



AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**DESENVOLVIMENTO E ANÁLISE DE DESEMPENHO DE
FERRAMENTAS DE AÇO RÁPIDO
SINTERIZADAS**

EMMANUEL PACHECO ROCHA LIMA

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

Orientador:
Dr. Francisco Ambrózio Filho

**São Paulo
2008**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**DESENVOLVIMENTO E ANÁLISE DE DESEMPENHO DE FERRAMENTAS DE AÇO
RÁPIDO SINTERIZADAS**

EMMANUEL PACHECO ROCHA LIMA



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

**Orientador:
Dr. Francisco Ambrozio Filho**

**SÃO PAULO
2008**

RESUMO

Este trabalho apresenta uma análise crítica da obra de Edmilson Rocha Lima.

A obra em questão é caracterizada por uma abordagem inovadora e abrangente.

Os resultados da análise demonstram a importância da obra para o campo de estudo.

Conclui-se que a obra contribui significativamente para a compreensão do tema.

Palavras-chave: Edmilson Rocha Lima, análise crítica, obra literária.

Abstract: This work presents a critical analysis of the work of Edmilson Rocha Lima.

The work in question is characterized by an innovative and comprehensive approach.

The results of the analysis demonstrate the importance of the work for the field of study.

It is concluded that the work contributes significantly to the understanding of the theme.

Keywords: Edmilson Rocha Lima, critical analysis, literary work.

À Edmilson Rocha Lima (in memoriam)

AGRADECIMENTOS

Antes de tudo, agradeço a Deus por tudo que tem me proporcionado.

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, ao Centro Universitário da FEI e ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas pela oportunidade de realizar este trabalho de pesquisa.

Ao Professor Dr. Francisco Ambrozio Filho pela orientação e confiança a mim prestados.

Ao Dr. Maurício David Martins das Neves e à Dra. Rejane Aparecida Nogueira pelas orientações e sugestões sempre pertinentes ao longo deste trabalho.

Ao Professor Dr. Sérgio Delijaicov pelo apoio e fundamental colaboração na execução dos experimentos e análise dos resultados.

Aos Doutores Daniel Rodrigues, Jesualdo L. Rossi e Hidetoshi Takiishi pela colaboração na realização e correção deste trabalho.

Ao Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho pela colaboração no início do trabalho de pesquisa.

À Dra. Lusinete Pereira Barbosa pelo incentivo e apoio dados durante todo período da pesquisa.

Ao colega e técnico do Laboratório de Metalurgia do Pó Msc. Luis Carlos Elias da Silva pelo apoio e convívio ao longo destes anos.

Ao técnico Luis Gustavo C. de Oliveira pela ajuda na execução dos experimentos.

Aos técnicos do Centro de Ciências e Tecnologia de Materiais (CCTM) Nildemar Aparecido Ferreira, Celso Vieira de Moraes, Glauson Aparecido Machado, Carlos Alberto Beraldo, Dileuza Galissi, Mariano Castagnet, Eliel Oliveira, René Ramos de Oliveira e Msc. Edson Soares.

Ao Centro de Processamento de Pós.

Aos Doutores José Roberto Martinelli, José Carlos Bressiani, Lucio Salgado, Nelson B. Lima e Lalgudi V. Ramanathan.

Às secretárias do CCTM Marlene P. Marcelino e Elizabeth dos Santos.

Às secretárias da CPG Ilse Puglia e Vera Lucia Garcia.

Ao CNPq e à FAPESP pelo suporte financeiro.

À Hurth Infer Indústria de Ferramentas pelo apoio técnico e, em especial, aos seus funcionários Cesar Henrique Lopes da Silva e Luiz Dalbem.

Aos meus pais, Edmilson Rocha Lima (in memorian) e Alma Cavani Pacheco, familiares e amigos pelo apoio e por acreditarem em mim e no meu trabalho.

À Renata Nogueira Moreira (meu amor) e Família pelo fundamental apoio, carinho e incentivo a mim prestados e também por compreenderem os momentos conturbados por que passei no decorrer deste trabalho.

A todos que, mesmo não sendo nominalmente citados, contribuíram para realização deste trabalho.

DESENVOLVIMENTO E ANÁLISE DE DESEMPENHO DE FERRAMENTAS DE AÇO RÁPIDO SINTERIZADAS

Emmanuel Pacheco Rocha Lima

RESUMO

A resistência ao desgaste é uma característica que está diretamente relacionada com a eficiência de corte do aço rápido. Essa propriedade depende, dentre outros fatores, da dureza da ferramenta e, por conseguinte, dos tratamentos térmicos realizados. O objetivo deste trabalho foi a análise do desgaste de ferramentas confeccionadas a partir do aço rápido AISI T15 produzido por diferentes processos: compactação isostática a quente (comercial) e compactações isostática e uniaxial a frio seguidas de sinterização a vácuo com fase líquida. Todos os materiais foram submetidos aos tratamentos térmicos de recozimento a 870°C, austenitização a 1210 e 1235°C e revenimentos triplos a 540, 550 e 560°C. Com o intuito de avaliar as propriedades mecânicas dos materiais tratados foram realizadas medidas de densidade, dureza e ensaios de flexão em três pontos (TRS). Para constatar as fases presentes e avaliar as microestruturas obtidas foram realizadas análises em difração de raios X e microscopias óptica e eletrônica de varredura, além de microanálise química em EDS. Em seguida, foram confeccionadas por eletroerosão insertos intercambiáveis segundo norma específica. A operação utilizada no presente trabalho foi o fresamento frontal de chapas de aço SAE 1045 normalizadas, sem a utilização de fluido de corte. Para medir os esforços de usinagem, foi utilizado um transdutor constituído basicamente de uma mesa instrumentada com quatro células de carga montadas com sensores do tipo "Strain Gages" capazes de medir os esforços de corte em três direções ortogonais. Os parâmetros de usinagem foram os valores de entrada enquanto as forças de corte, o acabamento superficial da peça usinada e o estado final da ferramenta, as variáveis de saída. Por fim, foram determinados e analisados comparativamente os desgastes das ferramentas de corte correlacionando-os com as microestruturas e propriedades mecânicas encontradas. Com base nos resultados obtidos, podemos concluir que a utilização do aço rápido AISI T15 sinterizado a vácuo com fase líquida constitui uma alternativa viável para a produção deste tipo de ferramenta de corte, uma vez que se trata de um processo mais simples, rápido e econômico que a compactação isostática a quente.

DEVELOPMENT AND PERFORMANCE ANALYSIS OF SINTERED HIGH SPEED STEELS TOOLS

Emmanuel Pacheco Rocha Lima

ABSTRACT

The wear resistance is a characteristic that is directly related to the efficiency of the high speed steel cutting. This property depends, among others factors, on the tool hardness and, consequently, on the heat treatments accomplished. The purpose of this study is the wear analysis of high speed steel AISI T15 produced by different processes: HIP (commercial), CIP and cold uniaxial pressing followed by liquid phase vacuum sintering. All materials were submitted to annealing at 870°C, quenching at 1210 and 1235°C and triple tempering at 540, 550 and 560°C heat treatments. With the purpose of evaluating the mechanical properties of the treated materials, density measurements, hardness and bend strength (TRS) tests were accomplished. To confirm the present phases and to evaluate the obtained microstructures, analysis in optical microscopy, SEM, EDX and X-ray diffraction were done. After that, interchangeable inserts were made by electroerosion. The operation used in the present study was the frontal machining of normalized steel plates (SAE 1045) without coolant. To measure the cutting forces, a transducer constituted basically of an instrumented table with four load cells mounted with "Strain Gages" sensors capable to measure the cutting efforts in three orthogonal directions were used. The machining parameters were the entrance values while the cutting forces, the surface finishing of worked part and the tools final state, the exit variables. Finally, were determined and analyzed comparatively the cutting tools wears, correlating them with the microstructures and mechanical properties found. In agreement with the obtained results, we can conclude that the use of liquid phase vacuum sintered AISI T15 high speed steel constitutes a viable alternative for the production of this cutting tool type, once it is a simpler, faster and more economic process than the hot isostatic pressing.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1. Aços rápidos.....	3
2.1.1. Efeito dos elementos de liga nos aços rápidos.....	5
2.1.2. Propriedades dos aços rápidos.....	6
2.2. Metalurgia do pó.....	9
2.2.1. Metalurgia do pó tradicional.....	10
2.2.2. Compactação por compressão isostática.....	12
2.3. Sinterização dos aços rápidos.....	12
2.3.1. Tratamentos térmicos dos aços rápidos.....	14
2.3.2. Sinterização e tratamento térmico do aço rápido AISI T15.....	14
2.4. Vida e desgaste das ferramentas de corte.....	17
3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	23
3.1. Aquisição e caracterização inicial dos aços rápidos AISI T15.....	23
3.2. Obtenção do aço rápido por sinterização com fase líquida.....	23
3.3. Confeção dos corpos de prova para ensaio de flexão em três pontos (TRS).....	24
3.4. Confeção dos insertos intercambiáveis para fresamento.....	25
3.5. Tratamentos térmicos.....	27
3.6. Dureza Rockwell C (HRC) e resistência à ruptura transversal (TRS).....	28
3.7. Difração de raios X.....	29
3.8. Microscopias óptica e eletrônica de varredura (MEV).....	29
3.9. Determinação dos tamanhos de grão e carbonetos primários.....	29
3.10. Ensaio de usinagem – análise de desempenho com relação ao desgaste.....	29
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	32
4.1. Composição química.....	32
4.2. Caracterização inicial dos materiais.....	32
4.3. Caracterização microestrutural do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C.....	34
4.3.1 – Aço rápido AISI T15 compactado uniaxialmente e sinterizado a vácuo.....	34
4.3.2. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo.....	36
4.3.3. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente (comercial).....	37
4.4. Caracterização microestrutural do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C.....	39

4.4.1 – Aço rápido AISI T15 compactado uniaxialmente e sinterizado a vácuo.....	39
4.4.2 – Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo.....	41
4.4.3 – Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente (comercial).....	43
4.5. Quantificação dos carbonetos e tamanhos de grão.....	44
4.6. Dureza Rockwell C e resistência à ruptura transversal (TRS).....	46
4.7. Ensaio de usinagem – análise do desgaste das ferramentas austenitizadas a 1235°C...	48
4.7.1. Aço rápido AISI T15 compactado uniaxialmente a frio e sinterizado a vácuo.....	49
4.7.2. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo.....	50
4.7.3. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente.....	52
4.8. Ensaio de usinagem – análise do desgaste das ferramentas austenitizadas a 1210°C...	54
4.8.1. Aço rápido AISI T15 compactado uniaxialmente a frio e sinterizado a vácuo.....	54
4.8.2. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo.....	55
4.8.3. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente.....	57
5. CONCLUSÕES.....	61
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	63
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	64

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1.	Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza do aço rápido T1.....	8
Figura 2.2.	Esquema do mecanismo de sinterização.....	13
Figura 2.3.	Efeito da temperatura de sinterização na densidade do aço rápido T15.....	16
Figura 2.4.	Efeito da temperatura de sinterização na dureza do aço rápido T15.....	16
Figura 2.5.	Dureza Vickers dos aços rápidos T15 e T42 em função do tratamento térmico.....	17
Figura 2.6.	Esquema do processo de tratamento térmico das ferramentas de aço rápido.	17
Figura 2.7.	Mecanismos de desgaste.....	18
Figura 2.8.	Dureza x temperatura do gume cortante.....	19
Figura 2.9.	Tipos de desgaste presentes.....	19
Figura 3.1.	Moldes de silicone utilizados na compactação isostática a frio (CIP).....	24
Figura 3.2.	Forno resistivo a vácuo utilizado na sinterização – IPEN.....	24
Figura 3.3.	Corpo de prova para ensaio de flexão em três pontos (TRS) Norma – ASTM B 528-99.....	25
Figura 3.4.	Corte dos corpos de prova para ensaio de flexão em três pontos (TRS) – material comercial (compactado isostaticamente a quente).....	25
Figura 3.5.	Corte dos corpos de prova para ensaio de flexão em três pontos (TRS) – material compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo.....	25
Figura 3.6.	Inserto intercambiável para fresamento – Norma ISO 1832-1977.....	26
Figura 3.7.	Corte do inserto intercambiável para fresamento – material compactado uniaxialmente a frio e sinterizado a vácuo.....	26
Figura 3.8.	Corte do inserto intercambiável para fresamento – material compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo.....	26
Figura 3.9.	Corte do inserto intercambiável para fresamento – material comercial (compactado isostaticamente a quente).....	27
Figura 3.10.	Diagrama esquemático dos tratamentos térmicos efetuados.....	27
Figura 3.11.	Dispositivo para ensaio de TRS – Norma ASTM B 528-99.....	28
Figura 3.12.	Diagrama das variáveis de entrada e saída dos ensaios utilizados.....	30
Figura 3.13.	Mesa instrumentada utilizada para medir os esforços de usinagem (a) e equipamento montado para ensaio de fresamento (b).....	31
Figura 3.14.	Lupa de medição Holtermann LH 21/10x (a) e desgaste de flanco – VB (b).	31

Figura 4.1.	Micrografia de MEV (a) e distribuição cumulativa de tamanhos de partículas (b) do pó do aço rápido AISI T15 atomizado a água fornecido pela Colstream Inc. Elétrons secundário.....	32
Figura 4.2.	Difratograma do pó do aço rápido AISI T15 atomizado a água (Cu- $k\alpha$).....	33
Figura 4.3.	Difratograma do aço rápido AISI T15 sinterizado a vácuo (Cu- $k\alpha$).....	33
Figura 4.4.	Difratograma do aço rápido AISI T15 comercial como recebido (Cu- $k\alpha$).....	33
Figura 4.5.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 540°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	34
Figura 4.6.	Microanálise por EDS dos carbonetos brancos – M_6C (a) e cinza – MC (b)..	35
Figura 4.7.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 550°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	35
Figura 4.8.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 560°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	36
Figura 4.9.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 540°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	36
Figura 4.10.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 550°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	37
Figura 4.11.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 560°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	37
Figura 4.12.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 540°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	38
Figura 4.13.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 550°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	38

Figura 4.14.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 560°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	39
Figura 4.15.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 540°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	39
Figura 4.16.	Microanálise por EDS dos carbonetos brancos – M ₆ C (a) e cinza – MC (b)..	40
Figura 4.17.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 550°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	40
Figura 4.18.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 560°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	41
Figura 4.19.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 540°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	41
Figura 4.20.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 550°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	42
Figura 4.21.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 560°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	42
Figura 4.22.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 540°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	43
Figura 4.23.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 550°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	43
Figura 4.24.	Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 560°C. Elétrons retroespalhados e ataque com Picral 4%.....	44
Figura 4.25.	Dureza Rockwell C em função da temperatura de revenimento para o aço rápido austenitizado a 1235°C.....	46

Figura 4.26.	Dureza Rockwell C em função da temperatura de revenimento para o aço rápido austenitizado a 1210°C.....	46
Figura 4.27.	Resistência à ruptura transversal em função da temperatura de revenimento para o aço rápido austenitizado a 1235°C.....	47
Figura 4.28.	Resistência à ruptura transversal em função da temperatura de revenimento para o aço rápido austenitizado a 1210°C.....	48
Figura 4.29.	Desgaste de flanco (VB) na pastilha de aço rápido AISI T15.....	49
Figura 4.30.	Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1235°C.....	49
Figura 4.31.	Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1235°C.....	50
Figura 4.32.	Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1235°C.....	50
Figura 4.33.	Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1235°C.....	51
Figura 4.34.	Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1235°C.....	51
Figura 4.35.	Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1235°C.....	52
Figura 4.36.	Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1235°C.....	52
Figura 4.37.	Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1235°C.....	53

Figura 4.38.	Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1235°C.....	53
Figura 4.39.	Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1210°C.....	54
Figura 4.40.	Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1210°C.....	54
Figura 4.41.	Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1210°C.....	55
Figura 4.42.	Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1210°C.....	55
Figura 4.43.	Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1210°C.....	56
Figura 4.44.	Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1210°C.....	56
Figura 4.45.	Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1210°C.....	57
Figura 4.46.	Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1210°C.....	57
Figura 4.47.	Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1210°C.....	58
Figura 4.48.	Força de corte em função do comprimento usinado para as ferramentas austenitizadas a 1210°C e revenidas a 540°C.....	58

Figura 4.49.	Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para as ferramentas austenitizadas a 1210°C e revenidas a 540°C.....	59
Figura 4.50.	Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para as ferramentas austenitizadas a 1210°C e revenidas a 540°C.....	59
Figura 4.51.	Dureza Rockwell C para os aços rápidos AISI T15 austenitizados a 1210 e 1235°C e submetidos ao triplo revenimento a 540°C.....	60
Figura 4.52.	Resistência à ruptura transversal para os aços rápidos AISI T15 austenitizados a 1210 e 1235°C e submetidos ao triplo revenimento a 540°C.....	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1.	Parâmetros de corte e aquisição de dados utilizados.....	30
Tabela 4.1.	Composição química do aço rápido AISI T15 [% peso].....	32
Tabela 4.2.	Medidas do tamanho de grão austenítico, quantidade e diâmetro médio dos carbonetos MC e M ₆ C para o aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C.....	45
Tabela 4.3.	Medidas do tamanho de grão austenítico, quantidade e diâmetro médio dos carbonetos MC e M ₆ C para o aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C.....	45

1. INTRODUÇÃO

A busca pela melhoria da qualidade, aumento da produtividade e diminuição dos custos que o setor metal-mecânico tem buscado ao longo dos anos à indústria desenvolver e/ou aperfeiçoar novas técnicas e processos de fabricação, assim como, novos materiais. Neste contexto, encontra-se a usinagem, onde as ferramentas de corte têm desempenhado um papel preponderante no desenvolvimento industrial.

O esforço empregado no aperfeiçoamento dos materiais utilizados na fabricação de ferramentas de corte, principalmente com o intuito de melhorar as suas propriedades mecânicas, físicas e químicas, assim como, diversificar as suas aplicações, tem gerado nas últimas décadas inúmeros trabalhos sobre este assunto. Dessa forma, há uma preocupação constante com a obtenção de materiais para fabricação de ferramentas de usinagem que sejam cada vez mais resistentes ao desgaste (por abrasão, adesão, difusão e oxidação), a choques mecânicos e térmicos, à deformação plástica e apresentem uma elevada resistência mecânica a quente. A adição de certas quantidades de tungstênio, cromo, vanádio, entre outros, revelou-se efetiva no sentido de incrementar a dureza a quente dos aços, permitindo uma maior velocidade de corte com uma maior retirada de material (geração de cavacos), além de possibilitar um tempo maior entre as reafiações acarretando numa maior vida da ferramenta. Por esta característica, estes materiais receberam o nome de aços rápidos.

Apesar do surgimento de diversos materiais empregados na fabricação de ferramentas, como o metal duro, os cermets e as cerâmicas, o aço rápido ainda é bastante utilizado na indústria metal-mecânica. Este fato se dá, principalmente, devido as suas elevadas dureza e resistência mecânica a quente, aliadas a boa tenacidade. A fabricação desses aços é feita por lingotamento e conformação a quente, o que resulta em muitos problemas de metalurgia, tais como segregação durante a solidificação, formação de grãos grosseiros e não uniformes e variação da composição química. Para superar estes problemas tem-se desenvolvido e empregado técnicas de metalurgia do pó, as quais reduzem ou eliminam as segregações e produzem uma microestrutura mais homogênea e refinada (grãos menores), reduzindo, portanto, os problemas decorrentes do tratamento térmico. Portanto, as ferramentas de usinagem de aços rápidos sinterizados se inserem no contexto da competitividade industrial atendendo a crescente necessidade de redução de custos e aumento da produtividade através do uso de maiores velocidades de corte e aumento de vida da ferramenta.

Com base no exposto até aqui, o objetivo do presente trabalho foi o desenvolvimento e a análise comparativa de desempenho com relação ao desgaste de ferramentas de corte

confeccionadas a partir do aço rápido AISI T15 produzido por diferentes processos: compactação isostática a quente (comercial) e compactações isostática e uniaxial a frio seguidas de sinterização a vácuo com fase líquida. Obtendo, dessa forma, ferramentas com desempenho equivalente ou superior às existentes comercialmente, mantendo uma boa relação custo/benefício.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços rápidos

Os aços rápidos recebem esta denominação devido a sua capacidade de reter elevadas durezas (1000 HV ou 65-70 HRC) mesmo se utilizados no corte rápido de materiais ^[1]. Além de elevada dureza, outra importante característica destes aços é a capacidade de manter durezas elevadas se submetidos a temperaturas de até 600°C (por exemplo, 48 HRC em temperaturas de 593°C ^[2]). Este fato habilita os aços rápidos como matéria-prima para a confecção de ferramentas de corte (tais como fresas, brocas, ferramentas de torneamento, serras, e também machos e cossinetes para roscar, alargadores e escariadores), além de matrizes de estampagem, prensagem e forjamento que necessitem de elevada resistência ao desgaste. A microestrutura destes materiais é composta basicamente por carbonetos primários, cuja principal função é fornecer proteção contra desgaste abrasivo, e uma matriz de martensita revenida reforçada por carbonetos finamente dispersos (precipitados durante o revenido, num processo onde ocorre endurecimento secundário), cuja função é reter os carbonetos primários, mesmo sob altas temperaturas e tensões cisalhantes criadas na interface entre a aresta de corte das ferramentas e o material que está sendo usinado.

Os aços rápidos podem ser obtidos convencionalmente - por fusão, lingotamento e trabalho mecânico dos lingotes - ou ainda por metalurgia do pó, onde o pó de determinada liga é compactado e sinterizado em formas muito próximas das que se deseja obter o produto final, obtendo inclusive uma maior isotropia de propriedades ^[3]. Os aços rápidos produzidos por metalurgia do pó têm grande aplicação em inúmeras indústrias dentre a automobilística, de máquinas industriais, de eletrodomésticos e também na produção de ferramentas de corte. Esta forma de produção vem ganhando importância devido à melhoria das propriedades mecânicas, economia de energia e diminuição das perdas até à obtenção do produto acabado. A metalurgia do pó (M/P) dos aços rápidos, introduzida comercialmente a partir da década de 70, vem ganhando importância crescente no mercado de aços rápidos. Como exemplo típico da atual importância dos aços rápidos na fabricação de ferramentas com as mais variadas formas e aplicadas a diversos produtos, tem-se a Erasteel ^[4], a Höganäs ^[5-7] e a Crucible. Portanto, o aço rápido continua sendo um material de grande importância para o setor metal-mecânico mundial.

A *American Iron and Steel Institute (AISI)* divide os aços rápidos em duas categorias ^[4]:

1. Aços rápidos ao tungstênio, ou série T, nos quais os principais elementos de liga são, além do próprio tungstênio, cromo, vanádio, cobalto e carbono;
2. Aços rápidos ao molibdênio, ou série M, nos quais os principais elementos de liga são, além do molibdênio, os já citados na série T.

Toda a fabricação de aço rápido no Brasil é realizada por metalurgia convencional, justificando, portanto, o desenvolvimento da tecnologia de M/P para sua fabricação. O custo do aço rápido produzido por M/P é maior do que o convencional. Como o desempenho e a qualidade do acabamento do aço rápido por M/P é superior, esta técnica torna-se competitiva, tornando a relação custo/benefício favorável à M/P, o que tem provocado contínuo aumento do aço produzido por este processo. Outra possibilidade de processamento por M/P é a fabricação de ligas que não são possíveis de se produzir por lingotamento, devido a problemas de segregação e trabalhabilidade dos aços. Assim, aços por M/P podem conter maior quantidade de carbonetos sem prejudicar a trabalhabilidade, aumentando a sua dureza [8,9].

Os carbonetos primários são tipicamente do tipo M_6C e MC (7 a 13% em volume). Os carbonetos secundários, precipitados a partir da austenita durante o resfriamento ou no revenimento, são predominantemente do tipo MC , M_6C e M_2C . No estado recozido encontram-se também carbonetos $M_{23}C_6$ e M_2C [10-12]. A composição e estrutura cristalina destes carbonetos podem ser descritas da seguinte forma:

1. M_6C – carboneto complexo cúbico de face centrada, rico em tungstênio ou molibdênio, com composição na faixa de Fe_3W_3C a Fe_4W_2C (ou Fe_3Mo_3C a Fe_4Mo_2C nos aços ao molibdênio) e capaz de dissolver cromo, vanádio e cobalto;
2. $M_{23}C_6$ – corresponde a um carboneto cúbico de face centrada, rico em cromo e capaz de dissolver ferro, tungstênio, molibdênio e vanádio;
3. MC – carboneto cúbico de face centrada, rico em vanádio, com composição variando na faixa do VC ao V_4C_3 e capaz de dissolver pequenas quantidades de tungstênio, molibdênio, cromo e ferro;
4. M_2C – carboneto rico tungstênio ou molibdênio, corresponde ao carboneto hexagonal compacto W_2C (ou Mo_2C nos aços ao molibdênio), observado apenas como fase de transição durante o revenido.

2.1.1. Efeito dos elementos de liga nos aços rápidos

Devido ao grande número e complexidade das ligas de aço rápido, vários trabalhos vêm sendo executados na tentativa de se estabelecer o efeito dos diversos elementos químicos sobre as propriedades destes materiais. A seguir, tem-se um resumo dos efeitos dos principais elementos de liga dos aços rápidos.

Presente em todos os aços rápidos, o carbono deve ser suficiente para permitir a formação de carbonetos primários (responsáveis pela resistência ao desgaste e abrasão) e de uma matriz de elevada dureza após a têmpera e o revenimento ^[13]. Nos aços rápidos, de uma maneira geral, o teor de carbono varia de 0,65 a 2,3% ^[2] e, quanto menor este teor, menor a dureza no estado temperado. Do mesmo modo, aumentando o teor de carbono, aumenta a quantidade de carbonetos, melhorando, em conseqüência, a resistência ao desgaste e a estabilidade térmica. Por outro lado, quanto mais elevado o teor de carbono, maior a quantidade de austenita retida na têmpera, exigindo temperaturas de revenido mais elevadas e tempos mais longos. O carbono elevado, desde que acompanhado pela elevação nos teores de elementos formadores de carbonetos, como o vanádio, também contribui para o refino de grão por aumentar a quantidade de carbonetos insolúveis na temperatura de tratamento. Além disso, favorece a tendência à descarbonetação, quando não se tomam precauções no sentido de evitá-la.

De acordo com alguns autores, a presença do tungstênio é obrigatória para que um aço seja classificado como rápido. Suas principais funções são conferir resistência ao desgaste, dureza a quente e estabilidade térmica ao aço rápido ^[13]. O tungstênio forma um carboneto complexo do tipo M_6C com o ferro e o carbono, responsável pela alta resistência ao desgaste do aço rápido. Dissolvido na matriz, o tungstênio apresenta grande resistência a precipitar-se durante o revenido; quando isso ocorre, entre temperaturas de 510 a 590°C, o faz provavelmente sob a forma do carboneto W_2C , que é em grande parte responsável pela chamada dureza secundária e pela dureza a quente dos aços rápidos. Somente após ultrapassar 650°C volta-se a formar o carboneto estável M_6C (Fe_4W_2C e Fe_3W_3C). O teor de tungstênio nos aços rápidos varia de 0,5 a 20%.

O molibdênio é utilizado como substituto parcial do tungstênio. Forma com o ferro e o carbono o mesmo tipo de carboneto que o tungstênio. Como apresenta peso atômico menor que o antecessor (cerca da metade), produzirá duas vezes mais átomos (quando adicionado na mesma porcentagem peso). No entanto, o molibdênio tem a tendência de causar a descarbonetação do aço durante o tratamento térmico, recomendando-se, em conseqüência, o uso de banhos de sal nessa operação ^[2, 13]. O teor de molibdênio varia de 0 a 9%.

O cromo, além de contribuir substancialmente para a temperabilidade, por retardar outras transformações de fase, eleva o pico de dureza secundária pelo fato de inibir a precipitação e coalescimento dos carbonetos secundários, melhorando a sua distribuição. O cromo também atua na redução da oxidação e formação de carepa nos tratamentos térmicos e operações de corte ^[1]. Apesar de estar presente em teores de 3 a 5%, o teor de 4% parece apresentar o melhor compromisso entre a dureza e a tenacidade ^[2]. Sendo responsável pela formação de carbonetos $M_{23}C_6$ (e em alguns casos M_7C_3), atua como reserva de carbono que será responsável pela dureza da matriz, uma vez que no estado temperado e revenido estes carbonetos encontram-se totalmente dissolvidos, com grande parte do carbono em solução sólida na martensita ^[1].

O vanádio é o elemento responsável pela formação de carbonetos do tipo MC (sua fórmula é, no entanto, mais próxima de M_4C_3), que apresentam elevada dureza (o que favorece a resistência a abrasão) e estabilidade, restringindo o crescimento de grão por dificultar a movimentação dos contornos. Aumentos no teor de vanádio juntamente com carbono causam maior estabilidade da austenita retida, tanto no estado temperado como no recozido ^[2]. Os aços de altos carbono e vanádio são chamados também de aços super-rápidos e são os que apresentam a maior resistência ao desgaste entre qualquer aço rápido. O teor de vanádio nos aços rápidos varia de 1 a 5%.

O cobalto é normalmente utilizado no intuito de se elevar a temperatura da linha *solidus*, o que permite o uso de temperaturas de austenitização mais elevadas, ocasionando, assim, a dissolução de uma maior quantidade de carbonetos e, conseqüentemente, aumento da dureza secundária e da estabilidade térmica ^[2]. Apesar de causar aumento na tendência à decarbonetação, diminuição da tenacidade e da ductilidade, o seu emprego é justificado pela melhora na capacidade de corte em temperaturas elevadas ^[14]. Os teores típicos nos aços rápidos estão entre 5 e 12%.

2.1.2. Propriedades dos aços rápidos

As propriedades que exercem maior influência sobre a capacidade de corte dos aços rápidos são ^[1]:

- dureza a quente, ou seja, capacidade de resistir ao amolecimento a temperaturas elevadas;
- resistência ao desgaste, ou seja, capacidade da seção da ferramenta que está em contato com a peça sob usinagem de suportar a abrasão a que está submetida;

- tenacidade, ou seja, adequada combinação de resistência mecânica e ductilidade do material da ferramenta;

A determinação da dureza à temperatura ambiente é um dos ensaios mais generalizados e úteis para qualificar um aço rápido (assim como a maior parte das ligas metálicas utilizadas na engenharia e na indústria). Entretanto, o valor determinado à temperatura ambiente não é o mesmo que se verifica às altas temperaturas desenvolvidas devido ao atrito do gume cortante da ferramenta com a peça sob usinagem. Mas de qualquer modo, a sua determinação serve como verificação dos resultados dos tratamentos térmicos realizados. Nos aços rápidos, além da composição química, sobretudo do teor de carbono, influem grandemente na dureza as temperaturas e os tempos de tratamento (têmpera e revenido) ^[15, 16].

Na maioria dos casos, quanto maior a temperatura e o tempo à temperatura (têmpera), maior é a dureza do aço rápido temperado ^[15, 17]. Entretanto, à medida que aumenta o tempo a uma certa temperatura, verifica-se que durante o resfriamento a dureza atinge um valor limite, o que sugere que as transformações de fase que ocorrem a esta temperatura estão praticamente concluídas (excetuando-se o crescimento de grãos), não se verificando mais dissolução de carbonetos ou formação de austenita. Dessa forma, justificam-se as altas temperaturas de austenitização, de modo a conseguir-se a máxima dureza. No entanto, a temperatura escolhida deve também ser em função do crescimento de grão ^[1, 15, 16].

Outro importante fator que influi na dureza à temperatura ambiente é a temperatura de revenido. A tendência geral das curvas de revenido dos aços rápidos é mostrada na figura 2.1. Como se pode observar, há de início uma queda no valor da dureza até uma temperatura de aproximadamente 300°C; a partir desse ponto a dureza começa a aumentar gradualmente, atingindo um máximo entre 500 e 550°C (endurecimento secundário), ocorrendo, em seguida, uma queda brusca da dureza a partir desse ponto. De um modo geral, o endurecimento secundário se associa, em primeiro lugar, à extrema resistência dos carbonetos M_2C (de tungstênio ou molibdênio) e MC (de vanádio) coalescerem e, em segundo lugar, à decomposição da austenita retida.

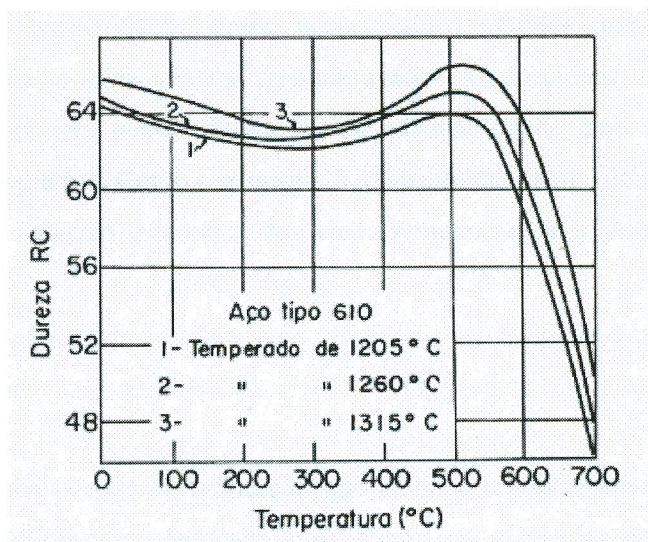


Figura 2.1. Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza do aço rápido T1 ^[15].

Ou seja, o endurecimento secundário é devido a uma combinação de dois processos ^[18]:

- transformação da austenita retida em martensita pelo resfriamento subsequente ao revenido;
- precipitação de uma dispersão de carbonetos muito fina.

A resistência ao desgaste é a segunda característica em importância relacionada com a eficiência de corte do aço rápido. Essa propriedade depende da dureza da ferramenta, da composição da liga ou do tipo de carbonetos. Os aços rápidos sinterizados possuem dureza mais elevada em relação aos aços rápidos convencionais, além do maior teor de carbono e vanádio que, diretamente, proporcionam o aumento da resistência ao desgaste. Os aços em geral, tratados termicamente, mostram uma melhoria inicial das propriedades relativas à resistência ao desgaste, quando submetidos a um aumento da dureza, no entanto, este comportamento pode ser o inverso. É possível que a redução da resistência ao desgaste esteja relacionada com o aumento da dureza através da redução excessiva da tenacidade (aumento da fragilidade) ^[18, 19].

A tenacidade nas ferramentas de aço rápido pode ser definida pela combinação de ductilidade (capacidade do aço deformar-se antes de romper), resistência elástica (capacidade do aço de resistir à deformação permanente) e resistência a quebra (resistência ao choque). Ou seja, tenacidade de uma ferramenta diz respeito à capacidade de ser solicitada mecanicamente sem romper-se ^[18, 19]. A correta combinação entre tenacidade e dureza proporciona um aumento na resistência ao desgaste das ferramentas de aço rápido ^[20]. 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 alterações do material, ainda que pequenas. Como este ensaio é relativamente fácil e economicamente viável, é possível fazer uma avaliação estatística dos valores mensurados e assim obter um resultado representativo [21, 22, 23].

2.2. Metalurgia do pó

Trata-se de uma técnica de fabricação que envolve o processamento e compactação de pós (metálicos, cerâmicos ou compósitos) na forma de partículas secas, seguida por um tratamento térmico para produzir uma peça mais densa. O processo é apropriadamente chamado metalurgia do pó, freqüentemente designada como M/P (do inglês P/M).

Embora a metalurgia do pó seja uma técnica metalúrgica de uso industrial relativamente recente, pois sua verdadeira consolidação se deu a partir da segunda guerra mundial, os metais na forma de pós já eram utilizados há vários séculos [24]. No entanto, os mais importantes passos no desenvolvimento industrial da técnica foram dados no início deste século, quando se estudou a possibilidade de fabricação, por sinterização, de molibdênio e tungstênio (ditos metais refratários), cujos pontos de fusão extremamente elevados impossibilitavam sua obtenção pelos métodos metalúrgicos convencionais.

Os passos seguintes foram rápidos: produção de ligas a partir de partículas de carboneto de tungstênio aglomeradas com um metal do grupo do ferro, produção de misturas para materiais de contato elétrico, para mancais de lubrificação permanente, para escovas coletoras de corrente e outras, até a época atual, em que praticamente todos os metais e ligas podem ser produzidos pela metalurgia do pó.

A metalurgia do pó torna possível produzir peças com baixíssima porosidade tendo propriedades quase equivalentes àsquelas do material matriz inteiramente denso (produzidos por fusão e lingotamento). Além disso, tal processo permite a obtenção de peças isentas de segregação e com elevada uniformidade microestrutural (distribuição e tamanhos de carbonetos e grãos), acarretando numa isotropia das propriedades mecânicas [25, 26, 27].

Este método é especialmente adequado para metais de baixa ductilidade, uma vez que apenas pequenas deformações plásticas das partículas do pó podem ocorrer, e que possuem altas temperaturas de fusão. Além disso, peças que requerem tolerâncias dimensionais muito estreitas

(por exemplo, buchas e engrenagens) podem ser economicamente produzidas usando esta técnica.

2.2.1. Metalurgia do pó tradicional

A tecnologia de metalurgia do pó tradicional caracteriza-se por um conjunto de processos para a produção de artefatos metálicos, obtidos de pós metálicos e cerâmicos, sem a necessidade de fundição ^[28]. Esse conjunto de processos pode ser dividido em três etapas básicas:

1. Moagem e/ou mistura de diferentes pós, ao que se pode, em alguns casos, incorporar substâncias orgânicas que agem como ligante e/ou lubrificante;
2. Compactação da mistura resultante, na forma de partículas secas, com o emprego de matrizes numa operação denominada compactação;
3. Os compactados são aquecidos em um ambiente protegido (atmosfera inerte ou redutora) abaixo de seu ponto de fusão, o qual proporciona às peças metálicas a resistência necessária para o uso mecânico através do fortalecimento das ligações entre as partículas e conseqüente eliminação da porosidade. A este processo dá-se o nome de “sinterização” ^[29].

Após o processo de sinterização, as peças fabricadas são submetidas a procedimentos adicionais, chamados de procedimentos pós-sinterização, os quais, por sua vez, são realizados com as finalidades de: (a) correção das formas e do dimensionamento; (b) aumento na densidade, resistência e tolerância das peças e (c) aumento da resistência ao desgaste.

Entre esses possíveis processos utilizados para aumento de densidade e de resistência e correções no dimensionamento das peças, encontram-se processos exclusivos à tecnologia de M/P como: (a) reprensagem, (b) ressinterização, forjaria a quente em matriz fechada ou aberta; (c) prensagem isostática a quente (HIP). Para correção nas formas e nas dimensões das peças, utilizam-se os processos de reprensagem a frio e cunhagem (última prensagem). Conforme Dowson 1990 ^[28], esses processos são exclusivos para peças fabricadas por sinterização, no entanto, processos comumente aplicados em metalurgia básica podem também, em sua maioria, ser aplicados em peças sinterizadas. Alguns exemplos são: (a) recompressão ou calibragem, (b) tratamentos térmicos e termoquímicos, (c) tratamentos superficiais e (d) usinagem, para correções nas formas e nas dimensões ^[24].

A utilização de técnicas de densificação de materiais como processos isostáticos a quente ^[30], possibilitam a fabricação de ferramentas de aço e suas ligas com níveis de densidade comparáveis aos obtidos por processos de fusão e lingotamento e com economia de custos.

Deve-se admitir que o rápido crescimento que a técnica vem experimentando nos últimos anos é atribuído ao fato do processo ser econômico, rápido e permitir a produção em grande escala de peças exatamente iguais ou muito próximas das dimensões e forma definitivas, dentro de tolerâncias muito estreitas, sem praticamente necessidade de qualquer operação final de usinagem ou acabamento.

Os campos de aplicação da técnica estão distribuídos por todos os setores industriais, visto que os produtos da metalurgia do pó são indispensáveis em alguns casos e em outros apresentam nítidas vantagens de aplicação, sobretudo de ordem econômica, em relação aos outros processos de fabricação. Entre os produtos que praticamente são exclusivos da metalurgia do pó incluem-se os seguintes:

- metais refratários, tais como o W, o Mo e o Ta, impossíveis se serem fabricados por outro processo;
- metal duro ou carbonetos de metais como W, Ta e Ti, aglomerados com o cobalto;
- aços rápidos;
- mancais porosos autolubrificantes, de bronze ou ferro, igualmente impossíveis de se obter por outros processos;
- filtros metálicos de bronze e aço inoxidável;
- discos de fricção metálicos com alto coeficiente de atrito;
- certos tipos de contatos elétricos (W-Ag, W-Cu e Mo-Cu);
- peças de formas relativamente complexas e de grande precisão dimensional;
- certos tipos de ímãs permanentes.

Pesquisas recentes em novos materiais para aplicação em M/P ^[31] demonstraram vantagens na sua utilização comparativamente a processos de forjaria em aplicações na indústria automobilística. Esses autores identificaram ligas metálicas com maior resistência à fadiga e com maior potencial de controle de porosidade (o que aumenta o desempenho mecânico e conseqüentemente possibilita a redução do peso das peças). Essas vantagens somam-se aos diferenciais apresentados por M/P em termos do menor tempo de usinagem, maior

aproveitamento dos materiais e maior vida das ferramentas sinterizadas em relação às convencionais [32].

Outras aplicações da metalurgia do pó de alto desempenho [30] são para cintos de segurança para automóveis, contatos elétricos, núcleos magnéticos macios, entre outras. Em um breve panorama internacional dos mercados de M/P e de MIP (Moldagem de Pós por Injeção) [33], podemos citar o desempenho da indústria de M/P na América do Norte, a qual é muito dependente da indústria automotiva. Por isso tem empregado esforços com relativo sucesso no sentido de aumentar suas alternativas de mercado através do desenvolvimento de outras aplicações para a tecnologia de M/P [28].

No entanto, esforços têm sido feitos no sentido de diversificar e aumentar a participação da M/P na própria indústria automotiva, considerando-se a intensa competição existente nessa indústria entre peças obtidas por processos convencionais e por sinterização [31].

2.2.2. Compactação por compressão isostática

Pós moldados por compressão isostática, como na *CIP (Cold Isostatic Pressing)* ou na *HIP (Hot Isostatic Pressing)*, são primeiro acondicionados em uma cápsula de borracha, metal ou vidro e, sobre ela, é aplicada uma pressão isostática circundante. No caso da CIP, se a densidade do pó encapsulado for uniforme e quando a resistência da cápsula for suficientemente pequena para ser ignorada, então se pode assumir que qualquer porção do pó estará sujeita às mesmas tensões. Dessa maneira, o “corpo” moldado assumirá uma forma similar a da cápsula antes do processamento. Porém, como o estado do pó acumulado pode variar de um local para o outro da cápsula e a resistência da cápsula não pode ser desprezada (principalmente nos instantes iniciais da compactação), o estado de tensão isostática não é atingido e a distribuição de densidade não é totalmente uniforme no corpo moldado. Como resultado disso, a forma do corpo moldado difere um pouco da forma da cápsula antes da compactação. Em outras palavras, mesmo se tratando de compressão isostática, o estado de tensão geralmente não é isostático [34].

2.3. Sinterização dos aços rápidos

Para os procedimentos tanto uniaxial quanto isostático, uma operação de sinterização é requerida após a operação de prensagem. A sinterização pode ser definida como o transporte de matéria por ativação térmica que tem como resultado o fortalecimento dos contatos entre as

partículas (coalescência das partículas de pó) e a alteração (ou eliminação) da geometria dos poros ^[35]. É um processo de extrema importância na metalurgia do pó, pois tem como objetivo principal atingir melhores propriedades mecânicas (resistências mecânica e ao desgaste e dureza) e uma considerável eliminação da porosidade ^[36].

O mecanismo de sinterização é esquematicamente ilustrado na Figura 2.2. Após a prensagem, muitas das partículas do pó tocam-se entre si (Figura 2.2.a). Durante o estágio inicial de sinterização, pescoços se formam ao longo da região de contato entre partículas adjacentes; em adição, um contorno de grão se forma dentro de cada pescoço, e todo o interstício entre partículas se torna um poro (Figura 2.2.b). À medida que a sinterização progride, os poros se tornam menores e mais esféricos em forma (Figura 2.2.c).

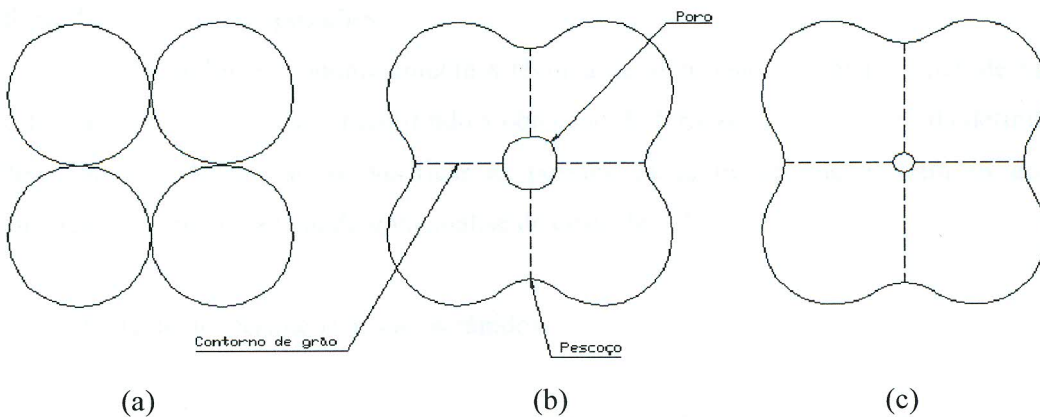


Figura 2.2. Esquema do mecanismo de sinterização

A força motriz para a sinterização é a redução na área superficial total da partícula, uma vez que as energias de superfície são maiores em magnitude do que as energias de contorno de grão.

Como a sinterização é realizada abaixo da temperatura de fusão, normalmente não há formação de uma fase líquida, no entanto, as transformações no material podem ocorrer tanto no estado sólido como em presença de fase líquida transiente ou permanente. A sinterização com fase líquida constitui um interessante método de densificação de compactados, proporcionando uma eliminação ainda maior da porosidade por favorecer os mecanismos de difusão, além de fenômenos de dissolução e reprecipitação ^[35]. Durante a sinterização, é importante controlar o tempo, a temperatura e a atmosfera do forno para conferir ao material compactado as características mecânicas e físicas desejadas ^[37].

No caso da compactação uniaxial a quente, a prensagem do pó e o tratamento térmico são executados simultaneamente - o agregado de pó é compactado numa temperatura elevada. Este procedimento é usado para materiais que não formam uma fase líquida, exceto numa temperatura muito alta e impraticável, e/ou quando se deseja obter altas densidades sem apreciável crescimento de grão. Esta é uma técnica de fabricação cara que tem algumas limitações técnicas, tendo em vista que tanto o molde quanto a matriz devem ser aquecidos e resfriados durante cada ciclo. Além do mais, o molde é usualmente caro para fabricar e ordinariamente tem uma curta vida.

Os aços rápidos obtidos por M/P podem, portanto, ser considerados novos materiais pelas características especiais de microestruturas e propriedades, tanto nos casos em que as composições forem idênticas as dos aços convencionais já existentes, como quando forem formuladas novas composições.

Analisando-se economicamente a técnica de sinterização com presença de fase líquida, esta apresenta menor custo, permitindo a obtenção de formas mais próximas da definitiva (“Near Net Shape”). Assim, ao se verificar as possibilidades de aplicações para os aços rápidos sinterizados deve ser efetuada uma análise de custo-benefício.

2.3.1. Tratamentos térmicos dos aços rápidos

Praticamente todos os aços rápidos demandam algum tipo de tratamento térmico para se obter as condições e propriedades para suas aplicações específicas. De acordo com Leskovsek, Ule e Liscic ^[38], o tratamento térmico dos aços rápidos para todas as aplicações têm que satisfazer demandas cada vez maiores, levando-se em consideração a sua utilização, particularmente no que diz respeito à tenacidade, mantendo-se ou até mesmo promovendo-se um aumento da dureza. Normalmente, as ferramentas de aço rápido têm que ser submetidas a duas mudanças estruturais intermediárias durante o processo de tratamento térmico: austenitização a elevadas temperaturas e produção da martensita durante o resfriamento brusco (têmpera), seguida de revenimento ^[39].

2.3.2. Sinterização e tratamento térmico do aço rápido AISI T15

Os aços rápidos AISI T15 são normalmente produzidos por técnicas de metalurgia do pó. Dentre as rotas de fabricação que utilizam esta tecnologia, as duas mais difundidas são: a prensagem isostática a quente (HIP) e a sinterização com presença de fase líquida. A primeira

utiliza pós de aço rápido atomizados a gás e prensados isostaticamente a quente, em temperatura e pressão da ordem de 1100°C e 100 MPa, respectivamente ^[40]. Na segunda, os pós são atomizados a água e compactados a frio em prensas uniaxiais ou isostáticas e, posteriormente, são sinterizados sob vácuo ou em atmosfera protetora em temperaturas da ordem de 1270°C, onde ocorre a formação de fase líquida ^[41].

Os tratamentos térmicos dos aços rápidos sinterizados seguem normalmente a mesma seqüência dos aços rápidos convencionais, ou seja, têmpera seguida de triplo revenimento. Devido a sua microestrutura mais uniforme, os aços sinterizados tendem a responder mais rapidamente e com maior previsibilidade aos tratamentos térmicos, nos quais ocorrem os processos de dissolução de carbonetos, precipitação de carbonetos pró-eutetóides, transformação da austenita em martensita e precipitação de carbonetos na martensita.

Kulkarni ^[42, 43], usando pó do aço rápido T15 e M2, ambos atomizados a água, estabeleceu que uma quantidade limitada de densificação ocorre através da difusão em estado sólido até a temperatura de sinterização num intervalo de poucos graus da faixa de temperatura ótima de sinterização. Na faixa ótima de temperatura, pequenas partículas são fundidas preferencialmente para formar uma certa quantidade de fase líquida. Ocorre fusão também na superfície das partículas maiores e, até certo ponto, nos contornos de grão no interior das partículas. Acredita-se que a densificação ocorre por reestruturação (rearranjo) dos grãos com uma contribuição sensível da deformação das partículas no intuito de minimizar a energia de superfície. De acordo com Kulkarni ^[42], o estágio de dissolução-reprecipitação não representa um papel importante na densificação devido à alta viscosidade da fase líquida (rica em carbonetos), dificultando, portanto, o preenchimento dos poros (redução da porosidade). A sinterização otimizada com fase líquida ocorre sob vácuo, numa faixa de temperatura bastante estreita a qual depende fundamentalmente da composição química do aço rápido. Um intervalo relativamente amplo de resfriamento e linhas *solidus* e *liquidus* íngremes são desejadas ^[44]. Kar e Upadhyaya ^[45] estudaram em detalhe o papel de variáveis como composição, método de produção e características do pó, pressão de compactação, temperatura, tempo e atmosfera de sinterização nas propriedades finais de aços rápidos produzidos por metalurgia do pó, em especial o T15 e o T42. Como resultado, podemos observar nas figuras 2.3 e 2.4, respectivamente, o comportamento da densificação e da dureza com relação à temperatura de sinterização para o aço rápido T15 sinterizado a vácuo. Observa-se que a densidade aumenta com o aumento da temperatura de sinterização a partir de 1250°C (87% da densidade teórica) até aproximadamente 1270°C (98% da densidade teórica).

Comportamento similar foi obtido para a dureza Vickers, que passou de 270 HV a 1250°C para cerca de 550 HV a 1270°C.

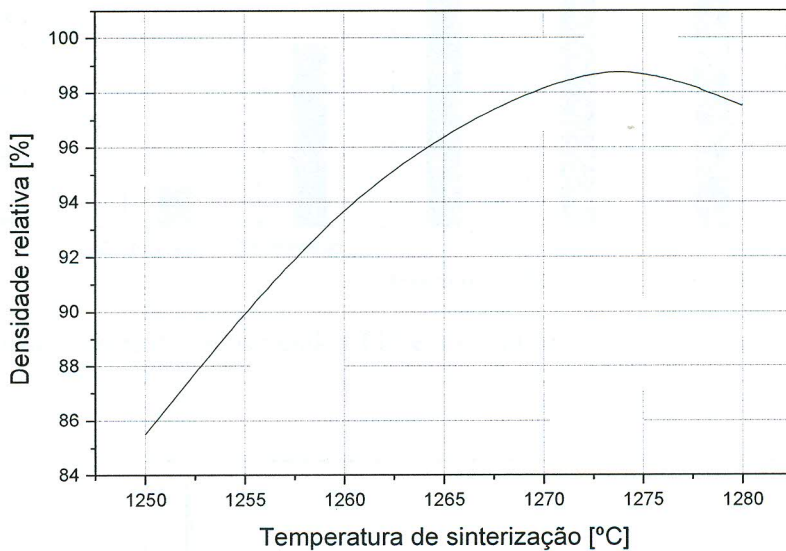


Figura 2.3. Efeito da temperatura de sinterização na densidade do aço rápido T15 [45].

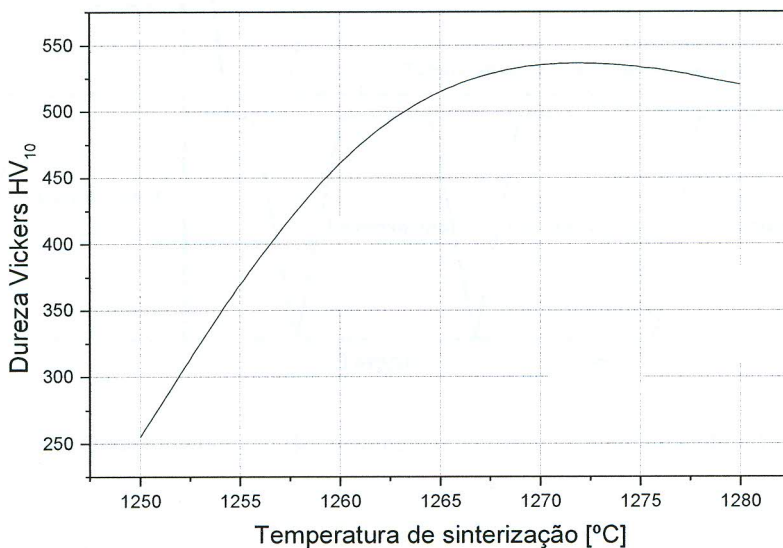


Figura 2.4. Efeito da temperatura de sinterização na dureza do aço rápido T15 [45].

Com relação aos tratamentos térmicos realizados (austenitização, têmpera e revenido), podemos observar, com base no gráfico da figura 2.5, que há um ganho bastante pronunciado nas propriedades mecânicas dos dois materiais estudados (T15 e T42), principalmente após o triplo revenimento. Tais tratamentos podem ser visualizados no esquema mostrado na figura 2.6.

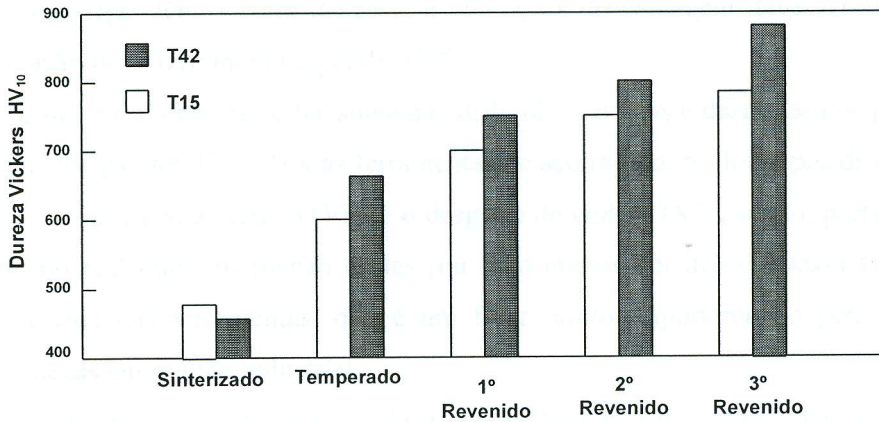


Figura 2.5. Dureza Vickers dos aços rápidos T15 e T42 em função do tratamento térmico ^[45].

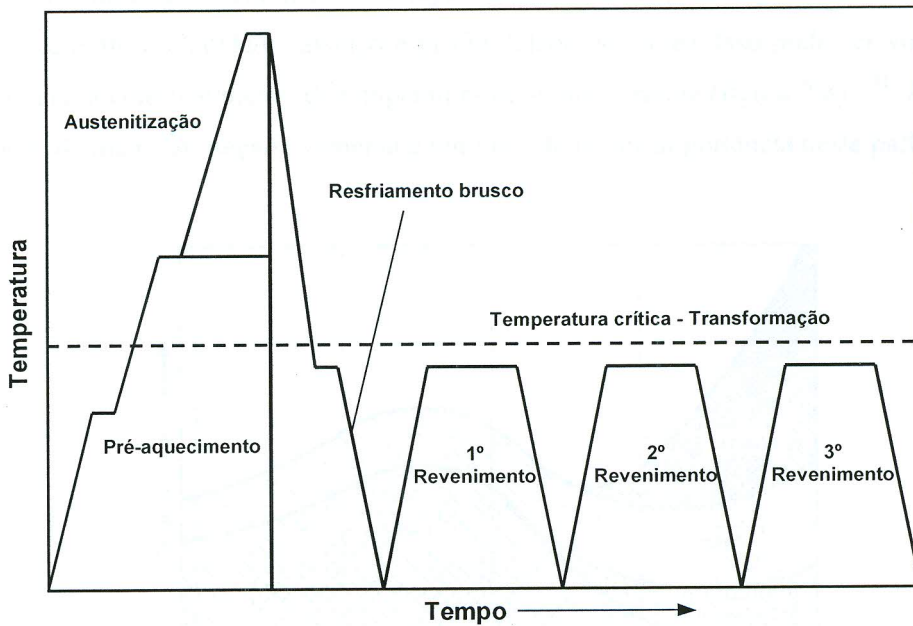


Figura 2.6. Esquema do processo de tratamento térmico das ferramentas de aço rápido.

2.4. Vida e desgaste das ferramentas de corte

Denomina-se vida de uma ferramenta o tempo que a mesma trabalha efetivamente até perder a sua capacidade de corte, dentro de um critério previamente estabelecido ^[15]. Em uma operação de usinagem, o desgaste da ferramenta de corte é influenciado por diversos fatores. No entanto, é certo que ele depende das condições de usinagem a que a ferramenta está submetida.

Portanto, a interdependência entre desgaste e condições de usinagem deve ser levantada para cada combinação peça-ferramenta específica ^[46].

Em geral, o fim de vida da ferramenta é atribuído a avarias e desgastes que podem levar a ferramenta ao colapso total ^[47]. Para as ferramentas de aço rápido, os dois tipos de desgaste mais freqüentes são o desgaste de flanco (VB) e o desgaste de cratera (KT), sendo, portanto, a análise do desempenho realizada em função destes (ou pelo menos um deles). Dessa forma, pode-se determinar a vida das ferramentas, que é um fator muito importante do ponto de vista da produção de peças em regime industrial.

Os mecanismos que originam o desgaste no flanco e de cratera das ferramentas são complexos e atuam de forma combinada, citando-se entre eles: difusão, abrasão, adesão, deformação plástica e oxidação (figura 2.7). A maioria deles aumenta de intensidade com a elevação da temperatura durante a usinagem dos materiais, ou seja, com o aumento das condições de corte (velocidade, avanço e profundidade de corte). Isso pode ser verificado pela queda da dureza com o aumento da temperatura do gume cortante (figura 2.8) ^[15]. Além disto, a combinação de materiais peça/ferramenta é um fator da maior importância neste particular.

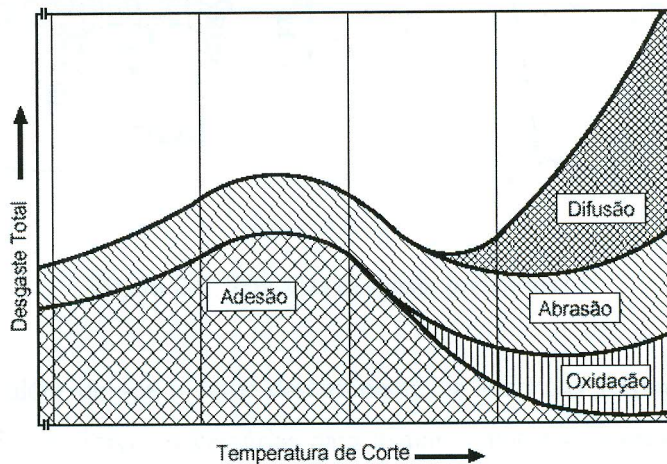


Figura 2.7. Mecanismos de desgaste ^[48].

Durante a usinagem dos metais, a ação de corte altera a forma e, portanto, a geometria original da ferramenta de corte, pois se verificam desgastes progressivos no flanco (incidência) e na face (saída) da ferramenta. A figura abaixo esquematiza os tipos de desgaste presentes na ferramenta e mostra uma padronização típica de desgastes de ferramentas de aço rápido e metal duro.

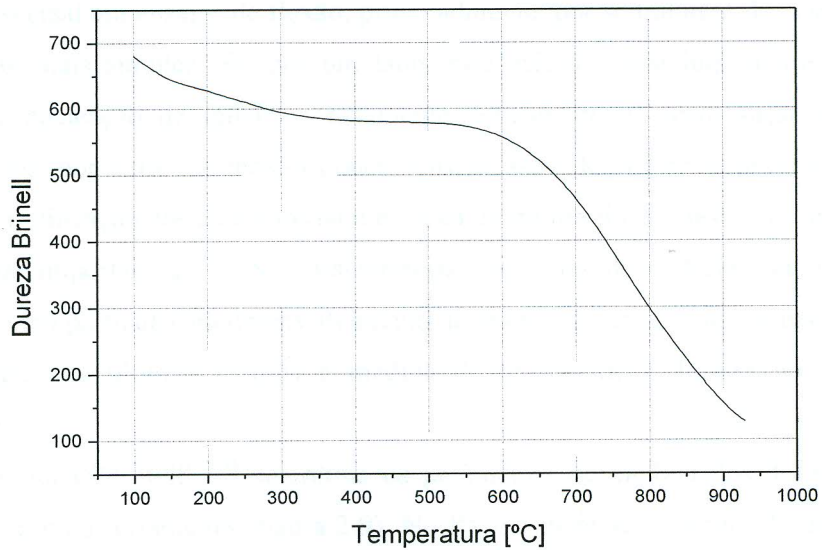


Figura 2.8. Dureza x temperatura do gume cortante ^[15].

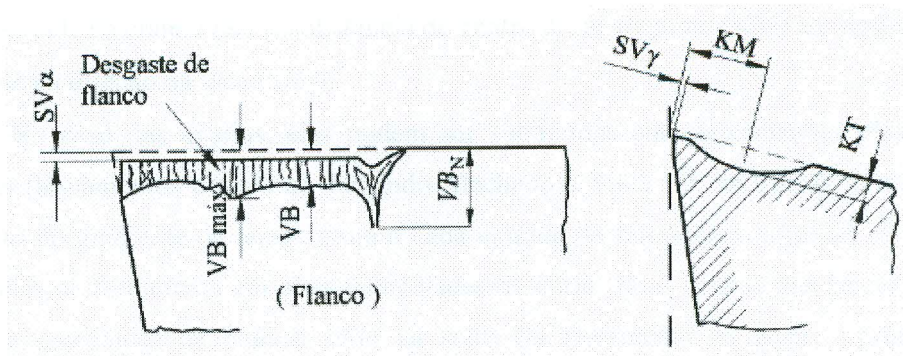


Figura 2.9. Tipos de desgaste presentes ^[48]

O desgaste, além de ser o fator determinante na vida das ferramentas, apresenta um reflexo imediato sobre as forças necessárias para usinar o material, representando um aumento do consumo de energia e uma diminuição da qualidade das superfícies usinadas. Isto significa que, de forma complementar, deve-se estudar esse efeito do desgaste sobre as forças e sobre o acabamento das superfícies usinadas. Para tal se utiliza transdutores resistivos (“strain gages”) para medição das forças e rugosímetros para analisar o acabamento das superfícies usinadas. O desgaste nas ferramentas é determinado com auxílio da lupa de medição, microscopia eletrônica de varredura e microscopia óptica.

Do ponto de vista das propriedades mecânicas, na grande maioria dos casos, os materiais utilizados na fabricação de ferramentas são caracterizados através da medição da resistência à

ruptura transversal em ensaios de flexão, principalmente, por se tratarem de ensaios de execução relativamente mais simples. Se, por um lado, este método seria importante na descrição do processo de nucleação de falhas, notadamente dependente da distribuição de partículas de segundas fases, por outro, se mostra pouco sensível para descrever as propriedades da matriz. Neste caso, a utilização dos conceitos da mecânica da fratura linear elástica (tenacidade à fratura) ganha grande importância ^[49]. Na caracterização mecânica de materiais para ferramentas em geral ^[50, 51] e em particular no desenvolvimento destes materiais por metalurgia do pó ^[52, 53], tem sido utilizado nos últimos tempos a medida de tenacidade à fratura no estado plano de deformação.

A norma ISO 3685 ^[54] determina os parâmetros de medida dos desgastes gerados no flanco e na face da ferramenta (figura 2.9). No flanco mede-se a largura do desgaste médio de flanco (VB), o desgaste máximo de flanco (VB_{máx}), o desgaste de entalhe no gume principal (VBN) e o deslocamento lateral do gume na direção do flanco (SV α). Na face mede-se a profundidade da cratera (KT), a distância do centro desta ao gume (KM) e o deslocamento lateral do gume na direção da face (SV γ).

No caso das avarias, elas podem ser subdivididas em: deformações plásticas, trincas e fraturas (lascamentos e quebra). Segundo Machado e Silva ^[55], as trincas térmicas (devido ao aumento do gradiente de temperatura a cada entrada da ferramenta na peça) são a maior causa das falhas da ferramenta em altas velocidades de corte. Já as trincas mecânicas (por causa dos choques mecânicos na entrada e/ou na saída da ferramenta na peça – principalmente em operações de fresamento) são as principais responsáveis pelas falhas (geralmente lascamentos) em baixas velocidades de corte. Stemmer ^[56] afirma que o lascamento é uma falha acidental e prematura que pode ocorrer quando a ferramenta é pouco resistente (ângulo de quina muito pequeno, pastilha muito dura e pouco tenaz) ou quando acontecem sobre-solicitações de origem mecânica (impactos ferramenta-peça, peça com inclusões duras e/ou vibrações) ou térmica (resfriamento brusco). Já Ferraresi ^[15] classifica a quebra como a ruptura da quina ou do gume pela ação de grandes forças de usinagem.

Quando a abrasão é a principal causa do desgaste de flanco, os padrões de desgaste são relativamente uniformes e fáceis de mensurar. Por exemplo, o tempo necessário para que a largura do desgaste médio de flanco (VB) atinja 0,9 mm é um padrão usual de fim de vida, embora esta abordagem esteja mais ligada às falhas na ferramenta que propriamente aos problemas de acabamento e/ou tolerância da peça. Contudo, quando lascamentos gerados por adesão ou sobresolicitações mecânicas e/ou térmicas são a causa do desgaste de flanco, o padrão é geralmente irregular, resultante principalmente da usinagem de materiais de difícil corte. Neste

caso, “VB” não mais determina a vida. Recomenda-se que seja considerada a largura máxima da marca de desgaste de flanco (VBmáx). A zona onde “VBmáx” ocorre pode fornecer informações úteis sobre o mecanismo de desgaste e como ele pode ser reduzido [57].

O desgaste de cratera se manifesta sob a forma de cavidade na face da ferramenta. O desenvolvimento deste tipo de desgaste está diretamente ligado à temperatura e à pressão de corte. Ao contrário do desgaste de flanco, o desgaste de cratera não influencia na rugosidade ou na tolerância, mas sim na geometria do ângulo de saída (γ) e no comprimento de contato cavaco-ferramenta. Ele pode, em condições térmicas inadequadas e para alguns tipos de materiais (peça), resultar em fraturas na ferramenta devido à fragilidade do gume. A profundidade de cratera “KT” entre 0,05 e 0,1 mm é geralmente usada como critério de fim de vida [57]. Talvez o principal inconveniente de “KT” esteja na dificuldade de sua quantificação. Ferraresi [15] mostra que a medição de “KT” é feita geralmente por perfilômetros especiais, onde uma agulha apalpadora com uma ponta de safira com raio de 10 mm percorre a superfície a ser examinada; o movimento da agulha é então ampliado mecânica e opticamente para que o perfil da superfície possa ser registrado.

A ferramenta deve ser substituída quando se observar:

- Valores elevados de desgastes podendo levar à quebra da ferramenta.
- Temperaturas excessivas atingidas pela ferramenta.
- As tolerâncias dimensionais fogem do controle.
- Acabamento superficial deixa de ser satisfatório.
- As componentes da força de usinagem aumentam excessivamente.

Valores médios e máximos da marca de desgaste de flanco indicados pela norma ISO 3685 [54], respectivamente $VB = 0,3$ mm e $VBmáx = 0,6$ mm, são para ensaios de fim de vida. Industrialmente, tais parâmetros podem assumir valores diferentes, pois dependem das condições de trabalho de cada empresa. A prática utilizada é trabalhar com a ferramenta até que as peças produzidas saiam das especificações de tolerância dimensional e acabamento superficial ditadas pelo projeto. Têm-se assim dois fatores decisivos na determinação das condições de usinagem para a vida da ferramenta. Diniz et al. [58] mostram que em torneamento de acabamento, o valor de “VB” não deve exceder 0,3 mm. Ferraresi [15] sugere o controle através do tempo de corte, do volume de material removido ou do número de peças usinadas. Entretanto, a continuação do uso do gume depois de superados os critérios preestabelecidos traz sérios riscos, pois valores

excessivos de desgastes causam aumento da força de usinagem e geração de calor, podendo provocar fratura na ferramenta e danos irreversíveis à peça.

Os principais problemas relacionados à fixação de um determinado valor-limite de desgaste para o fim de vida estão associados com o tipo de operação [58].

Em operações de desbaste (onde se toleram altos valores de desgaste), por temer que a ferramenta quebre, costuma-se trocar a ferramenta bem antes, com valores de desgaste bastante inferiores àqueles que poderiam provocar tal avaria. Já em operações de acabamento é relativamente simples detectar quando as dimensões da peça saem das faixas de tolerâncias projetadas (desgastes na ferramenta). Neste caso, não é necessário trocar a ferramenta imediatamente, pois ainda é possível corrigir a posição da ferramenta e continuar a usinagem com o mesmo gume (compensação de desgastes em máquinas com CNC).

Da mesma forma que diversos fatores influenciam os mecanismos de desgaste na ferramenta, vale salientar que diferentes variáveis influenciam direta ou indiretamente no tempo de vida de uma ferramenta [59, 15, 60, 61].

- Peça: natureza do material; composição química; processo de fabricação; tratamento térmico; propriedades físicas, químicas e mecânicas; microestrutura; dimensões e forma.
- Ferramenta: tipo de material; geometria; composição; propriedades químicas, físicas e mecânicas; largura da marca de desgaste de flanco (critério de fim de vida).
- Máquina: tipo; rigidez; velocidade de corte (parâmetro mais significativo), avanço e profundidade de corte; área de seção de corte; forma da seção de corte; meio refrigerante (tipo, propriedades lubrificantes, forma de aplicação etc.).

3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1. Aquisição e caracterização inicial dos aços rápidos AISI T15

O pó do aço rápido AISI T15 atomizado a água foi fornecido pela Coldstream Inc., enquanto que o aço rápido comercial compactado isostaticamente a quente – *HIP (Hot Isostatic Pressing)* foi fornecido no estado recozido, na forma de tarugo cilíndrico de 90 mm de diâmetro, pela Eramet Latin América LTDA. Os aços rápidos foram inicialmente caracterizados por fluorescência de raios X, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios X (DRX). O pó do aço rápido foi submetido ainda a uma difração de LASER para determinação da distribuição do tamanho de partícula. A determinação da composição química por fluorescência de raios X foi realizada no Laboratório de Caracterização Tecnológica (LCT) da Escola de Engenharia de Minas e de Petróleo da Escola Politécnica da USP. A microscopia eletrônica de varredura e a difração de raios X foram realizadas nos Laboratórios do Centro de Processamento de Pós (CPP) do IPEN.

3.2. Obtenção do aço rápido por sinterização com fase líquida

As amostras distintas do pó do aço rápido AISI T15 foram compactadas por dois métodos diferentes: compactação isostática a frio – *CIP (Cold Isostatic Pressing)*, utilizando-se um molde cilíndrico de borracha de silicone (figura 3.1), e compactação uniaxial a frio em matriz metálica, nas formas de disco de 47 mm de diâmetro e barras retangulares para ensaio de flexão em três pontos (TRS), a uma pressão de aproximadamente 400 MPa para o primeiro e 700 MPa para o segundo. Em seguida, os materiais compactados foram sinterizados com presença de fase líquida a uma temperatura de 1274°C ($\pm 3^\circ\text{C}$) por uma hora em um forno resistivo a vácuo (figura 3.2), a uma pressão de 5×10^{-6} Torr. As compactações e a sinterização foram realizadas no Laboratório de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas – IPT e no Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais do IPEN, respectivamente. Medidas de densidade hidrostática antes e após a sinterização foram realizadas.

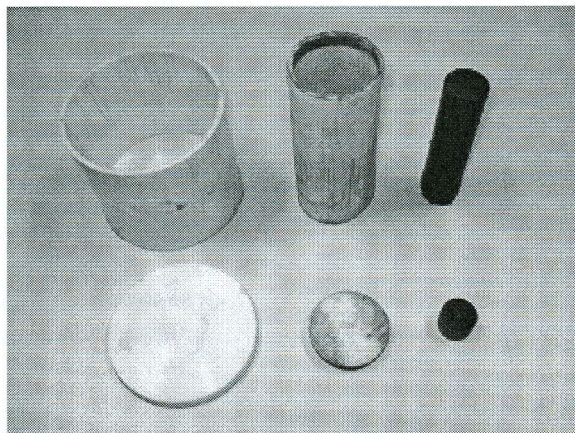


Figura 3.1. Moldes de silicone utilizados na compactação isostática a frio (CIP).

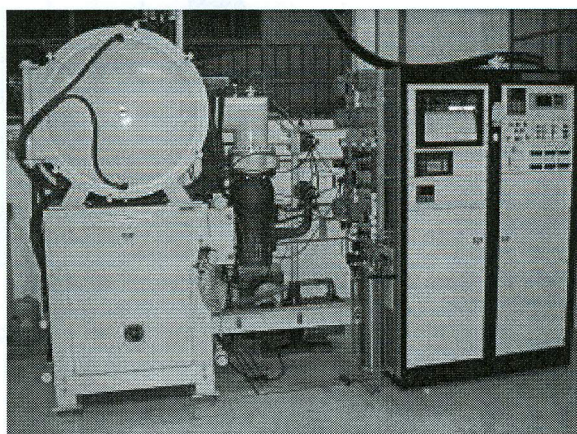


Figura 3.2. Forno resistivo a vácuo utilizado na sinterização - IPEN.

3.3. Confeção dos corpos de prova para ensaio de flexão em três pontos (TRS)

A confecção dos corpos de prova para o ensaio de flexão em três pontos foi executada segundo as especificações da Norma ASTM B 528-99 ^[62]. Devido às dimensões da matriz de compactação, os corpos de prova tiveram reduzidas proporcionalmente as suas dimensões para 5,5 x 11 x 29 mm (figura 3.3). Os corpos de prova do aço rápido comercial e do compactado isostaticamente a frio foram cortados por eletroerosão a fio a partir de discos de 90 mm de diâmetro e 20 mm de espessura, para o primeiro (figura 3.4), e tarugos de 33 mm de diâmetro e 70 mm de comprimento, para o segundo (figura 3.5). Após o tratamento térmico, todos os corpos de prova foram retificados nas suas dimensões finais.

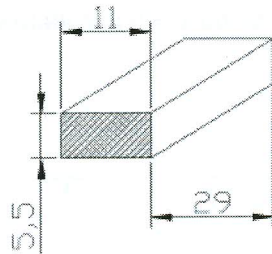


Figura 3.3. Corpo de prova para ensaio de flexão em três pontos (TRS) – Norma ASTM B 528-99^[62]. Medidas em milímetro.

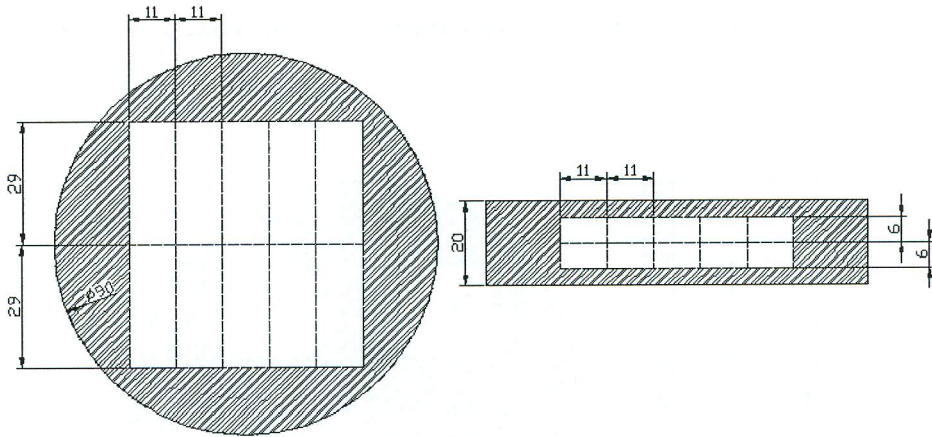


Figura 3.4. Corte dos corpos de prova para ensaio de flexão em três pontos (TRS) – material comercial (compactado isostaticamente a quente). Medidas em milímetro.

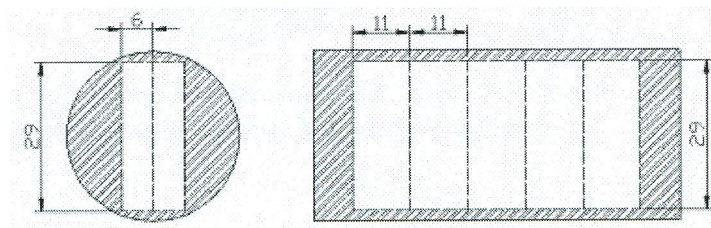


Figura 3.5. Corte dos corpos de prova para ensaio de flexão em três pontos (TRS) – material compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo. Medidas em milímetro.

3.4. Confeção dos insertos intercambiáveis para fresamento

A confecção dos insertos intercambiáveis (pastilhas) para fresamento foi realizada segundo a Norma ISO 1832-1977^[63]. As pastilhas são quadradas, de 12,70 mm de lado, com cantos arredondados de 1,20 mm de raio e espessura de 3,18 mm, sem furo e sem quebra cavacos (figura 3.6) e foram confeccionadas por eletroerosão a fio a partir de discos compactados uniaxialmente a frio em matriz metálica de 59 mm de diâmetro e 4 mm de espessura (figura 3.7), tarugos compactados isostaticamente a frio de 33 mm de diâmetro e 70 mm de comprimento

(figura 3.8) e discos compactados isostaticamente a quente de 90 mm de diâmetro e 20 mm de espessura (figura 3.9).

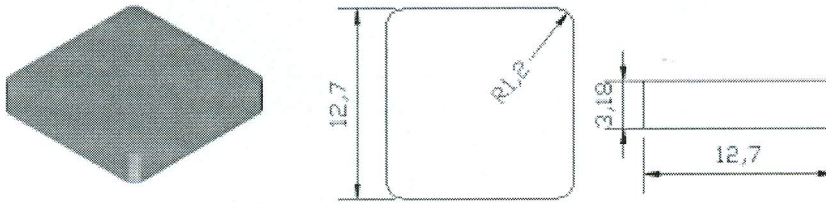


Figura 3.6. Inserto intercambiável para fresamento – Norma ISO 1832-1977 ^[63]. Medidas em milímetro.

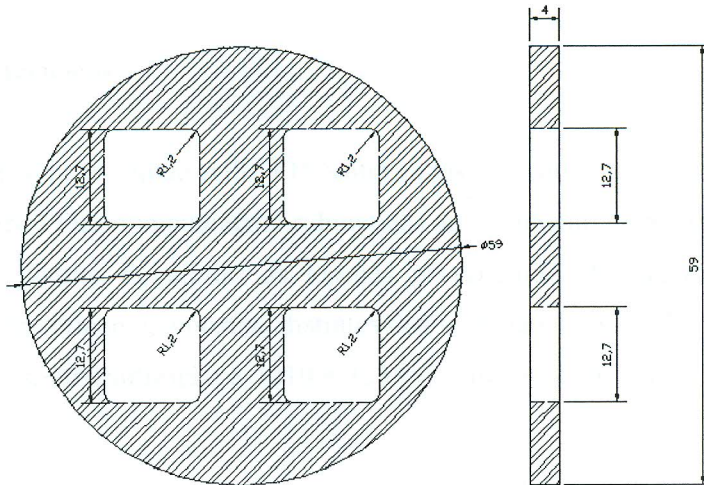


Figura 3.7. Corte do inserto intercambiável para fresamento – material compactado uniaxialmente a frio e sinterizado a vácuo. Medidas em milímetro.

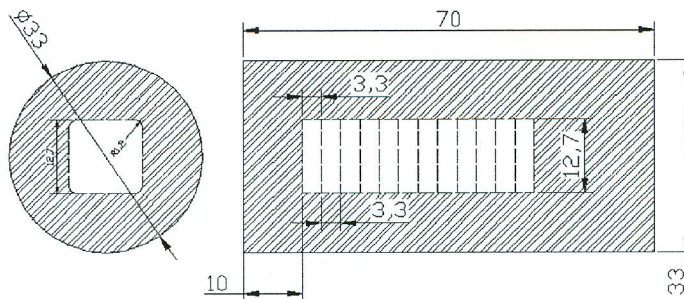


Figura 3.8. Corte do inserto intercambiável para fresamento – material compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo. Medidas em milímetro.

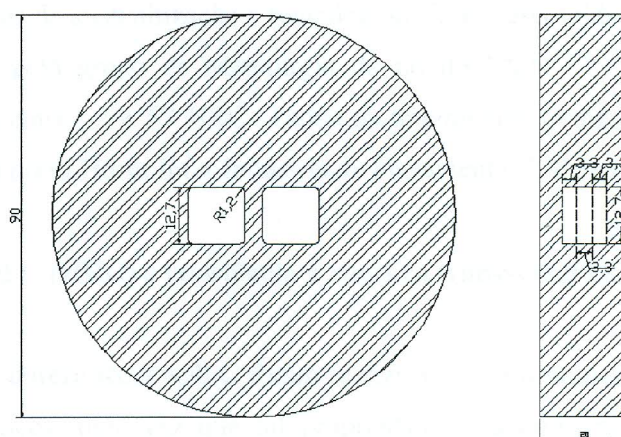


Figura 3.9. Corte do inserto intercambiável para fresamento – material comercial (compactado isostaticamente a quente). Medidas em milímetro.

3.5. Tratamentos térmicos

As amostras do aço rápido AISI T15 sinterizadas a vácuo (compactadas uniaxialmente e isostaticamente a frio) foram inicialmente submetidas ao tratamento de recozimento a 870°C por uma hora com o intuito de aliviar as tensões provenientes do processo de sinterização (resfriamento). Posteriormente, amostras distintas dos materiais foram submetidas aos seguintes tratamentos térmicos: austenitização a 1210 e 1235°C e revenimento triplo a 540 , 550 e 560°C (figura 3.10).

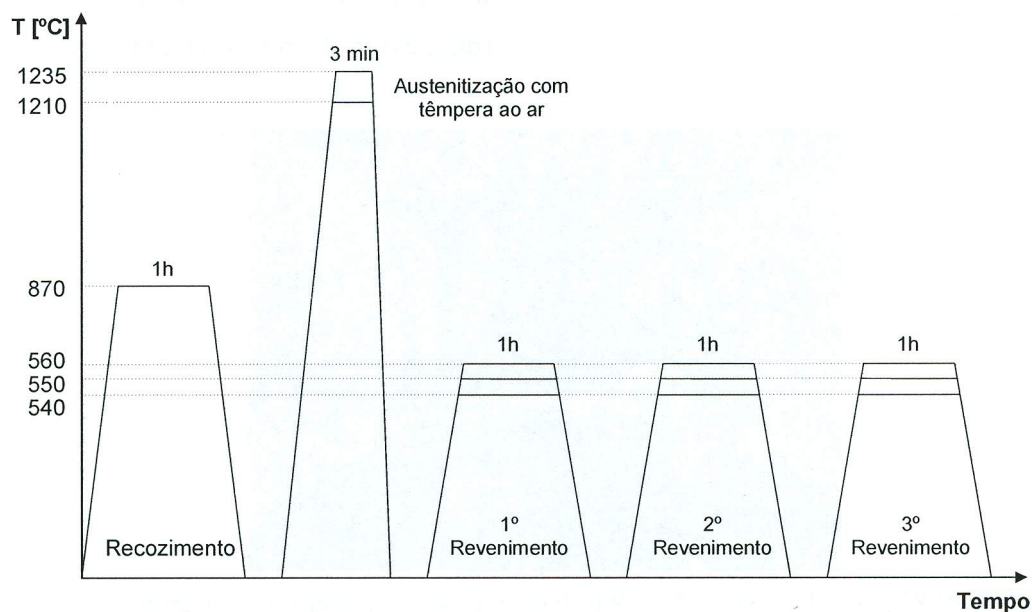


Figura 3.10. Diagrama esquemático dos tratamentos térmicos efetuados.

As temperaturas de austenitização e revenimento foram escolhidas baseadas em trabalhos anteriores realizados pelo grupo de Metalurgia do pó do IPEN [64, 65, 66] com o intuito de promoverem durezas entre 62 e 67 HRC. Todos os tratamentos térmicos foram realizados em banho de sal [14] na empresa Hurth Infer Indústria de Ferramentas Ltda em Sorocaba-SP.

3.6. Dureza Rockwell C (HRC) e resistência à ruptura transversal (TRS)

Os ensaios de dureza Rockwell C foram realizados com o intuito de se avaliar a eficácia dos tratamentos térmicos, uma vez que tal propriedade está diretamente relacionada com o desgaste nas ferramentas de corte. Para tanto, foram executadas 10 impressões em cada um dos corpos de prova utilizando-se uma carga de 150 kg.

A determinação da resistência à ruptura transversal (05 ensaios para cada condição de tratamento) se fez de acordo com a seguinte relação:

$$TRS = \frac{3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot t^2 \cdot w}$$

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).

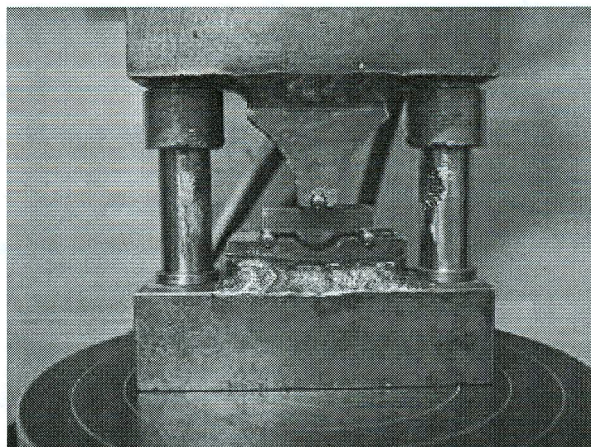


Figura 3.11. Dispositivo para ensaio de TRS – Norma ASTM B 528-99.

3.7. Difração de raios X

A análise de difração de raios X foi realizada para se verificar, por meio de comparação com as microfichas do JCPDS – Joint Committee for Powder Diffraction Standards, as fases e os tipos de carbonetos presentes nos materiais estudados. Para tanto, foi utilizado um difratômetro Philips MDP 1880, radiação Cu $k\alpha$: $\lambda = 0,1541$ nm.

3.8. Microscopias óptica e eletrônica de varredura (MEV)

As análises em microscopias óptica e eletrônica de varredura foram realizadas com o intuito de se avaliar os tamanhos de grãos e carbonetos, assim como os seus tipos (através de microanálise por energia dispersiva – EDS) e espaçamentos (dispersão e distribuição), correlacionando-os com as propriedades mecânicas encontradas (valores de TRS e dureza). As amostras para microscopia foram cortadas e embutidas em baquelite e submetidas à preparação metalográfica tradicional (lixamento, polimento e ataque químico com solução de Picral a 4%). As análises foram realizadas em um microscópio óptico Olympus e um MEV Phillips XL 30 equipado com detector de energia dispersiva de raios X (EDS).

3.9. Determinação dos tamanhos de grão e carbonetos primários

As micrografias obtidas nas análises em microscopias óptica e eletrônica de varredura dos materiais tratados foram utilizadas para a determinação dos tamanhos de grão austenítico e de carbonetos. A medida dos tamanhos de grãos foi executada pelo método Snyder-Graff de interceptação dos contornos ^[1]. Já a determinação do tamanho dos carbonetos primários foi obtida a partir da análise de cinco campos diferentes de microscopia eletrônica de varredura com o auxílio do software analisador de imagem Quantikov.

3.10. Ensaios de usinagem – análise de desempenho com relação ao desgaste

As análises do comportamento ao desgaste das ferramentas de aço rápido AISI T15 sinterizado a vácuo e comercial foram realizadas através dos resultados obtidos em ensaios de fresamento frontal, sem a utilização de fluido de corte, de chapas de aço ABNT 1045, de 200 x 200 mm, recozidas e normalizadas. Essas chapas foram pré-usinadas para remoção da carepa externa para, só então, poderem ser utilizadas nos ensaios. Os parâmetros de usinagem utilizados

(tabela 3.1) foram os valores de entrada enquanto que as forças de corte, o acabamento superficial da peça usinada (rugosidade – Ra) e o estado final da ferramenta (desgaste de flanco – VB), as variáveis de saída (figura 3.12).

Tabela 3.1. Parâmetros de corte e aquisição de dados utilizados.

Parâmetro	Valor
Arestas de corte	02
Diâmetro da ferramenta [mm]	50
Profundidade de corte [mm]	0,5
Rotação [RPM]	300
Avanço [mm/min]	50
Taxa de aquisição [Hz]	1200

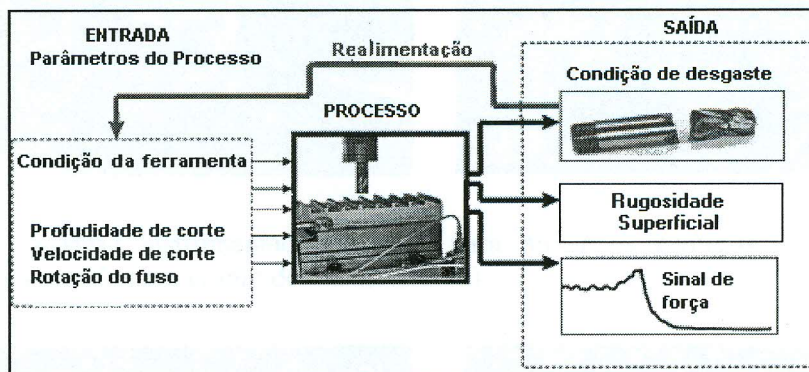


Figura 3.12 – Diagrama das variáveis de entrada e saída dos ensaios utilizados ^[67].

A escolha destes parâmetros baseou-se no fato destes terem proporcionado, nos ensaios preliminares, a utilização das ferramentas durante um tempo razoável e suficiente para gerar dados que possibilitaram acompanhar a evolução do desgaste tanto para as ferramentas obtidas a partir do aço rápido sinterizado a vácuo quanto para o comercial. As medições do desgaste de flanco da ferramenta, assim como, da rugosidade superficial da chapa usinada foram realizadas ao final de cada percurso de corte de 200 mm. O critério de parada utilizado para fim de experimento foi o VB igual a 0,90 mm.

O aparato utilizado em questão (figura 3.13) baseou-se no trabalho de Saglam e Unuvar ^[68]. Este é constituído basicamente de uma mesa instrumentada com quatro células de carga, distribuídas duas a duas em duas direções ortogonais, sendo que cada uma das células de carga está instrumentada com sensores tipo “Strain Gages” capazes de medir esforços nas direções axial e transversal, fazendo assim com que o dinamômetro seja capaz de medir forças de corte

nas três direções ortogonais ^[67], um equipamento data logger modelo Spyder 8, um PC e um rugosímetro Taylor-Hobson Surtronic 3+. Os desgastes de flanco (VB) foram medidos ao final de cada passe com o auxílio de uma lupa de medição Holtermann LH 21/10x (figura 3.14).

Os ensaios de usinagem foram realizados nos Laboratórios de Metalurgia e Usinagem da UniFEI em São Bernardo do Campo.

Por fim, foram avaliados e correlacionados cada parâmetro analisado com os diferentes materiais utilizados.

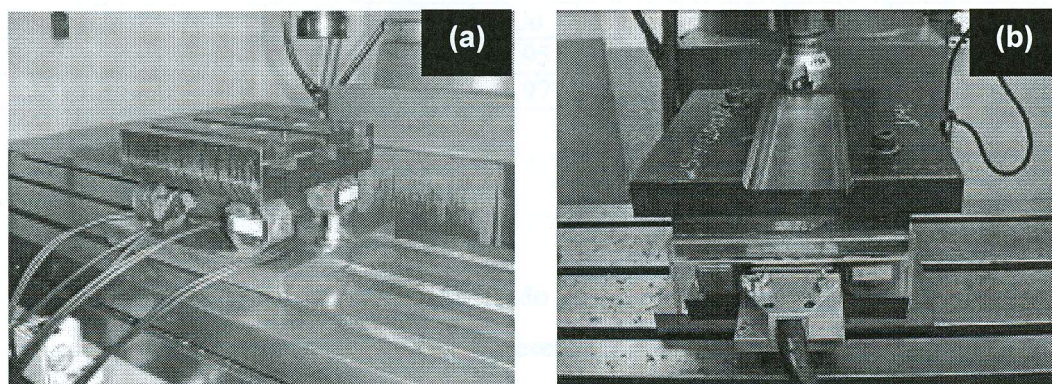


Figura 3.13 – Mesa instrumentada utilizada para medir os esforços de usinagem (a) e equipamento montado para ensaio de fresamento (b).

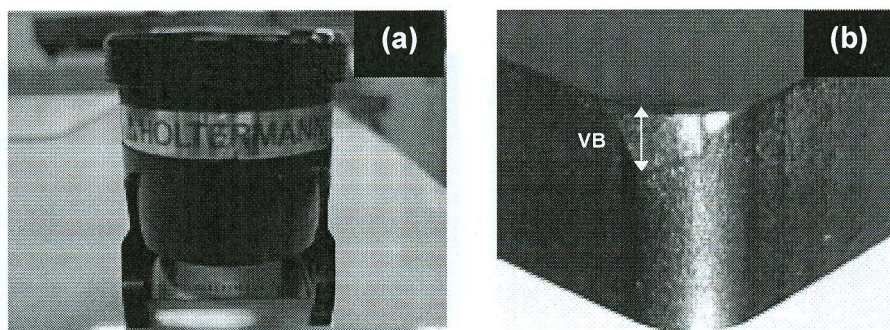


Figura 3.14. Lupa de medição Holtermann LH 21/10x (a) e desgaste de flanco – VB (b).

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Composição química

Os resultados das análises de fluorescência de raios X do aço rápido AISI T15, sinterizado a vácuo e comercial (compactado isostaticamente a quente), são mostrados na tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química do aço rápido AISI T15 [% peso].

Elementos	C	W	Co	V	Cr	Mo	Si	Fe
Sinterizado a vácuo	1,59	12,08	4,95	4,91	4,05	0,82	0,28	Bal.
Comercial	1,56	12,00	4,97	4,93	3,91	0,43	0,50	Bal.

4.2. Caracterização inicial dos materiais

Os resultados referentes à caracterização do pó do aço rápido AISI T15 são mostrados nas figuras 4.1 e 4.2. O material estudado apresenta uma morfologia bastante irregular devido à atomização à água, com diferentes tamanhos e formas de partículas, como mostrado na figura 4.1. A análise granulométrica por difração de LASER mostrou que o pó possui uma distribuição assimétrica de tamanho de partículas, na qual o diâmetro mediano de partícula encontrado foi de 65,18 μm .

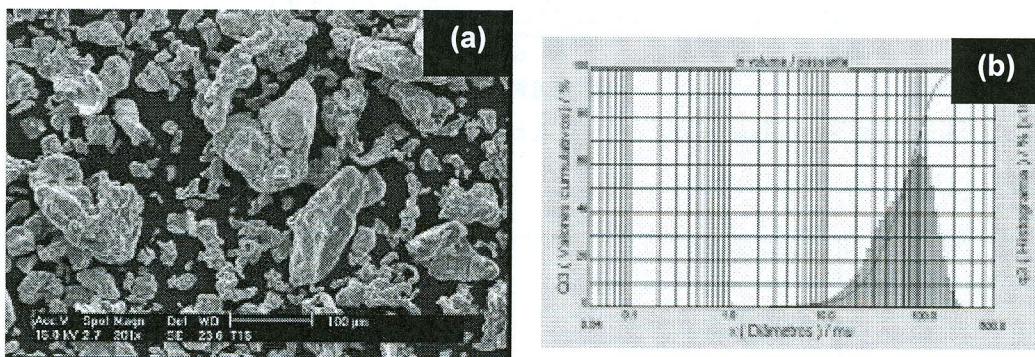


Figura 4.1. Micrografia de MEV (a) e distribuição cumulativa de tamanhos de partículas (b) do pó do aço rápido AISI T15 atomizado a água fornecido pela Colstream Inc. Elétrons secundários.

Os resultados da caracterização estrutural por difração de raios X (figuras 4.2, 4.3 e 4.4) indicam que tanto o pó quanto o aço rápido comercial estudados consistem de uma matriz de ferro (α) com carbonetos do tipo M_6C (rico em tungstênio) e MC (rico em vanádio ou tungstênio) [32].

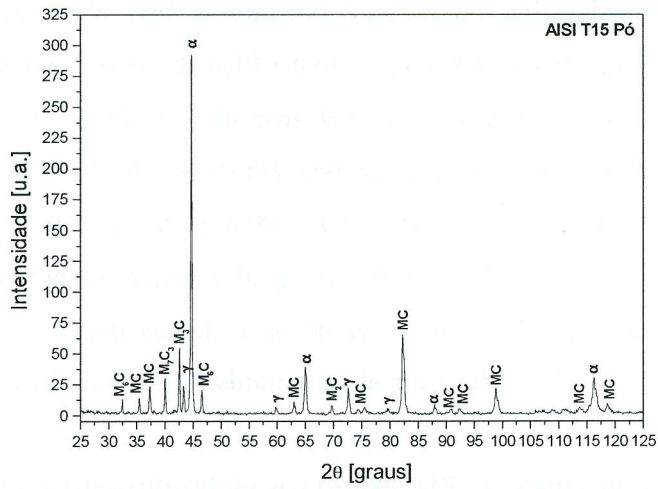


Figura 4.2. Difratoograma do pó do aço rápido AISI T15 atomizado a água (Cu- $k\alpha$).

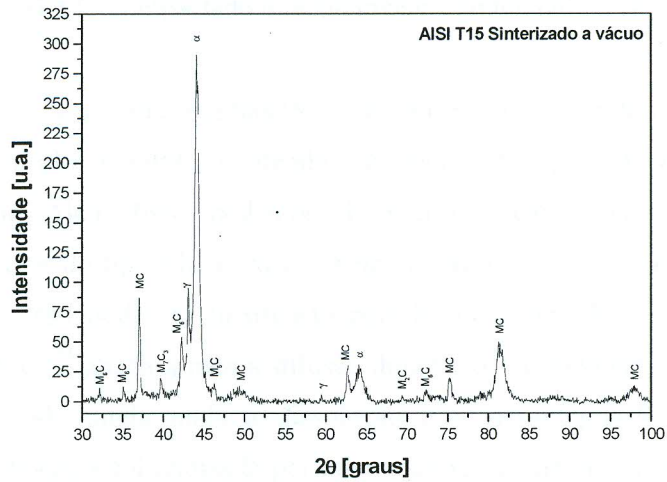


Figura 4.3. Difratoograma do aço rápido AISI T15 sinterizado a vácuo (Cu- $k\alpha$).

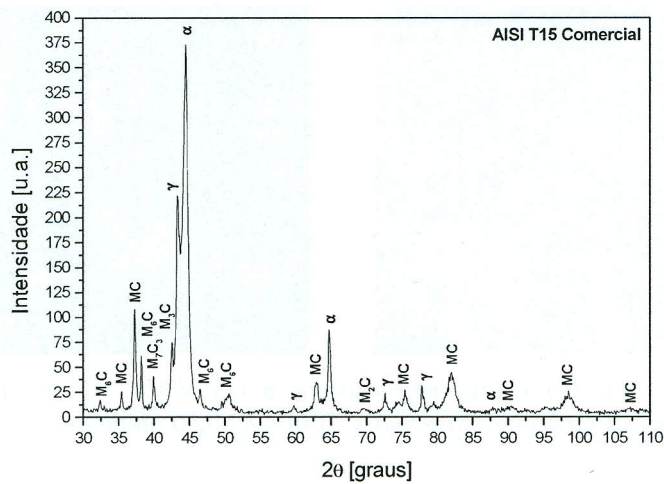


Figura 4.4. Difratoograma do aço rápido AISI T15 comercial como recebido (Cu- $k\alpha$).

As densidades obtidas para as amostras compactadas uniaxialmente a frio antes e após a sinterização apresentaram valores de $6,19 \pm 0,08 \text{ g/cm}^3$ e $8,07 \pm 0,05 \text{ g/cm}^3$, o que corresponde a, respectivamente, 75,21% e 98,06% da densidade do aço rápido AISI T15 obtido por fusão e lingotamento ($8,23 \text{ g/cm}^3$). As amostras compactadas isostaticamente a frio apresentaram densidades de $6,09 \pm 0,11 \text{ g/cm}^3$ e $8,06 \pm 0,07 \text{ g/cm}^3$ (74% e 98%). O material comercial apresentou uma densidade de $8,18 \pm 0,02 \text{ g/cm}^3$ (99,39%). Conforme esperado, a densidade das amostras compactadas isostaticamente a quente apresentou valores superiores em consequência da maior eficiência deste processo na eliminação da porosidade [34].

4.3. Caracterização microestrutural do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C

4.3.1 – Aço rápido AISI T15 compactado uniaxialmente e sinterizado a vácuo

A figura 4.5 apresenta micrografias (MEV e óptica) do aço rápido AISI T15 temperado a 1235°C e revenido triplo a 540°C, contendo carbonetos do tipo MC e M_6C numa matriz martensítica revenida. Além disso, podemos observar na figura 4.5a que a quantidade e o tamanho dos carbonetos do tipo MC (cinza) é bem superior que a dos carbonetos eutéticos do tipo M_6C (brancos). Isso pode ser justificado pela baixa solubilidade na austenitização dos carbonetos do tipo MC [1] aliada à menor difusão durante o revenimento, devido à temperatura mais baixa, dificultando ainda mais a dissolução e a re-precipitação dos carbonetos. A identificação dos carbonetos foi realizada por microanálise de energia dispersiva – EDS (figura 4.6).

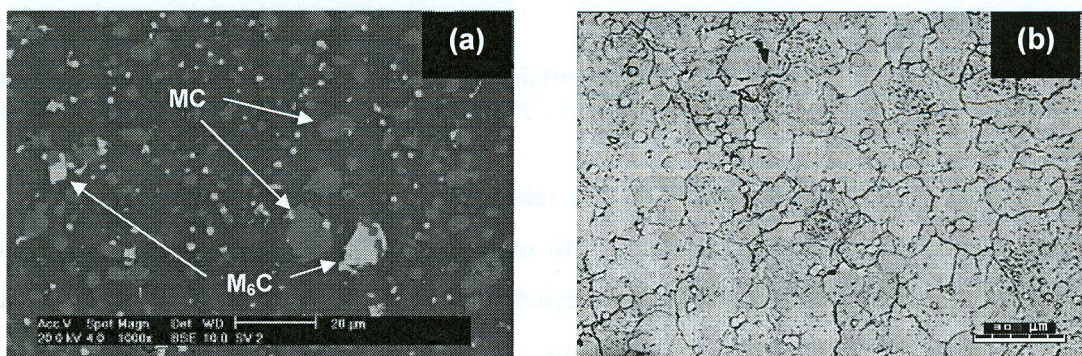


Figura 4.5. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 540°C. Ataque químico com Picral 4%.

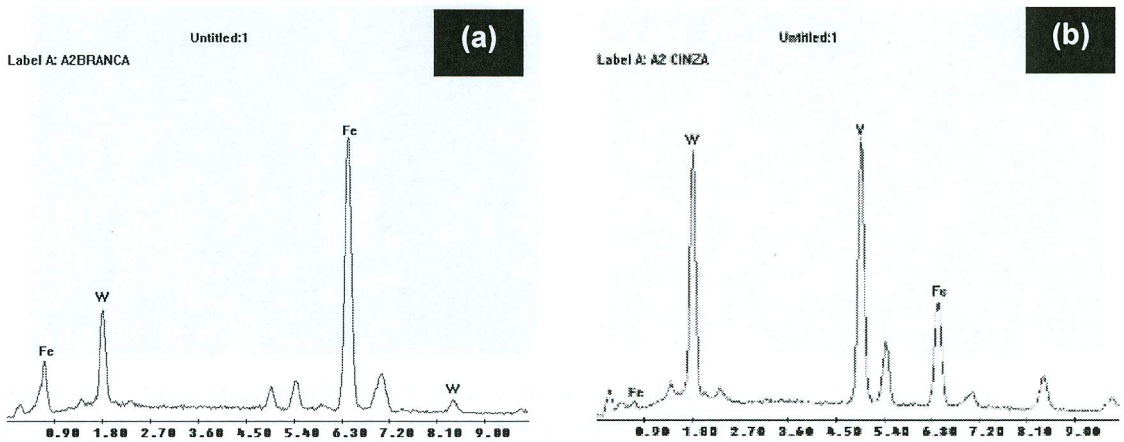


Figura 4.6. Microanálise por EDS dos carbonetos brancos – M_6C (a) e cinza – MC (b).

Para as amostras submetidas ao triplo revenimento a $550^\circ C$, podemos observar na figura 4.7b um apreciável aumento no tamanho de grão, assim como, um aumento sensível na dispersão dos tamanhos dos carbonetos (figura 4.7a), o que indica ter havido dissolução de alguns carbonetos e re-precipitação de outros finamente distribuídos pela matriz, levando a uma leve diminuição de seus diâmetros médios.

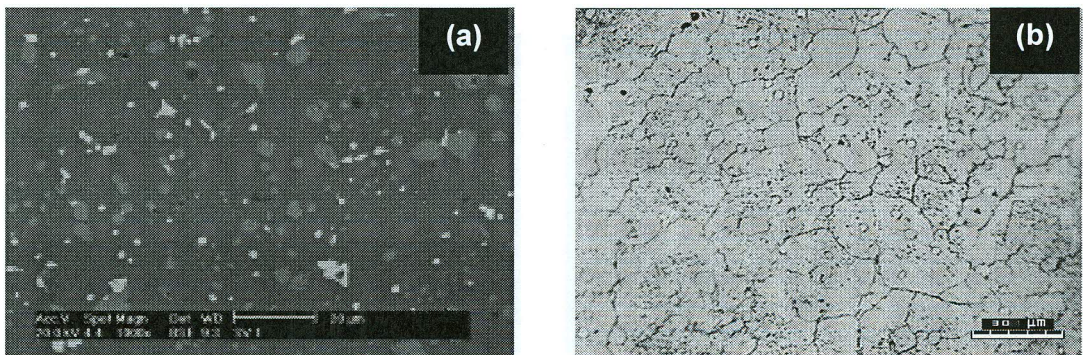


Figura 4.7. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a $1235^\circ C$ e revenido triplo a $550^\circ C$. Ataque químico com Picral 4%.

No que diz respeito às amostras tratadas a $560^\circ C$ (revenimento triplo), verifica-se um aumento na quantidade de carbonetos do tipo M_6C (brancos), como mostrado na figura 4.8. Podemos notar, também, que há uma distribuição mais uniforme dos carbonetos na matriz (principalmente dos do tipo MC), além de apresentarem uma menor dispersão nos seus tamanhos. No entanto, de uma maneira geral, os carbonetos eutéticos do tipo M_6C localizam-se preferencialmente na região dos contornos dos grãos.

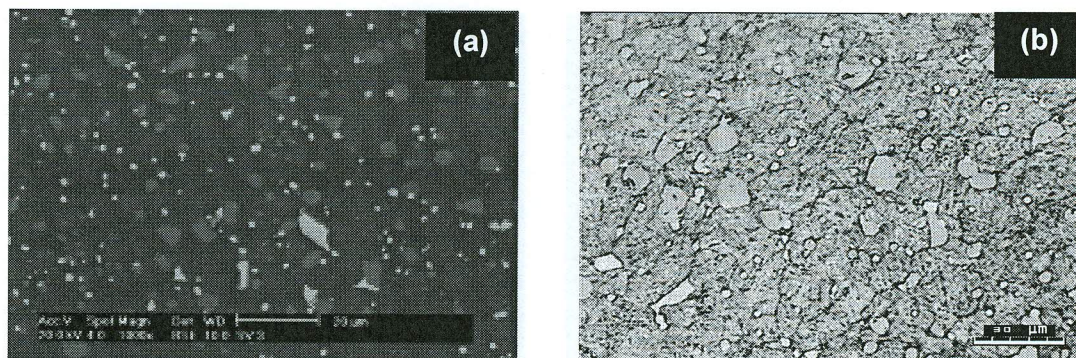


Figura 4.8. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 560°C. Ataque químico com Picral 4%.

4.3.2. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo

A figura 4.9 apresenta micrografias (MEV e óptica) do aço rápido AISI T15 temperado a 1235°C e revenido triplo a 540°C. É possível observar na figura 4.9a uma grande dispersão nos tamanhos dos carbonetos primários, principalmente nos do tipo MC, os quais apresentam uma forma levemente arredondada. Os carbonetos eutéticos do tipo M_6C se apresentam em menor quantidade e localizados preferencialmente nos contornos dos grãos.

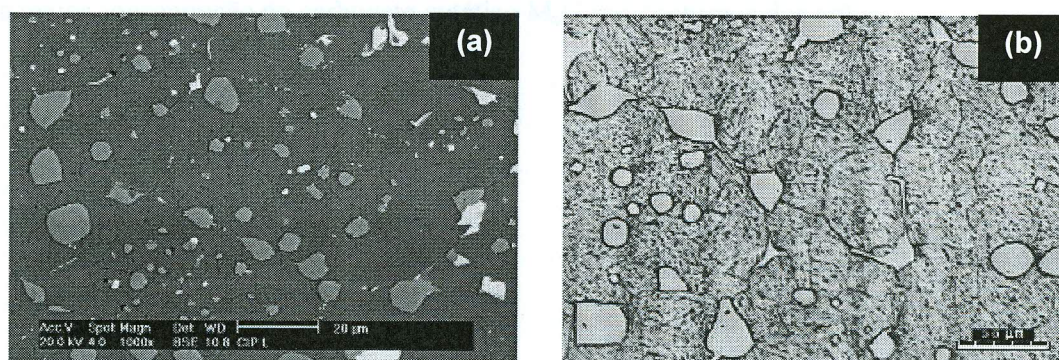


Figura 4.9. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 540°C. Ataque químico com Picral 4%.

Para as amostras revenidas a 550°C (figura 4.10a), podemos observar uma sensível diminuição do diâmetro dos carbonetos do tipo MC, acompanhada de um aumento do número destes e dos do tipo M_6C . Também é possível observar na figura 4.10b que os carbonetos do tipo MC apresentam uma forma ainda mais arredondada que os encontrados nas amostras revenidas a 540°C, independentemente do seu tamanho. Tal fato pode ser justificado pela maior taxa de precipitação dos carbonetos primários em função da maior temperatura de revenimento.

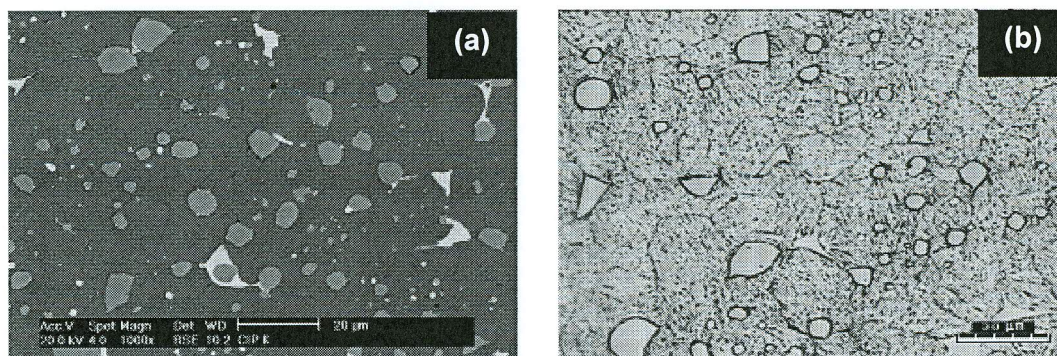


Figura 4.10. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido tripla a 550°C. Ataque químico com Picral 4%.

Com o aumento da temperatura de revenimento para 560°C e, conseqüentemente, da taxa de difusão entre a matriz e os carbonetos, podemos observar na figura 4.11 um razoável crescimento dos carbonetos do tipo MC, cujos diâmetros podem chegar a 20 μm . Tal comportamento pode justificar o fato da matriz se encontrar mais “limpa” ou desnuda (figura 4.11b), uma vez que estes podem ter crescido em detrimento dos menores (dissolução ou coalescimento dos menores). Também é possível observar um discreto aumento no tamanho dos grãos (figura 4.11a) em relação às amostras tratadas a temperaturas mais baixas, assim como, uma maior concentração do carboneto eutético M_6C nos contornos dos grãos.

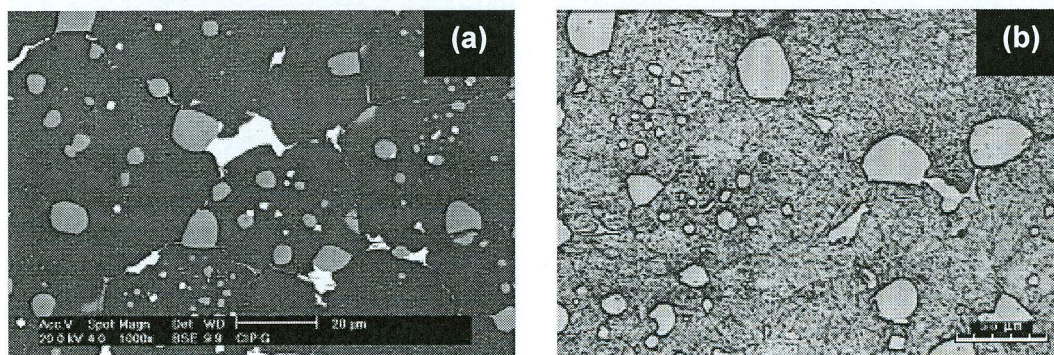


Figura 4.11. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido tripla a 560°C. Ataque químico com Picral 4%.

4.3.3. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente (comercial)

No que diz respeito às amostras do aço rápido comercial podemos observar na figura 4.12 que tanto os carbonetos quanto os grãos austeníticos apresentam um tamanho bem menor quando comparados aos do aço rápido sinterizado a vácuo.

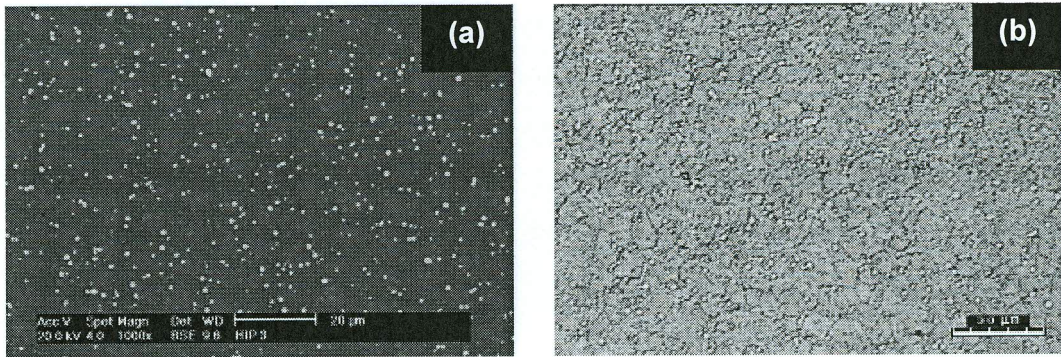


Figura 4.12. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido tripla a 540°C. Ataque químico com Picral 4%.

Além disso, podemos notar que há uma distribuição mais uniforme dos carbonetos (MC e M_6C) na matriz e uma menor dispersão nos seus tamanhos e morfologias. Apesar da elevada densidade encontrada e da maior eficiência do processo, também é possível observar a presença de uma porosidade residual no aço rápido compactado isostaticamente a quente (figura 4.12a).

As amostras revenidas a 550°C (figura 4.13) apresentam basicamente as mesmas características das tratadas a 540°C, não apresentando diferenças morfológicas relevantes apesar da maior temperatura de tratamento.

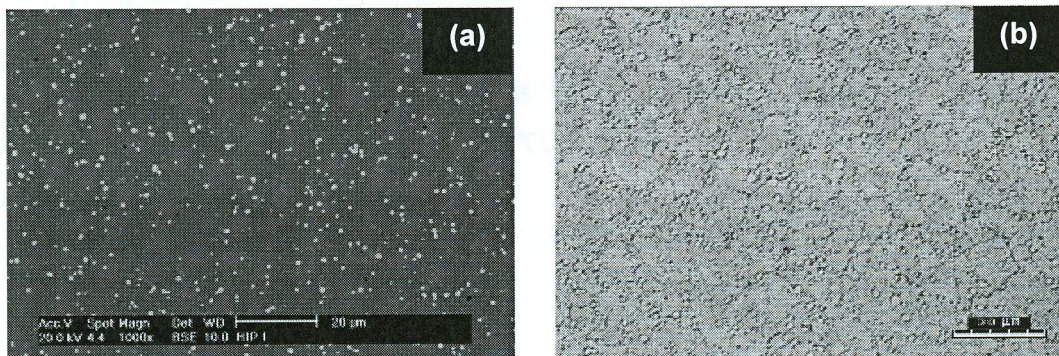


Figura 4.13. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido tripla a 550°C. Ataque químico com Picral 4%.

No entanto, as amostras revenidas a 560°C (figura 4.14) apresentam uma concentração de carbonetos sensivelmente menor que as encontradas para as outras temperaturas de tratamento, deixando, portanto, a matriz um pouco mais “limpa”.

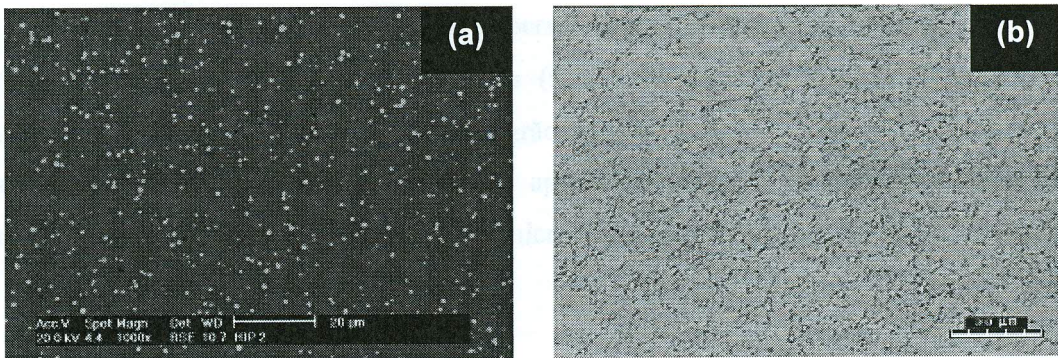


Figura 4.14. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 560°C. Ataque químico com Picral 4%.

O fato do aço rápido compactado isostaticamente a quente (comercial) apresentar tamanhos de carbonetos e grãos bem menores que os do sinterizado a vácuo se deve a maior eficiência do processo (temperaturas de sinterização mais baixas) e a utilização de pós mais finos e uniformes (atomizados a gás) [34].

4.4. Caracterização microestrutural do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C

4.4.1 – Aço rápido AISI T15 compactado uniaxialmente e sinterizado a vácuo

A figura 4.15 apresenta micrografias (MEV e óptica) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 540°C, contendo carbonetos do tipo MC e M_6C numa matriz martensítica revenida.

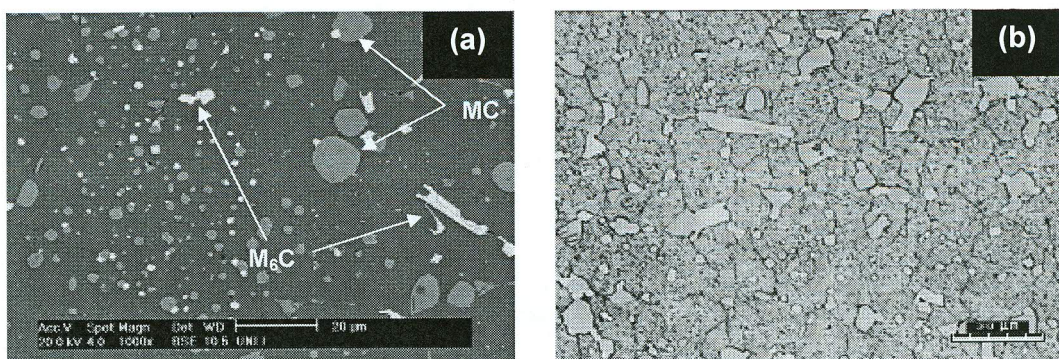


Figura 4.15. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 540°C. Ataque químico com Picral 4%.

Apesar de apresentar uma elevada dispersão nos seus tamanhos (figura 4.15a), há uma maior concentração de carbonetos pequenos ($\leq 2 \mu\text{m}$), os quais estão preferencialmente localizados nas regiões de contornos de grão (figura 4.15b). Com relação ao material austenitizado a 1235°C , o tratado a 1210°C apresenta tamanhos de grão bem menores. A identificação dos carbonetos foi realizada por microanálise em EDS (figura 4.16).

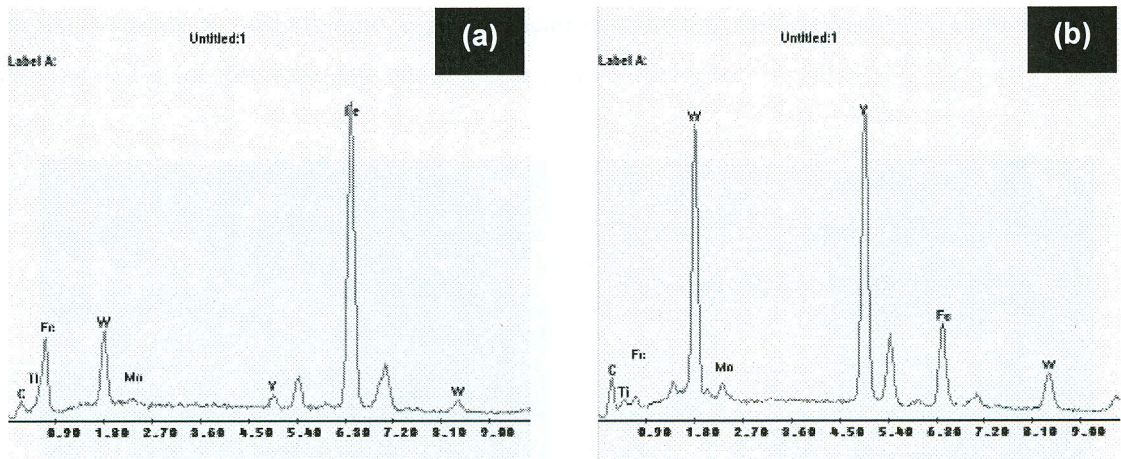


Figura 4.16. Microanálise por EDS dos carbonetos brancos – M_6C (a) e cinza – MC (b):

As amostras revenidas a 550°C não apresentaram diferenças significativas na morfologia dos carbonetos, no entanto, com relação a sua distribuição, esta se mostrou um pouco mais dispersa (figura 4.17a). Resultado semelhante foi obtido com relação aos tamanhos de grão (figura 4.17b), indicando um elevado grau de heterogeneidade microestrutural para este material. Tal comportamento pode ser justificado pela diferença de pressão de compactação devido à grande área de seção da matriz ($\phi = 59 \text{ mm}$), gerando regiões de diferentes densidades.

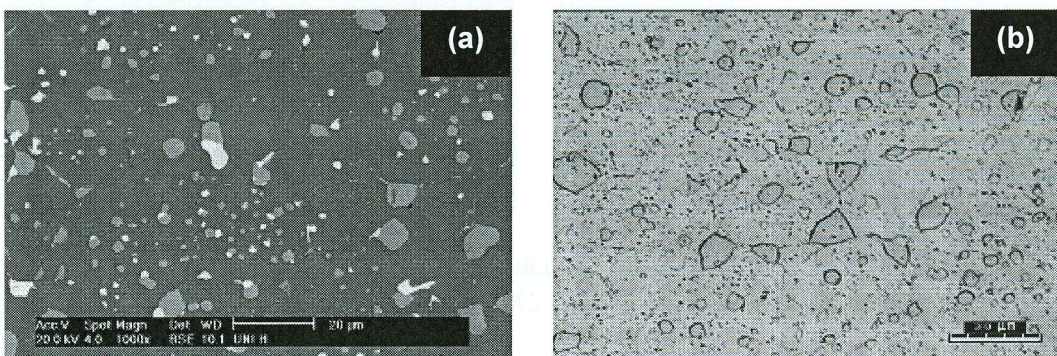


Figura 4.17. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 550°C . Ataque químico com Picral 4%.

No que diz respeito às amostras revenidas a 560°C, verifica-se um aumento da dispersão dos tamanhos de carbonetos, principalmente dos do tipo MC (figura 4.18a). Além disso, também é possível verificar uma maior diferença na distribuição dos carbonetos pela matriz, apresentando regiões praticamente desnudas em detrimento de outras com carbonetos de grandes diâmetros (figura 4.18b). Tais resultados sugerem que para esta temperatura de revenimento (560°C) possa estar ocorrendo dissolução ou coalescimento dos carbonetos menores (M_6C) simultaneamente ao crescimento e precipitação dos do tipo MC e M_2C [64]. Com relação ao tamanho dos grãos, praticamente não houve qualquer alteração.

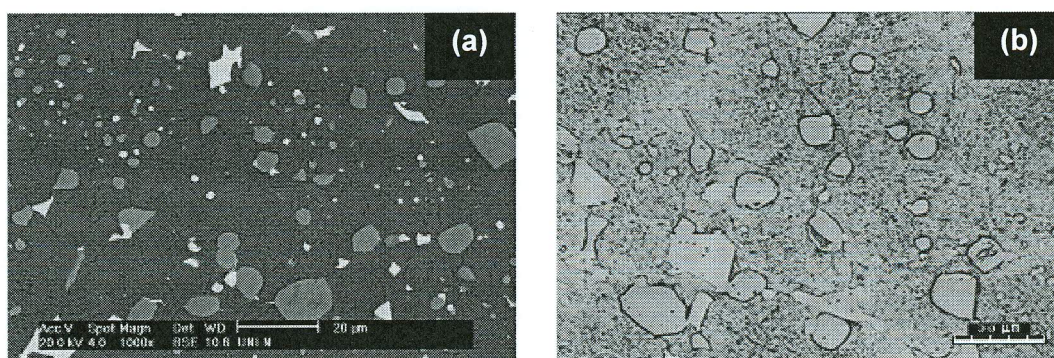


Figura 4.18. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 560°C. Ataque químico com Picral 4%.

4.4.2 – Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo

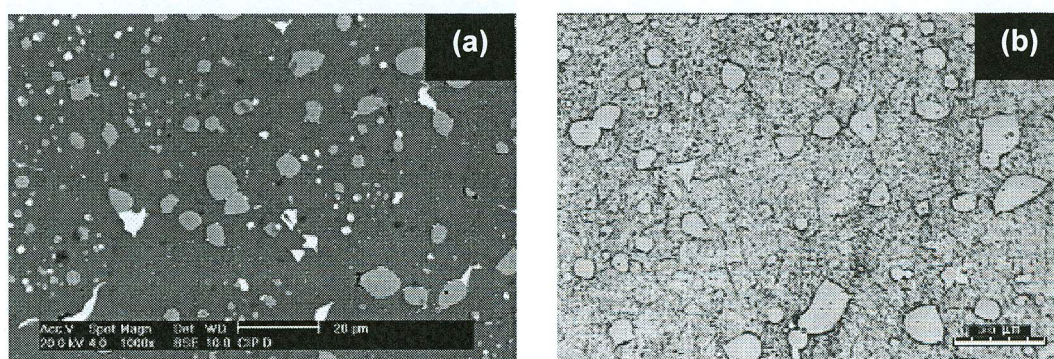


Figura 4.19. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 540°C. Ataque químico com Picral 4%.

A figura 4.19 apresenta os resultados das amostras submetidas ao triplo revenimento a 540°C. Podemos observar a partir da figura 4.19a que tanto a forma quanto a distribuição dos carbonetos são mais uniformes que as encontradas para o mesmo material austenitizado a

1235°C (figura 4.9). É possível notar também, na figura 4.19b, que o diâmetro médio dos carbonetos e o tamanho dos grãos são menores que os encontrados para o material obtido pelo mesmo processo e tratado a 1235°C. No entanto, quando comparado com o material compactado uniaxialmente e tratados à mesma temperatura (austenitizados a 1210°C e revenidos a 540°C), estes apresentam tamanhos de grão maiores.

Os resultados para as amostras tratadas a 550°C podem ser vistos na figura 4.20. Podemos observar que apesar das diferenças encontradas na distribuição dos carbonetos pela matriz (figura 4.20a), praticamente não há alterações com relação à forma e ao diâmetro destes, assim como, com relação aos tamanhos de grão (figura 4.20b).

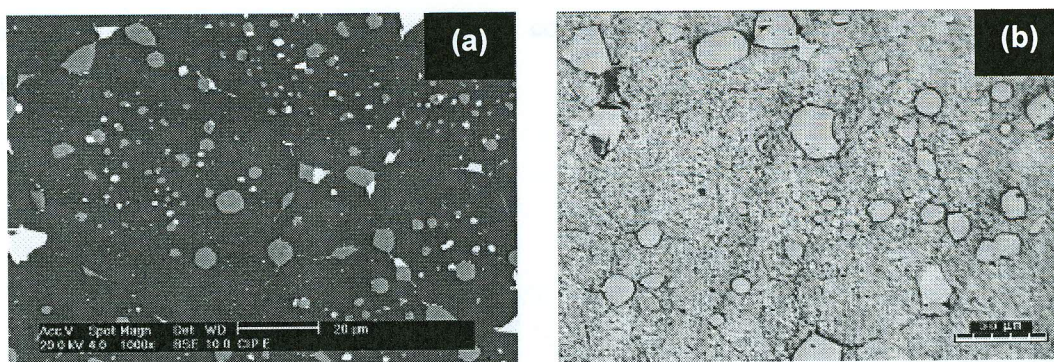


Figura 4.20. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 550°C. Ataque químico com Picral 4%.

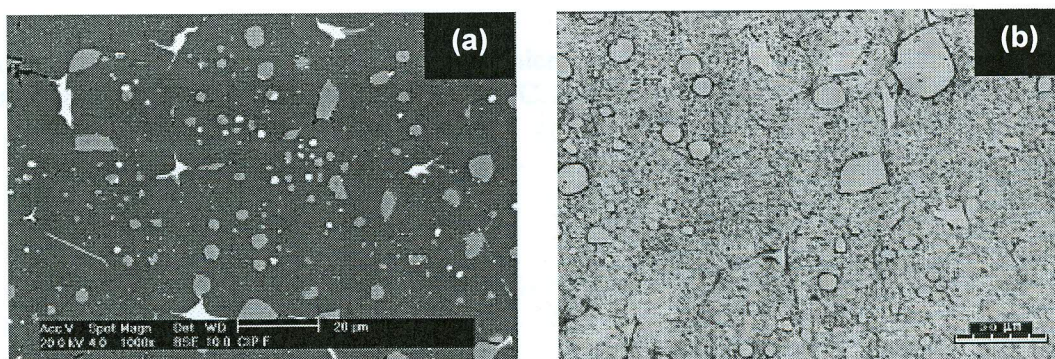


Figura 4.21. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 560°C. Ataque químico com Picral 4%.

Para as amostras revenidas a 560°C podemos observar uma relativa concentração dos carbonetos do tipo M_6C nas regiões de contornos de grão, assim como, uma sensível diminuição da concentração dos carbonetos do tipo MC (figura 4.21a). Apesar da maior temperatura de

tratamento, não foi observado qualquer alteração com relação ao tamanho dos grãos e morfologia dos carbonetos (figura 4.21b).

4.4.3 – Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente (comercial)

Da mesma maneira que para o material austenitizado a 1235°C e revenido triplo a 540°C, o aço rápido comercial tratado a 1210°C apresentou tamanhos de grão e de carbonetos bem menores (figura 4.22) quando comparados aos do aço rápido sinterizado a vácuo. Podemos observar nas figuras 4.22a e 4.22b uma distribuição uniforme dos carbonetos (MC e M_6C) pela matriz, assim como, uma maior concentração dos carbonetos do tipo M_6C (brancos) além de um menor tamanho de grão quando comparados com o material obtido pelo mesmo processo e austenitizado a 1235°C.

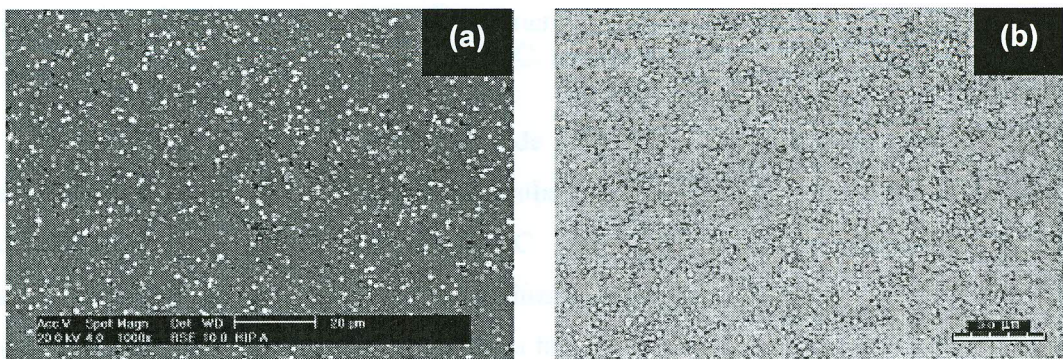


Figura 4.22. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 540°C. Ataque químico com Picral 4%.

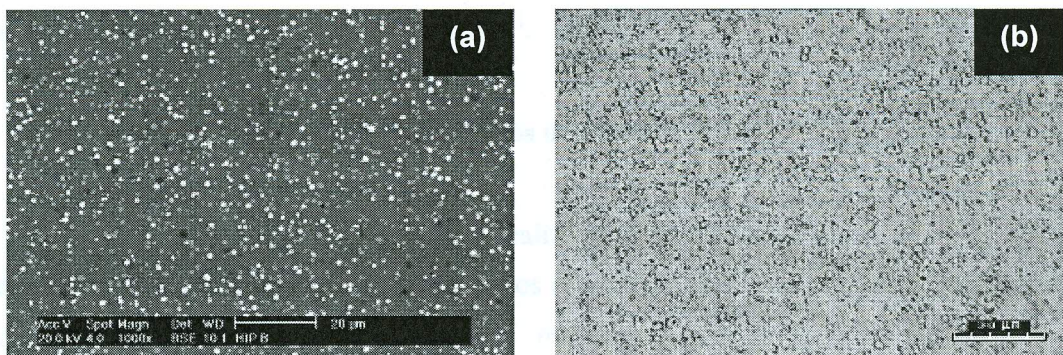


Figura 4.23. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 550°C. Ataque químico com Picral 4%.

Com relação ao material submetido ao triplo revenimento a 550°C, podemos observar na figura 4.23 que não houve alterações significativas com relação à morfologia e distribuição dos carbonetos, havendo apenas um discreto aumento no tamanho dos grãos quando comparado com o tratado a 540°C (figura 4.23b).

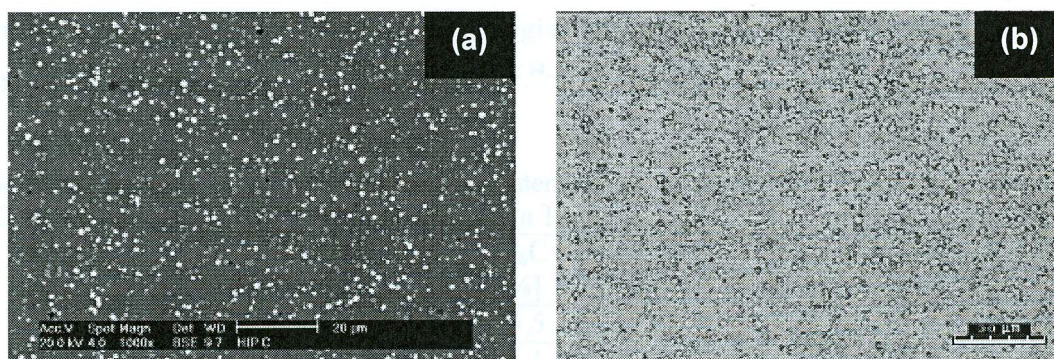


Figura 4.24. Micrografias de MEV (a) e microscopia óptica (b) do aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C e revenido triplo a 560°C. Ataque químico com Picral 4%.

Um sensível aumento dos tamanhos de grão e de carbonetos foi encontrado para o material revenido a 560°C (figura 4.24). Também é possível notar um discreto aumento da concentração dos carbonetos do tipo M_6C (brancos), os quais apresentam diâmetros sensivelmente maiores que os do tipo MC (cinza). Apesar da maior uniformidade do material comercial, a pequena diferença encontrada nos tamanhos de grãos entre os materiais tratados a diferentes temperaturas de revenimento não deve ser atribuída ao crescimento de grão (improvável de ocorrer abaixo dos 700°C), mas sim, à heterogeneidade microestrutural decorrente do elevado diâmetro do compactado (90 mm), o que pode acarretar numa variação de densidade entre o centro e a borda do tarugo [34].

4.5. Quantificação dos carbonetos e tamanhos de grão

Uma análise comparativa pode ser realizada a partir da tabelas 4.2 e 4.3, onde são apresentados os tamanhos médios dos grãos e os diâmetros médios dos carbonetos para todas as condições estudadas. Os maiores tamanhos médios de grão e de carbonetos para cada temperatura de tratamento utilizada (austenitização e revenimento) foram encontrados para o aço rápido compactado isostaticamente a frio. Além disso, os materiais austenitizados a 1210°C apresentaram tamanhos de grão bem menores que os tratados a 1235°C. Analisando tabela 4.2

(material austenitizado a 1235°C), observamos um sensível crescimento de grão em função do aumento da temperatura de revenimento, no entanto, isto não é verificado para o material austenitizado a 1210°C (tabela 4.3). Este comportamento é bastante incomum para esta faixa de temperatura, uma vez que o crescimento de grão nos aços rápidos normalmente ocorre acima dos 700°C. Dessa forma, tais resultados podem ser atribuídos à relativa heterogeneidade microestrutural (no que diz respeito à morfologia), acarretando em diferentes tamanhos de grão em regiões distintas de uma mesma amostra ^[33, 34, 39].

Tabela 4.2. Medidas do tamanho de grão austenítico e diâmetro médio dos carbonetos MC e M₆C para o aço rápido AISI T15 austenitizado a 1235°C.

Material - Revenimento	Tamanho de grão [μm]	M ₆ C [%]	MC [%]	Φ Carbonetos [μm]	
				M ₆ C	MC
UNI - 3 x 540°C	31,0 ± 5,2	25,5	74,5	1,2 ± 0,9	8,1 ± 3,5
UNI - 3 x 550°C	39,0 ± 4,4	25,1	74,9	1,0 ± 0,7	7,6 ± 4,6
UNI - 3 x 560°C	44,0 ± 6,4	27,0	73,0	1,1 ± 0,7	8,0 ± 3,4
CIP - 3 x 540°C	36,0 ± 9,8	23,2	76,8	2,2 ± 1,1	14,0 ± 3,9
CIP - 3 x 550°C	41,0 ± 8,7	22,2	77,8	2,0 ± 1,2	13,0 ± 4,0
CIP - 3 x 560°C	46,0 ± 9,5	26,5	73,5	2,1 ± 1,3	13,0 ± 4,1
HIP - 3 x 540°C	11,5 ± 2,3	26,9	73,1	0,7 ± 0,3	0,7 ± 0,2
HIP - 3 x 550°C	13,0 ± 1,4	29,8	70,2	0,8 ± 0,2	0,6 ± 0,1
HIP - 3 x 560°C	17,0 ± 2,1	32,6	67,4	0,8 ± 0,2	0,9 ± 0,3

UNI – Material compactado uniaxialmente a frio e sinterizado a vácuo

CIP – Material compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo

HIP – Material compactado isostaticamente a quente

Tabela 4.3. Medidas do tamanho de grão austenítico e diâmetro médio dos carbonetos MC e M₆C para o aço rápido AISI T15 austenitizado a 1210°C.

Material - Revenimento	Tamanho de grão [μm]	M ₆ C [%]	MC [%]	Φ Carbonetos [μm]	
				M ₆ C	MC
UNI - 3 x 540°C	20,0 ± 4,9	28,5	71,5	1,1 ± 0,9	7,4 ± 3,6
UNI - 3 x 550°C	20,5 ± 6,5	27,8	72,2	1,0 ± 0,7	7,0 ± 3,3
UNI - 3 x 560°C	21,0 ± 6,8	26,0	74,0	1,1 ± 0,7	7,2 ± 4,2
CIP - 3 x 540°C	25,5 ± 7,1	27,2	72,8	2,0 ± 1,0	13,0 ± 3,8
CIP - 3 x 550°C	29,0 ± 7,6	28,2	72,8	1,9 ± 0,1	12,0 ± 3,9
CIP - 3 x 560°C	27,0 ± 8,5	27,0	73,0	2,0 ± 1,2	13,0 ± 4,0
HIP - 3 x 540°C	09,0 ± 2,1	38,9	61,1	0,6 ± 0,3	0,7 ± 0,1
HIP - 3 x 550°C	10,5 ± 1,9	37,5	62,5	0,7 ± 0,2	0,6 ± 0,1
HIP - 3 x 560°C	11,0 ± 2,0	36,6	63,4	0,8 ± 0,2	0,8 ± 0,2

UNI – Material compactado uniaxialmente a frio e sinterizado a vácuo

CIP – Material compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo

HIP – Material compactado isostaticamente a quente

4.6. Dureza Rockwell C e resistência à ruptura transversal (TRS)

Para todas as condições estudadas, o comportamento da dureza foi o mesmo, ou seja, quanto maior a temperatura de revenimento, menor a dureza do aço rápido (figuras 4.25 e 4.26).

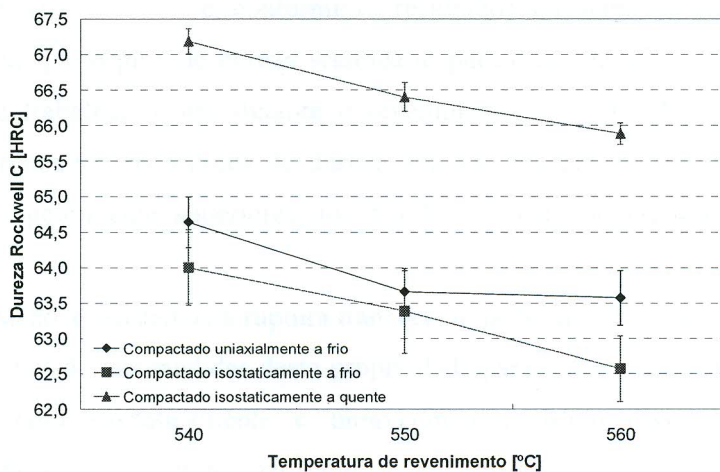


Figura 4.25. Dureza Rockwell C em função da temperatura de revenimento para o aço rápido austenitizado a 1235°C.

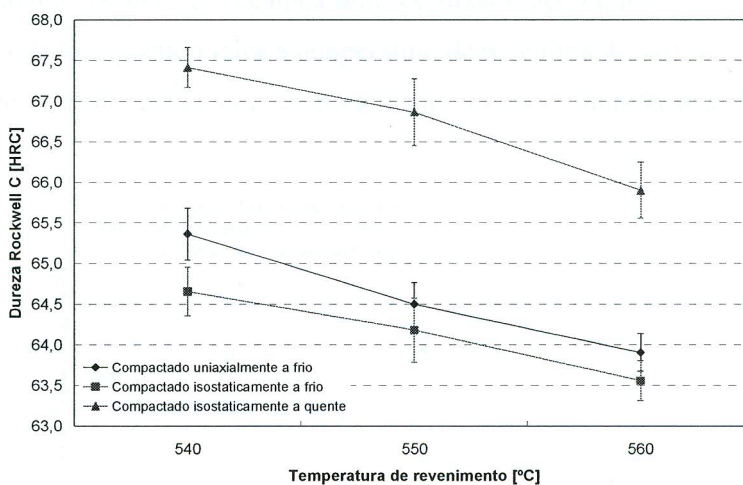


Figura 4.26. Dureza Rockwell C em função da temperatura de revenimento para o aço rápido austenitizado a 1210°C.

Devido à maior quantidade e à distribuição mais uniforme dos carbonetos na matriz, o material compactado isostaticamente a quente apresentou os valores de dureza mais elevados e com a menor dispersão de medida. A queda no valor desta propriedade com o aumento da temperatura de revenimento, aliada aos resultados de microscopia, sugerem que pode estar havendo, além do “alívio” das tensões internas geradas na têmpera, dissolução seguida de

reprecipitação e/ou coalescência dos carbonetos menores, o que leva a uma maior dispersão nos tamanhos dos carbonetos e nos resultados de dureza, uma vez que se trata de uma medida pontual [16, 34]. Trabalhos anteriores indicam para o aço rápido AISI T15 as temperaturas de revenimento de 540 e 560°C como o intervalo para se obter a máxima dureza (fenômeno da dureza secundária) [16, 64, 65, 69] e, conforme os resultados apresentados nas figuras 4.25 e 4.26, podemos afirmar que o pico de dureza secundário para o aço rápido AISI T15, nas condições estudadas neste trabalho, ocorre durante o revenimento a 540°C. Apesar de apresentarem o mesmo comportamento, os valores de dureza encontrados para o aço rápido austenitizado a 1210°C foram ligeiramente superiores aos obtidos para a temperatura de austenitização de 1235°C.

Com relação à resistência à ruptura transversal, podemos observar nas figuras 4.27 e 4.28 uma elevada dispersão nas medidas desta propriedade para o aço rápido AISI T15 sinterizado a vácuo (compactado isostaticamente e uniaxialmente). Além disso, os valores de TRS encontrados para o material comercial (compactado isostaticamente a quente) foram bem mais elevados que os dos demais, apesar de apresentarem uma maior dureza. Este fato pode ser justificado pela microestrutura mais refinada e uniforme apresentada por este material, o que acarreta numa maior resistência mecânica sem fragilizar o aço rápido [38]. No entanto, para todos os materiais estudados, quanto maior a temperatura de revenimento, maior a resistência à ruptura transversal, apresentando, então, um comportamento inverso com relação à dureza.

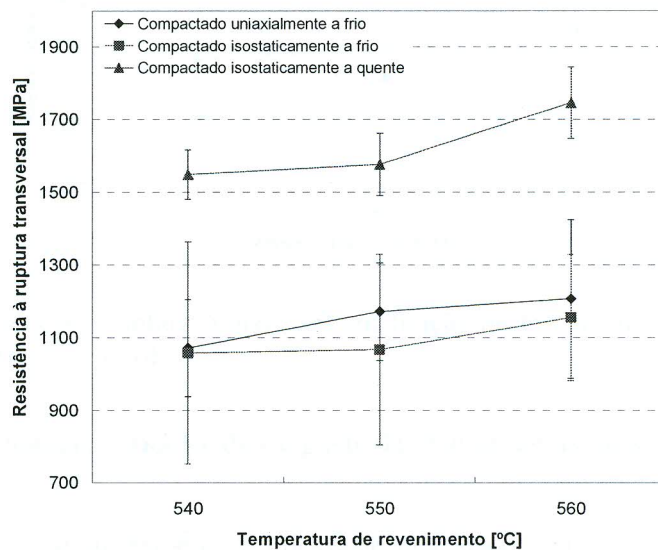


Figura 4.27. Resistência à ruptura transversal em função da temperatura de revenimento para o aço rápido austenitizado a 1235°C.

Os baixos valores desta propriedade encontrados para os aços rápidos sinterizados a vácuo, principalmente aqueles austenitizados a 1235°C, podem estar ligados aos maiores tamanhos de grão apresentados por estes materiais e a menor densidade atingida (~98%) em comparação com o material comercial (~99,3%). O fato do aço rápido compactado isostaticamente a frio ter apresentado uma resistência à ruptura transversal inferior ao compactado uniaxialmente, pode estar relacionado ao gradiente de pressão entre a borda e o centro do corpo de prova (tarugo), devido ao seu elevado diâmetro (~33 mm), gerando, portanto, uma diferença de densidade [34]. Esta diferença de densidade está diretamente relacionada com a porosidade residual, a qual influencia de forma negativa a resistência à ruptura transversal.

Por estar relacionada aos domínios elástico e plástico do material, a resistência à ruptura transversal é fortemente influenciada pelo tamanho dos grãos, sendo esta tanto maior quanto menor o tamanho dos grãos. Isso justifica em parte o fato dos materiais austenitizados a 1210°C apresentarem valores de TRS mais elevados (figura 4.28).

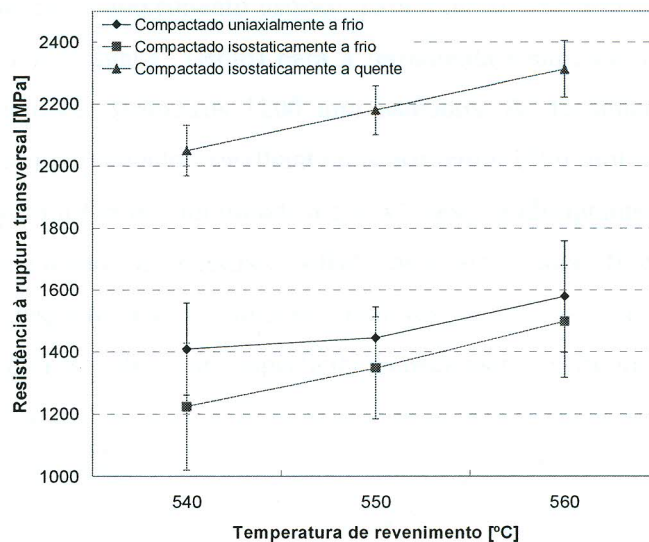


Figura 4.28. Resistência à ruptura transversal em função da temperatura de revenimento para o aço rápido austenitizado a 1210°C.

4.7. Ensaios de usinagem – análise do desgaste das ferramentas austenitizadas a 1235°C

A análise do comportamento ao desgaste dos inserts de aço rápido (figura 4.29) foi realizada através da medida da força de corte, do desgaste de flanco (VB) e da rugosidade

superficial da peça usinada (R_a) numa operação de fresamento frontal sem a utilização de fluido de corte.

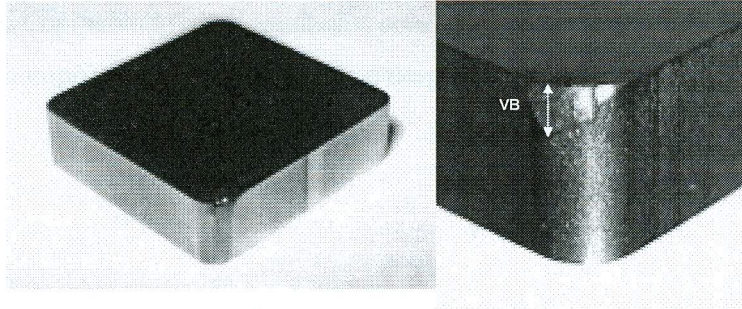


Figura 4.29. Desgaste de flanco (VB) na pastilha de aço rápido AISI T15.

4.7.1. Aço rápido AISI T15 compactado uniaxialmente a frio e sinterizado a vácuo

Podemos observar no gráfico da figura 4.30 que há um crescimento das forças de corte à medida que se aumenta o comprimento usinado para todas as ferramentas testadas. Além disso, este crescimento é mais “suave” (lento) para a ferramenta submetida ao triplo revenimento a 540°C, principalmente nos primeiros 1200 mm usinados. As ferramentas revenidas a 550 e 560°C apresentam comportamento semelhante nos primeiros 1000 mm usinados e, a partir deste ponto, os esforços para a ferramenta tratada a 560°C crescem abruptamente. Tal comportamento está diretamente relacionado ao desgaste sofrido pela ferramenta (figura 4.31), uma vez que quanto maior o desgaste da ferramenta, maiores serão os esforços de usinagem e, conseqüentemente, pior o acabamento superficial da peça usinada (figura 4.32).

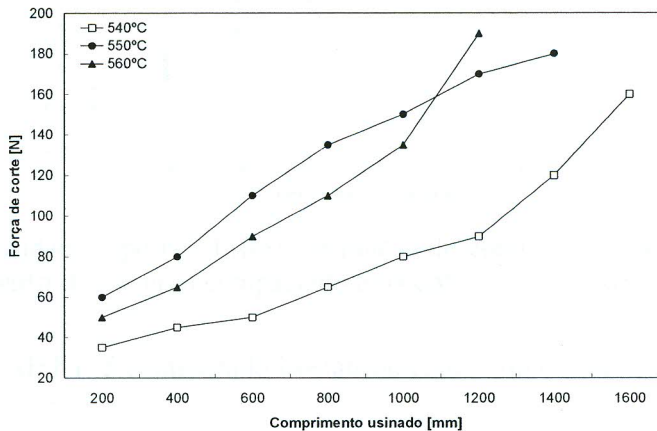


Figura 4.30. Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1235°C.

Com relação ao desgaste de flanco (figura 4.31), a ferramenta revenida a 540°C foi a que apresentou o melhor desempenho, usinando 1600 mm até que a ferramenta fosse considerada desgastada ($VB \geq 0,90$ mm). As ferramentas tratadas a 550 e 560°C usinaram 1400 e 1200 mm respectivamente. Comparando estes resultados com os de dureza, verifica-se que quanto maior a dureza, maior o comprimento usinado (menor o desgaste).

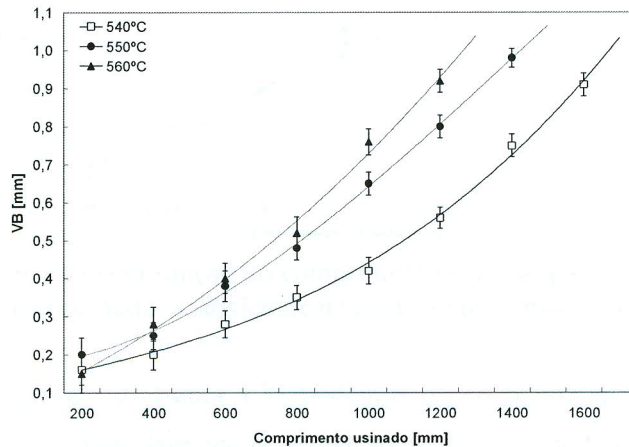


Figura 4.31. Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1235°C.

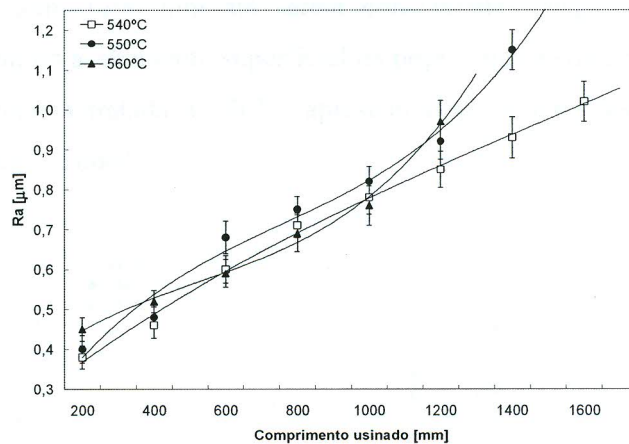


Figura 4.32. Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1235°C.

4.7.2. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo

Com relação às forças de corte (figura 4.33), podemos observar que nos primeiros 800 mm usinados todas as ferramentas apresentaram o mesmo comportamento. Após este ponto, a

ferramenta revenida a 540°C passa a apresentar valores de força de corte relativamente menores quando comparada com as outras, apesar da mesma evolução.

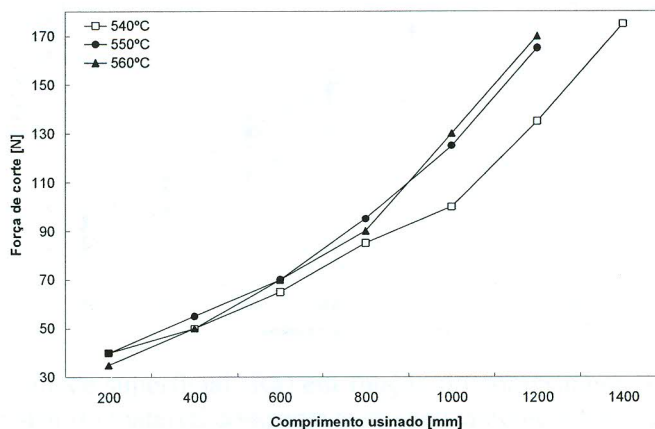


Figura 4.33. Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1235°C.

A partir do gráfico da figura 4.34 podemos observar que as ferramentas apresentaram praticamente o mesmo comportamento com relação ao desgaste de flanco (VB), diferindo apenas para a tratada a 540°C, a qual usinou 200 mm a mais que as outras, apesar de apresentar a mesma evolução (taxa de crescimento do desgaste). As ferramentas submetidas ao triplo revenimento a 550 e 560°C usinaram 1200 mm até serem consideradas desgastadas. Estes resultados se reproduzem também no acabamento superficial da peça usinada (figura 4.35), onde esta, quando usinada pela ferramenta tratada a 540°C, apresentou os menores valores de rugosidade para qualquer comprimento usinado.

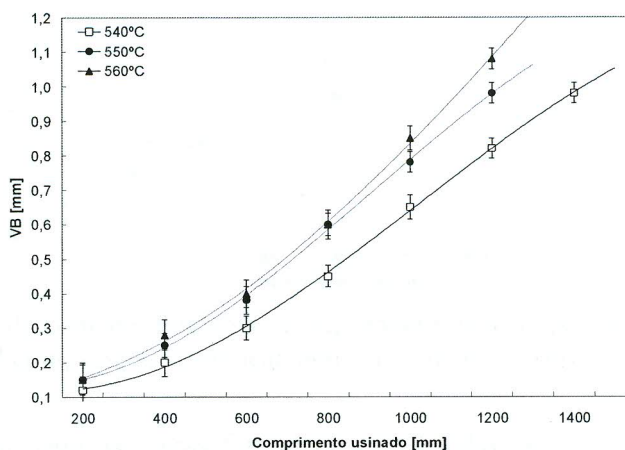


Figura 4.34. Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1235°C.

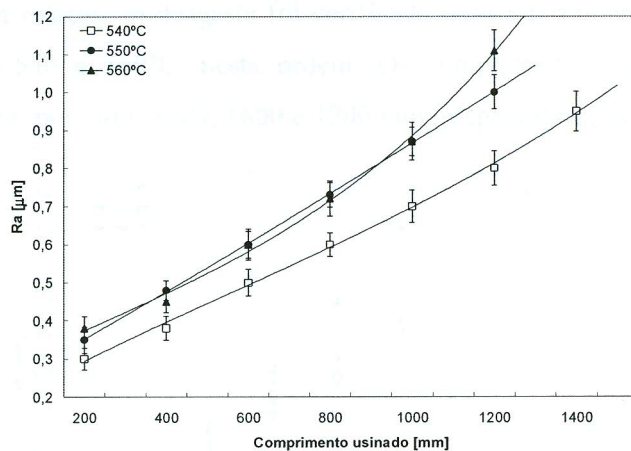


Figura 4.35. Rugosidade superficial (R_a) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1235°C .

4.7.3. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente.

Analisando os resultados com relação à evolução das forças de corte (figura 4.36), podemos verificar que as ferramentas apresentam comportamento semelhante apenas durante os primeiros 1000 mm usinados. A partir deste ponto, os valores das forças de corte passam a apresentar diferenças significativas à medida que se aumenta o comprimento usinado e, conseqüentemente, o desgaste sofrido pela ferramenta.

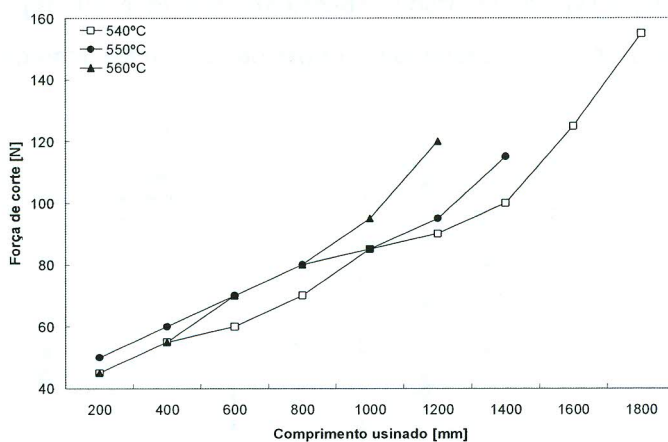


Figura 4.36. Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1235°C .

Assim como para as outras ferramentas analisadas, a evolução do desgaste de flanco (figura 4.37) acompanha o comportamento das forças de corte. As diferenças na sua evolução passam a ser significativas e cada vez maiores a partir de 1000 mm usinados. O melhor

desempenho com relação ao desgaste foi verificado para a ferramenta tratada a 540°C, seguida pelas tratadas a 550 e 560°C, nesta ordem. Os comprimentos usinados por cada uma das ferramentas foram, portanto, 1800, 1600 e 1200 mm, respectivamente.

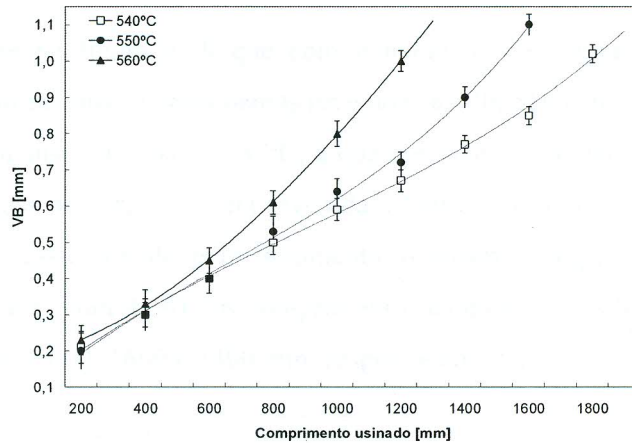


Figura 4.37. Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1235°C.

Como o acabamento superficial da peça usinada (R_a) está diretamente relacionado com o desgaste sofrido pela ferramenta, o seu comportamento não pode ser diferente daquele referente ao desgaste de flanco (VB). Dessa forma, a partir da figura 4.38 verifica-se que a ferramenta tratada a 540°C produz a menor rugosidade superficial na peça para qualquer comprimento usinado. A ferramenta submetida ao triplo revenimento a 560°C é a que apresenta os piores resultados.

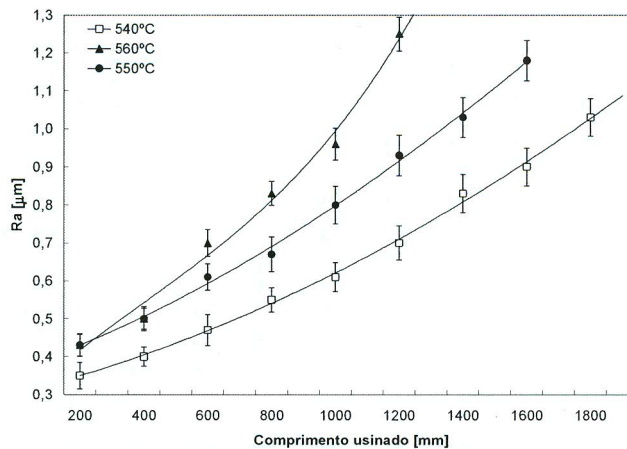


Figura 4.38. Rugosidade superficial (R_a) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1235°C.

4.8. Ensaios de usinagem – análise do desgaste das ferramentas austenitizadas a 1210°C

4.8.1. Aço rápido AISI T15 compactado uniaxialmente a frio e sinterizado a vácuo

Verifica-se na figura 4.39 que com o aumento do comprimento usinado crescem as diferenças das forças entre as ferramentas revenidas a 540, 550 e 560°C. Assim como encontrado para a ferramenta austenitizada a 1235°C, a que apresenta os melhores resultados com relação à evolução das forças de corte é aquela revenida a 540°C. Como o aumento das forças de corte é decorrente do desgaste sofrido pela ferramenta, o mesmo comportamento é verificado para o desgaste de flanco (figura 4.40). Os comprimentos usinados pelas ferramentas revenidas a 540, 550 e 560°C foram 1800, 1600 e 1400 mm, respectivamente.

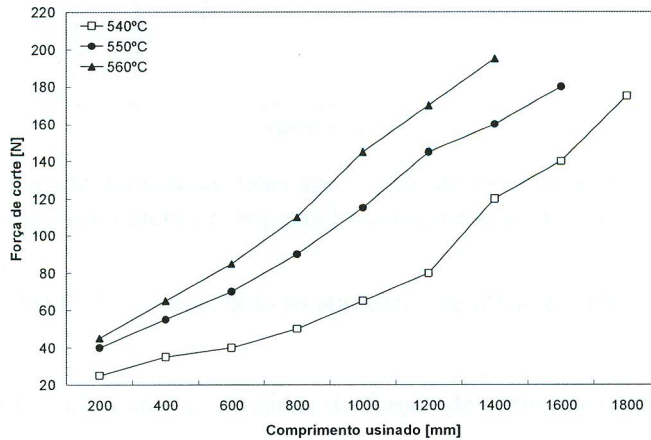


Figura 4.39. Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1210°C.

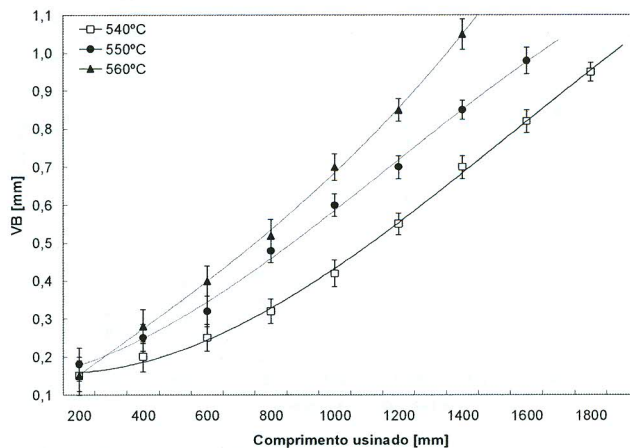


Figura 4.40. Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1210°C.

Com relação ao acabamento superficial da peça usinada, observamos que apenas a partir de 1400 mm usinados (final da vida da ferramenta) a rugosidade começa a apresentar diferenças significativas com relação à utilização das ferramentas revenidas a diferentes temperaturas (figura 4.41). Ou seja, para as condições utilizadas este critério passa a não ser determinante na escolha da temperatura de revenimento a ser utilizada.

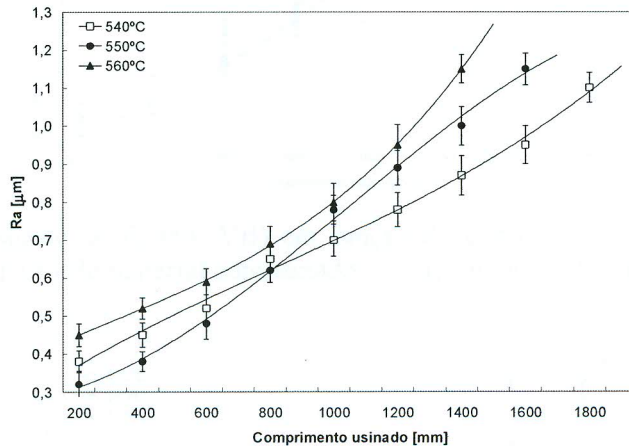


Figura 4.41. Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado uniaxialmente a frio e austenitizado a 1210°C.

4.8.2. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo

Os resultados referentes às medidas de forças de corte, desgaste de flanco e acabamento superficial para o aço rápido compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1210°C são mostrados nas figuras 4.42, 4.43 e 4.44, respectivamente.

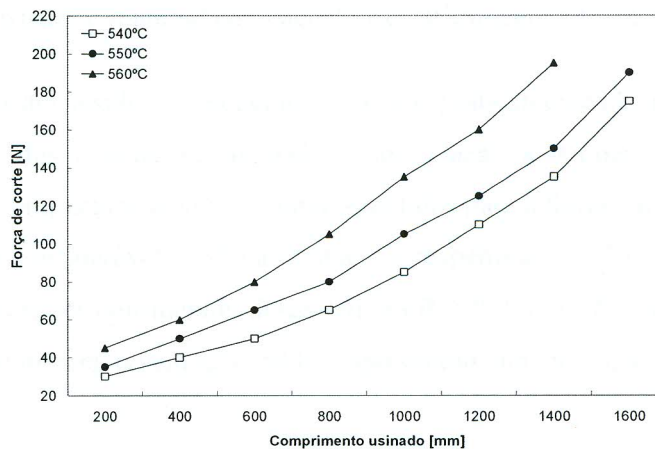


Figura 4.42. Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1210°C.

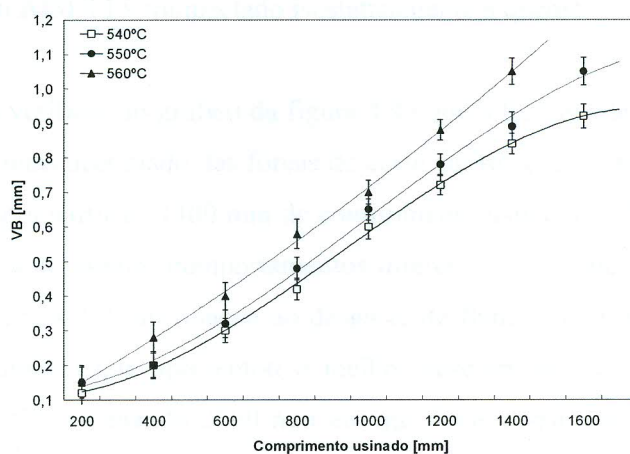


Figura 4.43. Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1210°C.

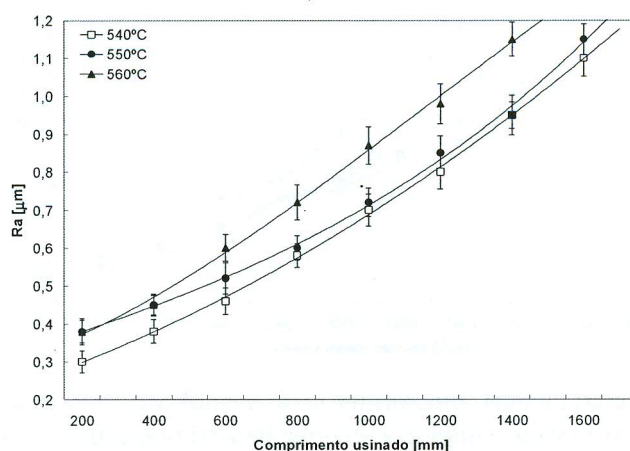


Figura 4.44. Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a frio e austenitizado a 1210°C.

A partir destes resultados, podemos notar que praticamente não há diferenças na evolução de qualquer um dos parâmetros avaliados com relação à temperatura de revenimento. No entanto, quando comparados com os resultados obtidos para a ferramenta austenitizada a 1235°C, observamos uma considerável melhora no que diz respeito à resistência ao desgaste, passando a usar 1600 mm até ser considerada desgastada ($VB \geq 0,9$ mm). Nesse contexto, após usados 1600 mm, a ferramenta revenida a 540°C apresentou um desgaste sensivelmente inferior à tratada a 550°C.

4.8.3. Aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente

Podemos verificar no gráfico da figura 4.45 que a ferramenta revenida a 560°C apresenta um crescimento mais acentuado das forças de corte em relação às tratadas a 540 e 550°C. Nota-se também que só a partir de 1400 mm de comprimento usinado, as ferramentas revenidas a 540 e 550°C passam a apresentar comportamentos diferenciados (maior crescimento da força corte para a tratada a 550°C). Com relação ao desgaste de flanco (VB), podemos observar na figura 4.46 que a ferramenta que apresentou o melhor desempenho foi aquela submetida ao triplo revenimento a 540°C, usinando 2000 mm até que fosse considerada desgastada. As tratadas a 550 e 560°C usinaram respectivamente 1800 e 1600 mm.

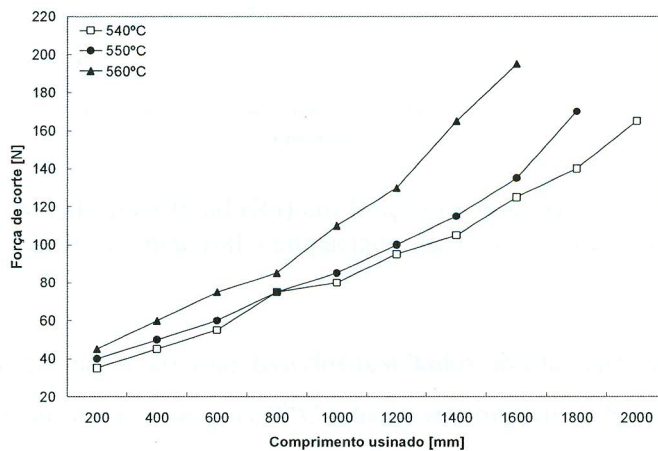


Figura 4.45. Força de corte em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1210°C.

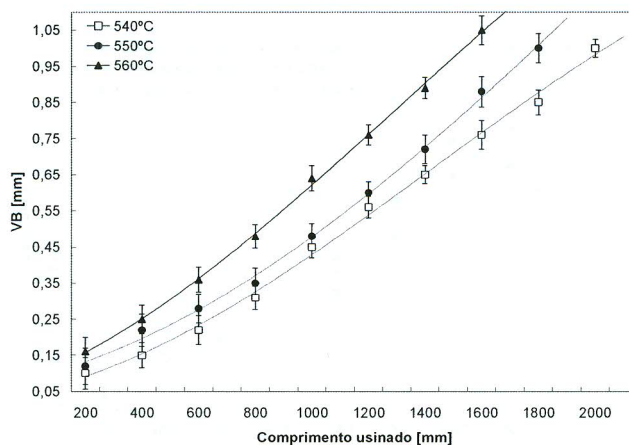


Figura 4.46. Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1210°C.

Comparando estes resultados com os obtidos para as ferramentas austenitizadas a 1235°C, verificamos um razoável aumento da resistência ao desgaste, principalmente para as ferramentas revenidas a 550 e 560°C. Tal comportamento também é verificado para a rugosidade superficial (Ra), como mostrado na figura 4.47.

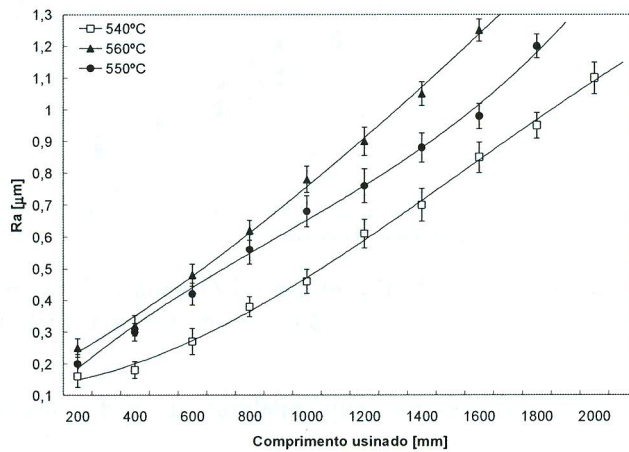


Figura 4.47. Rugosidade superficial (Ra) em função do comprimento usinado para a ferramenta confeccionada a partir do material compactado isostaticamente a quente e austenitizado a 1210°C.

Fazendo uma análise comparativa dos resultados obtidos para as ferramentas submetidas aos tratamentos de austenitização a 1210°C e triplo revenimento a 540°C, podemos observar nas figuras 4.48 e 4.49 que a ferramenta confeccionada a partir do aço rápido compactado isostaticamente a quente apresentou uma maior resistência ao desgaste, chegando a usar 2000 mm até que fosse considerada desgastada ($VB \geq 0,9$ mm).

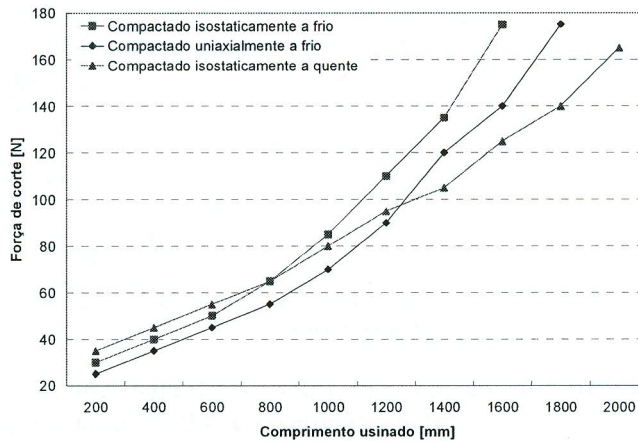


Figura 4.48. Força de corte em função do comprimento usinado para as ferramentas austenitizadas a 1210°C e revenidas a 540°C.

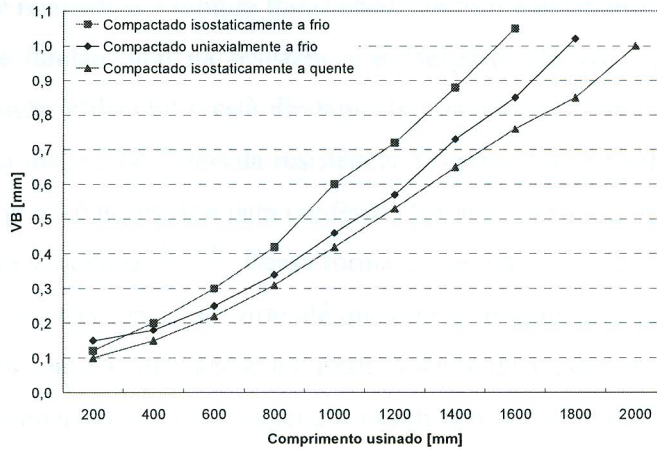


Figura 4.49. Desgaste de flanco (VB) em função do comprimento usinado para as ferramentas austenitizadas a 1210°C e revenidas a 540°C.

É interessante observar também que, apesar das diferenças microestruturais e de propriedades mecânicas encontradas, durante os primeiros 1200 mm usinados as ferramentas apresentaram desempenhos equivalentes com relação ao desgaste, principalmente entre aquelas compactadas uniaxialmente a frio e isotaticamente a quente (comercial). Como o desgaste de flanco influencia diretamente o acabamento superficial da peça usinada, podemos admitir que para operações de acabamento, nas quais a ferramenta é menos solicitada e a rugosidade superficial (R_a) normalmente está abaixo dos $0,5 \mu\text{m}$ [15], praticamente não há distinção entre os comportamentos das ferramentas analisadas.

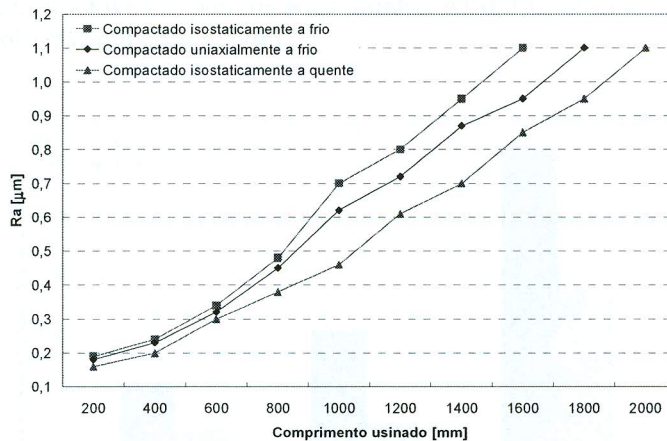


Figura 4.50. Rugosidade superficial (R_a) em função do comprimento usinado para as ferramentas austenitizadas a 1210°C e revenidas a 540°C.

O melhor desempenho apresentado pela ferramenta obtida a partir do aço rápido comercial austenitizado a 1210°C e revenido a 540°C pode ser justificado pela combinação de

elevadas dureza e resistência à ruptura transversal, conforme mostrado nas figuras 4.51 e 4.52. A elevada dureza é fundamental na resistência ao desgaste abrasivo (principal componente de desgaste na operação utilizada) e está diretamente relacionada com a quantidade e distribuição dos carbonetos na matriz. Já a elevada resistência à ruptura transversal (fortemente influenciada pelo tamanho de grão) é necessária para conferir à ferramenta rigidez e resistência aos choques e esforços a que são solicitadas [55, 58]. Dessa forma, à medida que a ferramenta é desgastada, há o aumento progressivo das forças de corte até que outros mecanismos de desgaste passam a atuar (além da abrasão), como a deformação e o deslocamento da aresta cortante [15]. Portanto, a partir deste ponto, a ferramenta de maior resistência à ruptura transversal passa a apresentar um melhor desempenho quando comparada com as outras.

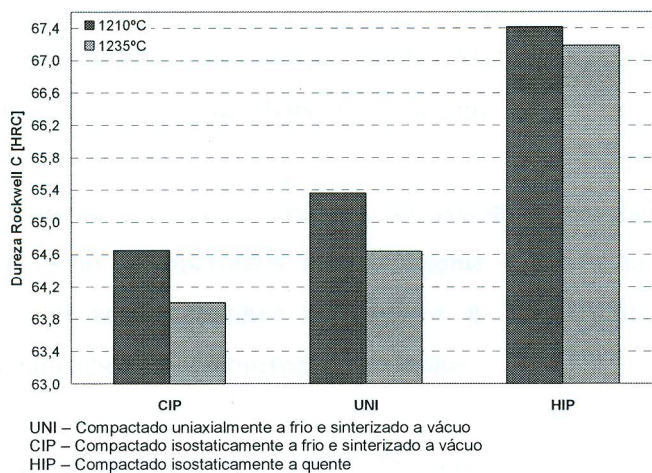


Figura 4.51. Dureza Rockwell C para os aços rápidos AISI T15 austenitizados a 1210 e 1235°C e submetidos ao triplo revenimento a 540°C.

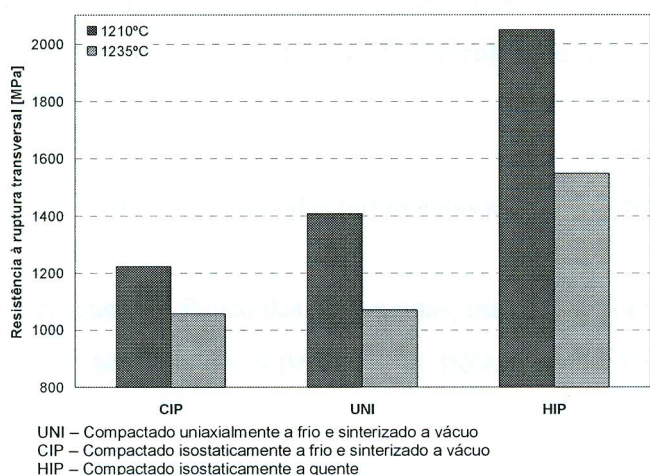


Figura 4.52. Resistência à ruptura transversal para os aços rápidos AISI T15 austenitizados a 1210 e 1235°C e submetidos ao triplo revenimento a 540°C.

5. CONCLUSÕES

1. Foi possível obter o aço rápido AISI T15 por sinterização a vácuo com fase líquida a partir das compactações isostática e uniaxial a frio de pós atomizados a água. As densidades relativas obtidas para o material a partir dos dois processos de compactação foram de aproximadamente 98%;
2. Devido a sua microestrutura mais uniforme e refinada, o aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a quente (comercial) é o que apresentou as melhores propriedades mecânicas (dureza e resistência à ruptura transversal);
3. O pico de dureza secundário para os aços rápidos AISI T15 comercial e sinterizado a vácuo se encontra abaixo de 550°C para o triplo revenimento.
4. Os baixos valores de resistência à ruptura transversal apresentados para os aços rápidos sinterizados a vácuo (compactados isostaticamente e uniaxialmente a frio) podem ser atribuídos aos elevados tamanhos de grão e à baixa uniformidade microestrutural (distribuição e tamanho dos carbonetos) encontrados;
5. A temperatura de austenitização de 1210°C foi a que produziu os menores tamanhos de grão e as melhores propriedades mecânicas para todos os materiais utilizados;
6. Foi possível medir, com significativa precisão, as forças de corte com o aparato utilizado e acompanhar a evolução do desgaste das ferramentas de corte durante o processo de usinagem;
7. Apesar do desgaste sofrido, nenhuma das ferramentas ensaiadas rompeu ou trincou;
8. Quanto maior o desgaste de flanco das ferramentas, maiores as forças de corte envolvidas na operação e pior o acabamento superficial da peça usinada para todas as ferramentas ensaiadas;

9. Para todos os materiais utilizados (sinterizado a vácuo e comercial), as ferramentas que apresentaram os melhores resultados com relação ao desgaste de flanco foram as austenitizadas a 1210°C e submetidas ao triplo revenimento a 540°C;
10. Os resultados obtidos nos ensaios de usinagem sugerem que para operações de acabamento, na qual a rugosidade superficial (R_a) é inferior a 0,5 μm e a solitação sobre a ferramenta é menor, todas as ferramentas analisadas apresentam um desempenho equivalente, apesar das diferenças microestruturais e de propriedades mecânicas encontradas;
11. Para a operação, geometria das ferramentas, parâmetros de corte e condições de tratamento térmico utilizados neste trabalho, a ferramenta confeccionada a partir do aço rápido AISI T15 comercial obteve um desempenho, com relação ao desgaste de flanco, razoavelmente superior (usinou um comprimento 12% maior) ao da sinterizada a vácuo.
12. A ferramenta obtida a partir do aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo apresentou os piores resultados com relação ao desgaste de flanco e propriedades mecânicas para todas as temperaturas de tratamento utilizadas;
13. De acordo com os resultados mostrados, podemos concluir que, apesar de apresentar um desempenho sensivelmente inferior que o obtido para o aço rápido comercial, a utilização do aço rápido AISI T15 sinterizado a vácuo com fase líquida constitui uma alternativa viável para a produção deste tipo de ferramenta de corte, uma vez que se trata de um processo mais simples, rápido e econômico que a compactação isostática a quente.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Confeccionar e estudar o comportamento com relação ao desgaste de fresas de topo obtidas a partir do aço rápido AISI T15 compactado isostaticamente a frio e sinterizado a vácuo com presença de fase líquida;
2. Estudar o efeito do recobrimento com TiN e/ou TiC (via deposição física) na resistência ao desgaste das ferramentas obtidas a partir do aço rápido AISI T15 sinterizado a vácuo com presença de fase líquida;

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] HOYLE, G. *High speed steels*. London: Butterworth & Co., 1.ed., p. 194-95, 1988.
- [2] ROBERTS, G. A.; CARY, R. A. *Tool steels*. Metals Park: ASM, 4.ed., p. 627-772, 1980.
- [3] PRADIPT, K. K.; BHASKAR, P. S; GOPAL, S. U. Properties of sintered T15 and T42 high speed steel. *J. Powder Metal.*, v. 29, n. 2, p. 139-145, 1993.
- [4] ERASTEEL – Product Information ASP 2023 and ASP 2030, *FEMAFE-SP*, 1999.
- [5] DUDA, D. KRENTSCHER, B.; WAHLING, R. Schmiede-Gesinterter Schnellarbeitsstahl. *Powder Metal. Int.*, vol.18, p. 43-46, 1986.
- [6] ARNHOLD, V.; WAHLING, R. High performance components produced via vacuum sintering. *Mod. Devel. Powder Metal.*, v. 18-21, p.183-195, 1988.
- [7] WAHLING, R.; BEISS, P. Toughness comparison of underhardened conventional and powder metallurgical tool steels. *Technische Informationen Krebsoge*, 1985.
- [8] ARAUJO, E. G.; SICILIANO JR. F., AMBROZIO FILHO, F.; ALMEIDA FILHO, D. A.; SOUZA, V. A.; NEVES, M. D. M. Sintering of High Speed Steels Containing Niobium. *Advances in Powder Met. & Particulate Materials*, v. 3, p. 397-410, 1992.
- [9] ARAÚJO, E. G.; SICILIANO JR, F.; AMBROZIO FILHO, F.; ALMEIDA FILHO, D. A.. Desenvolvimento Microestrutural de Aços Rápidos Sinterizados. In: 47º CONGRESSO ANUAL ABM, Rio de Janeiro, 1992. *Anais...* Rio de Janeiro, 1992, p. 41-55.
- [10] ARAÚJO, E. G. *Influência das adições de NbC e ligas a base de fósforo na sinterização do aço rápido M2*. 1993. Dissertação de Mestrado – IPEN, São Paulo.
- [11] CESCÓN, T. *Desenvolvimento e caracterização de aço rápido contendo nióbio a partir da matriz do aço M2*. 1990. Tese de Doutorado – EPUSP, São Paulo.

- [12] MAGNABOSCO, R., Relação entre estrutura e propriedades de aços rápidos. *Revista Pesquisa & Tecnologia FEI*, n. 19, 2000.
- [13] BAYER, A. M.; WALTON, L. R., Wrought tool steels. *ASM Handbook*, v. 1, p. 757-779, 1990.
- [14] WILSON, R., *Metallurgy and heat treatment of tool steels*. London: McGraw-Hill, p. 163-181, 1975.
- [15] FERRARESI, D. *Fundamentos da usinagem dos metais*. v. 1., Edgard Blücher, 1977.
- [16] AMBROZIO FILHO, F; RIBEIRO, O. C. S.; NEVES, M. D. M.; LIMA, L. F. C. P. Influência dos tratamentos térmicos nas propriedades de aços rápidos sinterizados AISI T15. In: 4º CONGRESSO IBEROAMERICANO DE METALURGIA E MATERIAIS, Santiago-Chile, 1996. *Anais...* Santiago, 1996, p. 379-391.
- [17] BAYER, A. M.; BECHERER, B. A., High-speed tool steels. *Metals Handbook*, ed. 9, v. 16, p. 784-793, 1989.
- [18] ROBERTS, G. A. *Tool steels*. ASM-USA, 1962.
- [19] STEVENSON, R. W. P/M tool steels. Project Manager/Materials Group Energy Technology Division Midlan – Ross Corp. *Metals handbook*, ed. 9, v. 7, p. 784-793, 1984.
- [20] SCHWARZENBECH, W. K. Production reliability by powdermetallurgical HSS – Milling Tools. *Milling Technique*, n. 5, p. 26-28, 1995.
- [21] CHUNSHENG, L.; DANZER, R. AND FISCHER, F. D. Fracture statistics of brittle materials: Weibull or normal distribution. The American Physical Society. *Physical Review E*, v. 65, 067102-1-067102-4, 2002.
- [22] MIIHKINEN, V. T. T.; PIETIKAINEN, J. Fracture-toughness, strain-hardening and life of AISI M2 high speed steel taps. *Materials Science and Engineering*, v. 78, p. 45-53, 1986.

- [23] BEISS, P.; WAHLING, R AND DUDA, D. Toughness of Vacuum Sintered P/M High Speed Steels. *Modern Developments in Powder Metallurgy*, v. 15-17, p. 331-357, 1985.
- [24] CHIAVERINI, V., *Tecnologia Mecânica – Processos de Fabricação e Tratamento*, v. II, p. 136-160, 1986.
- [25] TAKIGAWA, H.; MANTO, H.; KAWAI, N. AND HOMMA, K. Properties of high speed steels produced by powder metallurgy. *Powder Metallurgy*, n. 4, p. 196-201, 1981.
- [26] BREWIN, P. R. PM High Speed Steels. *Institute of Metals*, p. 296-300, 1991.
- [27] FRANTSEVICH, I. N. The place of powder metallurgy in contemporary material science and technology. *Powder Metallurgy and Ceramics*, v. 39, n. 7, p. 334-344, 2000.
- [28] DOWSON, G. *Powder metallurgy: the process and its products*. John Wood, Nottingham University, 167p, 1990.
- [29] EFUNDA. *Engeenering Fundamentals. Processes Home*. Disponível em http://www.efunda.com/processes/processes_home/process.cfm. Acesso em março de 2006.
- [30] PACIFIC SINTERED METALS. *Metal Injection Molding*. Disponível em <http://www.pacificsintered.com/mim/index.html>. Acesso em março de 2006.
- [31] BERGMARK, A.; BENGTTSSON, S.; KUYLENSTIERNA, C. PM steel for high loaded applications. *PM TECH 2005*. Disponível em <http://www.recompo.com.br/upload/euro2005.pdf>. Acesso em março de 2006.
- [32] SANTOS, R. S. *Ferramentas de torneamento de aço rápido sinterizado e aços rápidos convencionais: análise de propriedades*. 1999. Dissertação de Mestrado – UFSC, Florianópolis.
- [33] GERMAN, R. M. *Powder Metallurgy Science*. Princeton, N. J., Metall Powder Industries Federation, 1984.

- [34] KOIZUMI, M.; NISHIHARA, M. *Isostatic Pressing Technology and Applications*. Elsevier, London and New York, 1991.
- [35] LENEL, V. FRITZ. Metallurgy principles and applications. *Metal powder industries federation*, Princeton, New Jersey, 1980.
- [36] MALISKA, A. M. *Influência de elementos de liga e do oxigênio no processo de nitretação por plasma em aços sinterizados*. 1995. Tese de Doutorado – UFSC, Florianópolis.
- [37] NOGUEIRA, R. M. U. AND COSTA, C. E. Sinterability of High Speed Steels M2, M3/2 and T15. *Materials Science Forum*, v. 498-499, p. 238-243, 2005.
- [38] 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*, v. 127, p. 298-308, 2002.
- [39] WILSON, R. *Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels*. Mcgraw-Hill Book Company (UK), 1975.
- [40] HELLMANN, P.; LARKER, H.; PFEIFER, J. B.; STROMBLAD, I. A new process for the manufacture of tool steels from powder. *Powder metal.*, v. 4A, p. 573-582, 1971.
- [41] BEE, J. V.; BREWIN, P. R.; WOOD, J. V. Sintering mechanisms vacuum sintered M2 and T15 HSS powders. *MPR*, p. 170-190, 1988.
- [42] KULKARNI, K. M. Role of additives in full dense sintering of tool steels. *Modern Developments in Powder Metallurgy*, v. 19, p. 329-335, 1988.
- [43] KULKARNI, K. M.; UPADHYAYA, G. S. Liquid phase sintering in high speed steels. *Sintering of Multiphase Metal and Ceramic Systems*, p. 223-229, 1990.
- [44] GERMAN, R. M. Supersolidus Liquid Phase Sintering – Part I – Process Review, *Int. J. Powder Metall*, v. 26, n. 1, p. 23-31, 1990.

- [45] KAR, P. K., UPADHYAYA, G. S. Liquid phase sintering of P/M high speed steel. *Powder Metallurgy International*, v. 22, n. 1, p. 23-26, 1990.
- [46] CONSALTER, L. A. *Arquivos de Dados Tecnológicos de Usinagem para Determinação Automática de Condições de Corte em Tornos com Comando Numérico*. 1985. Dissertação de Mestrado – UFSC, Florianópolis.
- [47] GOMES, J. D. *Características da Usinabilidade de Aços Inoxidáveis Austeníticos SEA 304 e SAE 316 com a Variação dos Parâmetros Metalúrgicos*. 1996. Dissertação de Mestrado – UFSC, Florianópolis.
- [48] SANTOS, R. S.; FRIEDRICH, D. N.; BOEHS, L. Ferramentas de Torneamento de Aço Rápido Sinterizado e Aço Rápido Convencional: Análise de Propriedades. In: XV COBEM, Águas de Lindóia – SP, 1999. *Anais...* Águas de Lindóia, 1999.
- [49] FISHMEISTER, H. F. Proc. Int. Conf. on Recent Developments in Speciality Steels and Hard Materials, *Comius & Clark*, p. 127 – 140, 1982.
- [50] FISHMEISTER, H. F.; OLSSON, L. R. *Cutting Tool Materials*. Proc. Int. Conf, 1980.
- [51] BROECKMANN, C. Proc. Conf. Tooling. *Progress in Tool Steels*, p. 491 – 499, 1996.
- [52] BERNIS, H. Proc. Conf. Tooling. *Progress in Tool Steels*, p. 27 – 36, 1996.
- [53] BERNIS, H. Comparison of wear resistant MMC and White Cast Irons. *Wear*, n. 254, p.47-54, 2003.
- [54] ISO 3685 – International Organization for Standardization: *Tool-life testing with single-point turning tools*. 2.ed. Genève, 48p, 1993.
- [55] MACHADO, A. R.; SILVA, M. B. *Usinagem dos metais*. 4.ed., Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem – UFU, Uberlândia, 1999.
- [56] STEMMER, C. E. *Ferramentas de corte I*. 4.ed., Florianópolis: Editora da UFSC, 1995.

- [57] CHILDS, T. H. C. *Metal machining – theory and applications*. London: Butterworth-Heinemann, 2000.
- [58] DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. *Tecnologia da usinagem dos materiais*. 3.ed. São Paulo: Artliber Editora, 244p., 2001.
- [59] KALPAKJIAN, S. *Manufacturing engineering and technology*. 3.ed., Reading: Addison-Wesley Publishing Company, 1296p., 1995
- [60] TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. *Metal cutting*. 4.ed. Boston: Butterworth-Heinemann, 446p., 2000.
- [61] SHAW, M. C. *Metal cutting principles*. New York: Oxford University Press, 616p., 1989.
- [62] ASTM B 528-99 – *Standard Test Method for Transverse Rupture Strength of Metal Powder Specimens*. Annual Book of ASTM Standards, v. 02, 1999.
- [63] ISO 1832-1977 – International Organization for Standardization: *Interchangeable Inserts*. 1.ed. Genève, 56p., 1977.
- [64] NOGUEIRA, R. A.; RIBEIRO, O. C. S.; NEVES, M. D. M.; SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F. Effect of heat treatment on microstructure of commercial and vacuum of sintered high speed steels AISI M2 and T15. In: FOURTH INTERNATIONAL LATIN-AMERICAN CONFERENCE ON POWDER TECHNOLOGY – PTECH, 2003, Guarujá-SP. *Proceedings...* Guarujá-SP, 2003.
- [65] NEVES, M. D. M.; RIBEIRO, O. C. S.; LIMA, L. F. C. P.; AMBROZIO FILHO, F. *Desenvolvimento de aços rápidos sinterizados no IPEN*. In: SEMINÁRIO DE METALURGIA DO PÓ, São Paulo-SP, 1995.

- [66] BOEHS, L.; FRIEDRICH, D. N.; AMBROZIO FILHO, F.; NOGUEIRA, R. A.; LIMA, L. F. C. P.; NEVES, M. D. M.; RIBEIRO, O. C. S. Influência das temperaturas de têmpera e revenimento sobre a vida de ferramentas de aço rápido sinterizado AISI T15. In: 9º CONGRESSO CHILENO DE INGENIERÍA MECÁNICA E IV CONGRESSO DE ENERGIA, 2000, Valparaíso-Chile. *Anais...* Valparaíso-Chile, 2000.
- [67] ROSSI, G. C.; DELIJAICOV, S.; BORDINASSI, E. C.; BATALHA, G. F. Estudo das forças de corte no processo de corte de bordas de chapas utilizadas para fabricação de tubos de aço com costura. In: 4º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO – COBEF, 2007, Estância de São Pedro-SP. *Anais...* Estância de São Pedro-SP, 2007.
- [68] SAGLAM, H.; UNUVAR, A. Three-Component, Strain Gage Based Milling Dynamometer Desing and Manufacturing. *Journal of Integrated Design and Process Science*, v. 5, n. 2, p. 95-109, 2001.
- [69] LIMA, E. P. R.; NEVES, M. D. M.; NOGUEIRA, R. A.; OLIVEIRA, R. G. C.; AMBROZIO FILHO, F. Effect of different tempering stages and temperatures on microstructure, tenacity and hardness of vacuum sintered HSS AISI T15. In: SIXTH INTERNATIONAL LATIN-AMERICAN CONFERENCE ON POWDER TECHNOLOGY - PTECH, 2007, Búzios-RJ. *Anais...* Búzios-RJ, 2007.