Ule, B. and Liscic, B. – Relations between fracture toughness, hardness and microstructure of vacuum heat-treated high-speed steel, Journal Of Materials Processing Technology, Vol. 127, p. 298 – 308, 2002.
40. Dobrzański, L.A. – Structure And Properties of High-Speed Steels With Wear Resistant Cases or Coatings, Journal Of Materials Processing Technology, Vol. 109, p. 44 – 51, 2001.
41. Technical Note - Identification of carbides in as-cast 18-4-1 high-speed steels - Journal of the Iron and Steel Institute, p. 90-92, Janeiro, 1970.

42. Kaiser, F. and Cohen, M. - Carbides in high-speed steel - Their nature and quantity. Metal Progress, p.79-85, Junho, 1952.
43. Bergman, F., Hedenqvist, P. and Hogmark, S. – The Influence of Primary Carbides and Test Parametrs on Abrasive and Erosive Wear of Selected PM High Speed Steels, Tribology International, Vol. 30, p. 183-191, 1997.
44. Reed-Hill, Robert E., - Princípios de Metalurgia Física. Editora Guanabara 2, 1982.
45. Ustinovshchikov, Yu. I. – Secondary hardening mechanism of alloy steels. Metal Science, Vol. 18, p- 337-343, 1984.
46. Dieter, George, E. – Metalurgia Mecânica. 2^a. Edição. Editora Guanabara 2, 1981.
47. TERRATEK, “Introduction to fracture toughness”, http://www.terratek.com/fracto_2.
48. Meyers, M. A. e Chawla, K. K. – Princípios de Metalurgia Mecânica. Editora Edgard Blucher, São Paulo, 1982.
49. Sakai, M. and Bradt, R. C. – Fracture toughness testing of brittle materials. International Materials Reviews, Vol. 38, No. 2 p-53-78, 1993.
50. Johnson, A R.- Fracture toughness of AISI M2 and M7 high speed steel, Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, p. 891-897, June 1977.
51. Bochnowski, W., Leitner, H., major, L., Ebner, R. and Major, B. – Primary and secondary carbides in high-speed steels after conventional heat treatment and laser modification, Materials Chemistry and Physics, Vol. 81, p. 503 – 506, 2003.
52. Chongmin, L., Johnson, A. and Hosford, C. - Fracture toughness of AISI M2 high speed steel, Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, p. 221-228, June 1978.
53. Erikson, K. – A Rapid Method for Precracking of Brittle Matarials, Scandinavian Journal of Metallurgy, Vol. 4, p. 182-184, 1975.

54. Lee, S. C., Worzala, F. J., Metallurgical Transactions A, Vol. 12A, p.1477-1484, 1981.
55. Rescalvo, J. A e averbach, B. L. – Fracture and Fatigue in M50 and 18-4-1 High Speed Steels, Metallurgical Transactions A, Volume 10, p. 1265-1271, September, 1979.
56. Santana da Silva, W. – Estudo da Tenacidade à Fratura do Aço Rápido M2 Fundido, Modificado e Tratado Termicamente. Dissertação de mestrado submetida à Escola Politécnica da USP para obtenção do título de mestre, São Paulo, 2001.
57. ASTM B 528 – 99 – Standard Test Method for Transverse Rupture Strength of Metal Powder Specimens. Annual Book of ASTM Standards, Vol. 02.05.
58. Method for Determination of Transverse Rupture Strength of Powder Metallurgy Materials – MPFI Standard 41 issued in 1991 (Formerly included in Standard 13).
59. Chunsheng, L., Danzer, R. and Fischer, F. D. – Fracture statistics of brittle materials: Weibull or normal distribution. The American Physical Society,. Physical Review E, Vol. 65, 067102-1-067102-4, 2002.
60. Miihkinen, V. T. T., Pietikainen, J. – Fracture-toughness, strain-hardening and life of AISI M2 high speed steel taps, Materials Science and Engineering, 78, p. 45-53, 1986.
61. Beiss, P., Wahling, R. and Duda, D. – Toughness of Vacuum Sintered P/M High Speed Steels- Modern Developments in Powder Metallurgy, Volumes 15-17, p-331-357, 1985.
62. Araújo, E. G. - Efeito das adições de portadores de fósforo e da alumina na sinterização do aço rápido M2. Tese apresentada como parte dos requisitos para a obtenção do grau de Doutor em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais-IPEN-p-77-São Paulo-2000.
63. Mesquita, R. A. and Barbosa, C. A.- High Speed Steel Produced Through Conventional Casting, Spray Forming and Powder Metallurgy. 6TH International Tooling Conference. p. 325-337, 2002.

64. Gordo, E., Rubio, A., Velasco, F. J. and Torralba, J. M. – Microstructural development of high speed steels metal matrix composites, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 19, p. 2011-2014, 2000.
65. ASTM standard A600-92a ‘Standard Specification for Tool Steel High Speed’, ASTM 2004.
66. R. A. Nogueira, O. C. S. Ribeiro, M. D. M. Neves, L. F. C. P. Lima, F. Ambrozio Filho, D. Friedrich and L. Boehs – Influence of the Heat Treatment on the Microstructure of AISI T15 High Speed Steel, *Materials Science Forum* Vol. 416-418, p. 89-94, 2003.
67. Levina, D. A., Chernyshev, L. I. and Mikhaylovskaya – Powder Metallurgy Overcomes Economic Difficulties, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, Vol. 44, Nos. 1-2, p.97-103, 2005.
68. Bolton, J. D. and Gant, A. J. – Heat Treatment Response of Sintered M3/2 High Speed Steel Composites Containing Additions of Manganese Sulphide, Niobium Carbide, and Titanium Carbide. *Powder Metallurgy* Vol. 39 No. 1 p. 27 – 35, 1996.
69. Bolton, J. D. and Gant, A. J. – Microstructural Development and Sintering Kinetics in Ceramic Reinforced High Speed Metal Matrix Composites. *Powder Metallurgy* Vol. 40 No. 2 p. 143 – 151, 1997.
70. Antretter, T., Fischer, F.D. – Critical Shapes and Arrangements of Carbides in High-Speed Tool Steel, *Materials Science and Engineering A237*, p. 6-11, 1997.
71. Gongqi Shi, Shouze Zhou and Peidao Ding – Investigation of Nonmetallic Inclusions in High Speed Steels, *MATERIALSCHARACTERIZATION* Vol. 38, p. 19-23, 1997.
72. Hong, S., Bae, J. and kim, Y. – Effects of Inclusions and Tempering Temperature on the Life of a Powder Compacting Punch, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 10, p. 237-243, 2003.