

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

ALINE SILVA MAGALHÃES

**INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO TÉRMICO NA
MICROESTRUTURA E NA DUREZA DE UM AÇO RÁPIDO LIGADO AO
TUNGSTÊNIO E AO MOLIBDÊNIO (AISI M2)**

BELO HORIZONTE

2013

ALINE SILVA MAGALHÃES

**INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO TÉRMICO NA
MICROESTRUTURA E NA DUREZA DE UM AÇO RÁPIDO LIGADO AO
TUNGSTÊNIO E AO MOLIBDÊNIO (AISI M2)**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2013

ALINE SILVA MAGALHÃES

**INFLUÊNCIA DAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO TÉRMICO NA
MICROESTRUTURA E NA DUREZA DE UM AÇO RÁPIDO LIGADO AO
TUNGSTÊNIO E AO MOLIBDÊNIO (AISI M2)**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no
Curso de Graduação em Engenharia de Materiais
do Centro Federal de Educação Tecnológica de
Minas Gerais como requisito parcial para
obtenção do título de Bacharel em Engenharia de
Materiais.

Aprovado em ___/___/___

BANCA EXAMINADORA

Professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Professor Wellington Lopes

Professor Joel Romano Brandão

Dedico este trabalho à minha família linda,
aos meus amigos e à minha “Fofa” Elaine,
pelo apoio de sempre.

AGRADECIMENTOS

Agradeço à minha família pelo apoio incondicional;

À Elaine, que sempre foi muito mais que uma orientadora, é amiga, mãe e sempre será pra mim um exemplo de pessoa e profissional;

Aos queridos professores do Departamento de Engenharia de Materiais: Joel Romano, Wellington Lopes e Wanderlei Freitas por sempre estarem dispostos e com o coração aberto a nos ajudar;

Ao Roberto Wagner Elias e ao Bruno Cordeiro Silva, técnico do Laboratório de Caracterização do Departamento de Engenharia de Materiais, pela ajuda, disposição e receptividade;

Às minhas “irmãs” de Grupo de Pesquisa, Suzanny e Grazielle, pelo companheirismo e amizade.

RESUMO

Os aços rápidos são assim chamados por sua capacidade de reter elevadas durezas mesmo se submetidos a altas temperaturas, em geral decorrentes das elevadas velocidades de corte no processo de usinagem. Tais características habilitam essa classe de aços ferramentas como matéria-prima para a confecção de ferramentas de corte em geral e ainda matrizes de forjamento e estampagem, dentre outros, que necessitam de elevada resistência ao desgaste. No entanto, para que os aços rápidos apresentem as propriedades requeridas uma das etapas mais importantes é a realização de tratamentos térmicos específicos, no intuito de obter determinadas microestruturas. Dentro deste contexto, o objetivo do trabalho é avaliar os efeitos dos parâmetros de processamento térmico de têmpera na microestrutura e na dureza de um aço rápido ligado ao tungstênio e ao molibdênio, o aço AISI M2. As análises foram conduzidas através de testes de dureza, microscopias óptica e eletrônica de varredura e difração de raios-X. Foi observado que, de maneira geral, a microestrutura das amostras submetidas às diversas condições de tratamento térmico revelou a ocorrência de estrutura martensítica e a presença de carbonetos, cuja quantidade diminuiu com o aumento da temperatura de austenitização. As medidas dos valores de dureza encontrados nas amostras não apresentaram uma tendência ou uma relação clara geral no que tange a temperatura utilizada, o tempo de encharque ou o meio de têmpera. No entanto, puderam ser observados maiores valores de dureza nos tempos de 10 minutos e 20 minutos de encharque. Foi identificada em algumas situações a presença acentuada de carbonetos de vanádio que, distribuídos na estrutura de maneira uniforme, poderiam influenciar no tamanho de grão austenítico, limitando seu crescimento. Para as situações nas quais a temperatura de austenitização foi de 1200°C, as micrografias e os difratogramas revelaram presença discreta de carbonetos em relação às outras condições de tratamentos térmicos investigadas.

Palavras-chave: Aço rápido, tratamento térmico, microestrutura, dureza.

ABSTRACT

The high speed steels (HSS) are called thus for their ability to retain high hardness even if subjected to high temperatures, usually resulting from high cutting speeds in the machining process. These characteristics enable this class of tool steel as raw material for the manufacture of cutting tools in general and also forging dies and stamping, which require high wear resistance. However, for high speed steels that present required properties of the most important steps is the specific thermal treatments in order to obtain the microstructures required. In this context, the objective of this study is to evaluate the effects of processing parameters thermal quenching on microstructure and hardness of a high speed steel with tungsten and molybdenum as alloying elements, the steel AISI M2. The analyzes were conducted by testing the hardness, optical microscopy and scanning electron microscopy and X-ray diffraction. It was observed that, in general, the microstructure of the samples subjected to different heat treatment conditions revealed the occurrence of martensitic structure and the presence of carbides, the quantity of which decreased with increasing austenitizing temperature. Measurements of hardness values found in the samples did not show a clear trend or relationship with respect to overall temperature applied, the soaking time or the quenching medium. However, it could be observed higher hardness values at the times of 10 minutes and 20 minutes soak. In some situations has been identified the accentuated presence of vanadium carbides which spread uniformly in the structure, could influence the austenite grain size, limiting their growth. For situations in which the austenitizing temperature was 1200 ° C, the micrographs and the XRD patterns showed the discrete presence of carbides compared to the other conditions of heat treatments investigated.

Keywords: High speed steel, heat treatment, microstructure, hardness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1- Efeito dos elementos de liga na temperatura eutetóide.	6
Figura 2- Efeito dos elementos de liga na composição eutetóide	6
Figura 3- Porcentagem de carbonetos de vanádio em oito tipos de aços rápidos nas condições recozidas e temperadas.....	22
Figura 4- Comparação da dureza a quente de três aços rápidos de acordo com suas respectivas composições químicas.....	23
Figura 5- Curvas de revenimento comparando as durezas de aço comum, um aço endurecível por precipitação e um aço rápido.....	25
Figura 6- Efeito da temperatura de revenimento na dureza dos tipos de aços rápidos ao cobalto de alta dureza comparado ao T15 e M2.....	27
Figura 7- Distribuição dos elementos de liga do aço T4 entre os carbonetos e a matriz austenítica em função da temperatura de austenitização.....	28
Figura 8- Variação da dureza do aço T1 com a temperatura de revenimento.....	29
Figura 9- Desgaste da superfície de folga em função da velocidade de corte de um aço Ck 53 N.....	30
Figura 10- Influência do avanço sobre o desgaste da superfície de folga do material.....	31
Figura 11- Influência do ângulo de saída sobre o desgaste da superfície de folga e de saída da ferramenta	31
Figura 12- Curvas de vida de cinco tipos de aços rápidos de acordo com o critério de queima da ferramenta	32
Figura 13- Fluxograma das etapas previstas para o trabalho desenvolvido.....	34
Figura 14- Espectrofotômetro <i>Shimadzu</i> modelo 720.....	36
Figura 15- Forno elétrico <i>Magnus</i> utilizado nos tratamentos térmicos das amostras.....	37
Figura 16- Durômetro Vickers marca <i>Shimadzu</i> modelo 2T empregado no trabalho.....	38
Figura 17- Microscópio ótico Fortel (a) e Microscópio eletrônico de varredura <i>Shimadzu</i> (b).....	39
Figura 18- Difratômetro de raios-X marca <i>Shimadzu</i> empregado na caracterização microestrutural das amostras.....	39
Figura 19- Fotomicrografias do Aço AISI M2 no estado inicial.....	41
Figura 20- Difratograma do aço AISI M2 no estado inicial.....	41
Figura 21- Gráfico comparativo das durezas apresentadas das amostras resfriadas ao ar em relação ao tempo de encharque.....	44
Figura 22- Gráfico comparativo das durezas apresentadas das amostras resfriadas em óleo em relação ao tempo de encharque.....	45
Figura 23- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado ao ar.....	49

Figura 24- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C com tempo de encharque de 10 min e resfriado em óleo.....	50
Figura 25- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C com tempo de encharque de 20 min e resfriado ao ar.....	51
Figura 26- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado em óleo.....	52
Figura 27- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado ao ar.....	53
Figura 28- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado em óleo.....	54
Figura 29- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado ao ar.....	54
Figura 30- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado no óleo.....	55
Figura 31- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado ao ar.....	56
Figura 32- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado em óleo.....	57
Figura 33- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado ao ar.....	59
Figura 34- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado em óleo.....	60
Figura 35- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado ao ar.....	61
Figura 36- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado em óleo.....	62
Figura 37- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado ao ar.....	63
Figura 38- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado em óleo.....	64
Figura 39- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado ao ar.....	65
Figura 40- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado em óleo.....	66
Figura 41- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado ao ar.....	67
Figura 42- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado em óleo.....	68

Figura 43- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado ao ar.....	69
Figura 44- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado em óleo.....	70
Figura 45- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado ao ar.....	71
Figura 46- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado em óleo.....	72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Principais efeitos dos elementos de liga nos aços ferramenta.....	7
Tabela 2- Principais grupos de aços ferramenta e sua simbologia conforme AISI.....	11
Tabela 3- Vantagens, desvantagens e aplicações típicas dos aços da série W para ferramentas.	12
Tabela 4- Composição química e características gerais dos aços ferramenta resistentes ao choque.	13
Tabela 5- Composição química e propriedades gerais dos aços para moldes.	14
Tabela 6- Composição química dos aços para fins especiais.	16
Tabela 7- Composição química dos aços para trabalho a frio.....	17
Tabela 8- Composição química dos aços ferramenta para trabalho a quente.....	18
Tabela 9-Exemplos de composição química e características gerais dos aços rápidos para ferramentas.	21
Tabela 10- Microdureza de carbonetos.	21
Tabela 11-Morfologia, composição química e localização dos principais tipos de carbonetos encontrados nos aços rápidos.	23
Tabela 12- Efeitos de elementos de liga presentes nos aços rápidos em teores baixos ou residuais.	24
Tabela 13- Dureza a quente de alguns tipos de aços rápidos.	26
Tabela 14- Composição química dos aços rápidos comparados na figura 12.....	33
Tabela 15- Composição química informada pelo fornecedor do aço rápido equivalente ao AISI M2. .	35
Tabela 16- Condições de têmpera para o aço rápido equivalente ao AISI M2.	36
Tabela 17- Condições de tratamento térmico utilizadas variando temperatura, tempo de encharque e meio de resfriamento.....	36
Tabela 18- Análise quantitativa da composição química do Aço AISI M2.....	40
Tabela 19- Dureza Vickers das amostras tratadas termicamente a 1000°C com tempos de 10, 20, 40 e 60 minutos de encharque em meios de resfriamento ar e óleo.....	42
Tabela 20- Dureza Vickers das amostras tratadas termicamente a 1100°C com tempos de 10, 20, 40 e 60 minutos de encharque em meios de resfriamento ar e óleo.....	42
Tabela 21- Dureza Vickers das amostras tratadas termicamente a 1200°C com tempos de 10, 20, 40 e 60 minutos de encharque em meios de resfriamento ar e óleo.....	43

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	2
2.1 Objetivo Geral	2
2.2 Objetivos Específicos	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1 Aços ferramenta	3
3.1.1 <i>Características gerais</i>	3
3.1.2 <i>Efeitos dos elementos de liga e composição química no comportamento dos aços ferramenta</i>	5
3.2 Grupos de aços ferramenta	10
3.2.1 <i>Aços temperáveis em água – Série W</i>	11
3.2.2 <i>Aços resistentes ao choque - Série S</i>	12
3.2.3 <i>Aços para moldes – Série P</i>	13
3.2.4 <i>Aços para fins especiais</i>	15
3.2.5 <i>Aços para trabalho a frio – Séries A, D e O</i>	16
3.2.6 <i>Aços para trabalho a quente – Série H</i>	18
3.2.7 <i>Aços rápidos – Séries T e M</i>	19
3.3 Aços rápidos.....	20
3.3.1 <i>Composição química</i>	20
3.3.2 <i>Propriedades dos aços rápidos</i>	24
3.3.3 <i>Tratamento térmico dos aços rápidos</i>	27
3.4 <i>Características Gerais das Operações de Usinagem aplicadas aos aços rápidos</i>	29
4 MATERIAL E MÉTODOS	34
4.1. <i>Características Gerais do Trabalho Desenvolvido</i>	34
4.2. <i>Material</i>	35
4.3. <i>Tratamentos térmicos</i>	36
4.4. <i>Ensaio de Dureza</i>	37
4.5. <i>Caracterização Microestrutural</i>	38
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
5.1. <i>Análise do Aço AISI M2 no Estado Inicial</i>	40
5.2 <i>Análise da dureza desenvolvida pelo aço AISI M2 após tratamentos térmicos</i>	42
5.3 <i>Análise das microestruturas desenvolvidas pelo aço AISI M2 após tratamentos térmicos</i>	45
6. CONCLUSÕES	73
REFERÊNCIAS	74

1. INTRODUÇÃO

Apesar de toda evolução dos métodos de fabricação que permitem obter produtos em formas praticamente acabadas, os processos de usinagem de metais são extremamente relevantes no acabamento de materiais. As ferramentas necessárias à usinagem dos metais podem interferir diretamente no custo produtivo de um produto devendo esta ter boa produtividade, facilidade de fabricação da matriz e baixo custo (SILVA & MEI, 2010).

O custo do produto final no processo de fabricação de produtos representa valores próximos a 40% do preço de mercado do material e aproximadamente metade desse valor relaciona-se com os equipamentos e materiais necessários ao processo (KRAUSS, 1998).

Para atender tais necessidades podem ser aplicados como materiais para ferramentas os aços rápidos, que possuem propriedades importantes como a retenção da dureza em condições de trabalho em temperaturas elevadas, possibilidade de empregar altas velocidades de corte e o menor custo em relação aos metais duros e carbonetos sinterizados.

Os aços rápidos recebem esta denominação devido à sua capacidade de manter durezas elevadas se submetidos a altas temperaturas e velocidades de corte em usinagem. Além de sua dureza já ser elevada em temperatura ambiente, outra importante característica destes aços é a capacidade de manter durezas elevadas se submetidos a temperaturas elevadas e em altas velocidades de corte. Tais características habilitam os aços rápidos como matéria-prima para a confecção de ferramentas de corte e matrizes para processos de conformação mecânica como: estampagem, prensagem e forjamento, que necessitam de elevada resistência ao desgaste (SOUZA, 1989).

As ferramentas de aços rápidos são geralmente confeccionadas por usinagem, tratadas termicamente ou retificadas após o beneficiamento - têmpera e revenimento. Os tratamentos térmicos pelos quais os materiais para ferramentas de aço rápido são submetidos objetivam maximizar a propriedade de resistência mecânica (SILVA & MEI, 2010).

A composição química desses aços envolve altos teores de molibdênio, tungstênio, vanádio e cobalto. Tal fator eleva seu custo em relação aos outros tipos de aços para ferramentas, no entanto, sua vida útil e produtividade maiores compensam o seu preço. Além disso, os aços rápidos possuem elevada resistência ao desgaste (CHIAVERINI, 1996).

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Avaliar os efeitos dos parâmetros de processamento térmico de têmpera na dureza e microestrutura de um aço rápido ligado ao tungstênio e ao molibdênio.

2.2 Objetivos Específicos

- Analisar os efeitos de parâmetros do tratamento térmico de têmpera, como temperatura de austenitização, tempo de encharque e meio de resfriamento, na microestrutura do aço rápido AISI M2.

- Estudar a influência da temperatura, do tempo e do meio de resfriamento na têmpera na dureza do aço AISI M2.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços ferramenta

Os aços ferramenta são uma classe especial de materiais para fabricação de ferramentas utilizadas nas operações de corte, estampagem, embutimento, forjamento, extrusão e laminação (KRAUSS, 1998) de metais ou não metais duros (SOUZA, 1989), a fim de alcançar o formato esperado (COUTINHO, 1992).

Os primeiros aços ferramenta surgiram a partir da expansão da revolução industrial no século XIX e eram baseados em aço carbono de alta liga (TOTTEN, 2007). O objetivo era atender a necessidade de ferramentas de maior durabilidade que suportassem solicitações mais rigorosas de utilização (SILVA; MEI, 2010). Ao mesmo tempo, estudos inerentes à incorporação de elementos de liga na composição dos aços tais como manganês, tungstênio, molibdênio, vanádio e cromo foram desenvolvidos (TOTTEN, 2007).

Devido à complexidade das relações entre propriedades, solicitações envolvidas nas operações de trabalho e desempenho dos aços ferramenta, o progresso desses materiais se deu de maneira empírica até o final dos anos 50 (SILVA; MEI, 2010). Silva e Mei (2007) exemplificam esta fase empírica da evolução dos aços ferramenta com o desenvolvimento dos aços rápidos por Frederick Taylor em meados de 1900.

O desenvolvimento da siderurgia possibilitou condições de processamento mais controladas e consequente melhoria na qualidade dos aços ferramenta, permitindo a compreensão por meio de bases científicas da relação entre suas características e desempenho (TOTTEN, 2007).

Por serem submetidos a condições severas de trabalho (TOTTEN, 2007), os aços ferramenta devem apresentar propriedades de “alta dureza, resistência ao desgaste, resistência ao impacto, resistência ao choque térmico, indeformabilidade e resistência à perda de dureza durante o trabalho a quente do material” (SOUZA, 1989). Segundo Coutinho (1992), a estabilidade dimensional deve ser considerada em algumas aplicações e em geral, os aços ferramenta devem ser economicamente viáveis além de possibilitar sua conformação ou usinagem para adquirir a forma desejada para a ferramenta.

3.1.1 Características gerais

No que se refere aos aços em geral, as solicitações nas aplicações dos aços ferramenta são as mais severas. Com isso, discussões sobre a microestrutura e as propriedades esperadas,

assim como características gerais dos elementos que restringem ou determinam seu desempenho são necessárias (SILVA; MEI, 2010).

A dureza é uma das propriedades mais importantes para utilização de aços como ferramentas, devendo a dureza da ferramenta de corte ser superior à do material a ser processado (CHIAVERINI, 1996). Normalmente, os valores variam entre 200 HV para aços de moldes de vidro e 900 HV para ferramentas de usinagem (TOTTEN, 2007). Esta propriedade está diretamente relacionada ao teor de carbono, exceto nos aços com teores de elementos de liga elevados (CHIAVERINI, 1996).

A resistência ao desgaste é outra propriedade importante dos aços ferramenta devido à possibilidade de falhas que o desgaste pode causar em materiais para este fim. Segundo Chiaverini (1996), os fatores que influenciam diretamente nesta propriedade são a composição química do aço, a tendência ao endurecimento por encruamento de superfície do material, resistência mecânica e outros fatores relacionados ao processamento, como o lubrificante utilizado, o tipo de operação e o calor dissipado no processo. Assim como na dureza, o teor de carbono está diretamente relacionado à resistência ao desgaste, e a influência dos elementos de liga é significativa em aços alta liga devido à natureza e distribuição dos carbonetos formados.

A temperabilidade, por sua vez, é um requisito fundamental para que as características mecânicas sejam garantidas, o que ocorre por meio da uniformidade do aumento da dureza na têmpera entre a superfície e o centro do material (CHIAVERINI, 1996). Segundo Chiaverini (1996), a adição de cromo em aços carbonos é comum em peças de seções superiores a 25 mm, com o objetivo de garantir a completa temperabilidade. De maneira geral, a presença de elementos de liga tende ao aumento da uniformidade da dureza entre a superfície e o centro da peça, além de viabilizar o uso de meios mais brandos de têmpera.

Segundo Callister (2008), a tenacidade é a capacidade do material de absorver energia antes da fratura. No caso de materiais para ferramentas, nos quais a deformação plástica não é desejável, o conceito compreende a habilidade de o material absorver energia sem se romper (CHIAVERINI, 1996).

Chiaverini (1996) relaciona tensões internas, encruamento, tamanho de grão elevado, alta dureza, segregação anormal e o teor de elementos de liga como os principais fatores que interferem na tenacidade. As tensões internas, oriundas de têmpera drástica, velocidade de reaquecimento elevada após a têmpera ou retificação inadequada, por exemplo, geram concentradores de tensões, funcionando como descontinuidades na estrutura do material. Já o aumento do teor de elementos de liga estabelece maiores temperaturas para o revenimento, o

que confere um aumento da tenacidade devido à diminuição das tensões internas (CHIAVERINI,1996).

A resistência mecânica em aços ferramenta deve ser elevada principalmente pelas solicitações mecânicas às quais os materiais são submetidos durante o trabalho, não devendo, desta forma, o material apresentar falhas ou deformações irreversíveis. No mesmo âmbito, valores elevados de limite de escoamento e elástico são exigidos (CHIAVERINI,1996).

Os aços para ferramentas devem manter sua dureza mesmo com o aumento da temperatura, o que acontece usualmente nas condições de serviço a eles aplicadas. Essa propriedade é indispensável para a classe de aços para trabalho a quente e aços rápidos, para os quais a temperatura atinge cerca de 600 °C (CHIAVERINI,1996). Elementos como o tungstênio e o molibdênio seguidos do cobalto, cromo e vanádio são os principais responsáveis por essas características nos aços citados.

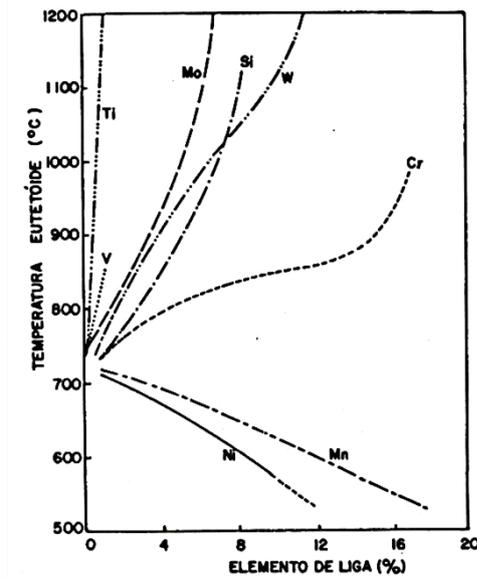
Um dos fatores que pode ser relacionado à melhoria das propriedades mecânicas dos aços em geral é a granulação fina dos grãos. De maneira geral, a usinabilidade é reduzida com o aumento do teor de elementos de liga devido à maior concentração de carbonetos que conferem uma dureza consideravelmente elevada do material.

3.1.2 Efeitos dos elementos de liga e composição química no comportamento dos aços ferramenta

A composição química dos aços ferramenta possui considerável variabilidade, definida conforme a aplicação do material, visto que podem ocorrer materiais com a presença e com ausência de determinados elementos de liga. Para os primeiros, o teor de carbono é em torno de 0,6% a 1,4% e para os com adição de ligantes em baixo percentual, ou seja, os aços ferramenta de baixa liga, a faixa de carbono abrange valores entre 0,07% e 1,45% (SOUZA, 1989). Além desses, ainda existem os aços para ferramentas altamente ligados, aqueles que possuem o teor de elementos de liga igual ou acima de 10%.

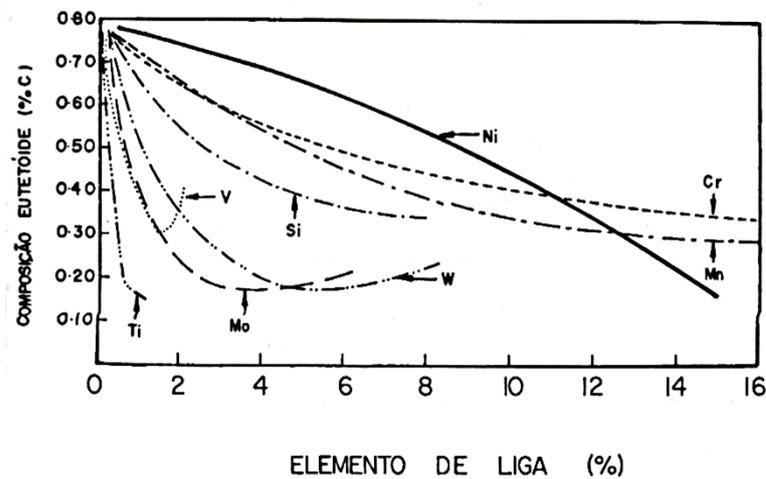
Os elementos de liga utilizados em aços destinados à fabricação de ferramentas podem ser o cromo, manganês, vanádio, tungstênio, molibdênio, silício e cobalto (CHIAVERINI,1996; COUTINHO, 1992; SOUZA, 1989) e sua adição nestes materiais influencia diretamente as propriedades mecânicas e outras características, como mostrado nas Figuras 1 e 2, onde a variação do teor de cada elemento de liga altera significativamente a temperatura e a composição eutetóide.

Figura 1- Efeito dos elementos de liga na temperatura eutetóide.



Fonte: COUTINHO, 1992, p.240

Figura 2- Efeito dos elementos de liga na composição eutetóide



Fonte: COUTINHO, 1992, p.241

De maneira geral, os elementos de liga contribuem para um aumento da resistência à abrasão, devido à formação de carbonetos, e da tenacidade, decorrente da diminuição do tamanho de grão (CHIAVERINI, 1996). As contribuições específicas dos principais elementos de liga presentes nos aços ferramenta estão resumidas na Tabela 1, na qual os principais efeitos de cada elemento de liga são relacionados. A seguir serão descritas de maneira mais detalhada a contribuição de cada um deles.

O carbono constitui a maior parcela da composição dos aços para ferramentas e sua presença é indispensável devido à sua importância na composição de carbonetos, juntamente com os demais elementos de liga adicionados (COUTINHO, 1992), que conferem a dureza e a resistência ao desgaste requeridas (CHIAVERINI, 1996; COUTINHO, 1992).

Tabela 1- Principais efeitos dos elementos de liga nos aços ferramenta

Elemento	Efeitos
Manganês	Forte aumento da temperabilidade Tende a causar fragilidade no revenimento
Cromo	Aumento da temperabilidade Promove o crescimento do grão austenítico
Silício	Pequeno aumento da temperabilidade Resistência à oxidação em altas temperaturas
Tungstênio	Limita o crescimento do grão austenítico Retenção da dureza a quente
Vanádio	Limita o crescimento do grão austenítico Forma carboneto estável a altas temperaturas Aumenta a resistência ao revenimento Causa endurecimento secundário
Molibdênio	Aumenta resistência ao revenimento Causa intenso endurecimento secundário
Cobalto	Retenção de dureza a quente Diminui a temperabilidade

Fonte: COUTINHO, 1992, p. 243.

Segundo Coutinho (1992), o teor de carbono, em geral, é elevado, atingindo até 2% e situando-se acima do ponto eutetóide. Podem existir materiais que possuam valores acima desse teor que refletem a necessidade das propriedades de dureza a resistência ao desgaste serem maximizadas (SOUZA, 1989). Já valores abaixo são utilizados quando se espera uma maior tenacidade e ductilidade do material, em detrimento das propriedades de dureza e resistência ao desgaste (CHIAVERINI, 1996), compreendendo uma faixa de 0,35 a 0,70% de carbono (COUTINHO, 1992). Segundo Souza (1989), até o valor de 0,85% de carbono, a

temperabilidade dos aços para ferramentas é diretamente proporcional ao aumento do teor desse elemento e a partir de 0,85%, a relação torna-se inversamente proporcional.

O cromo pode ser encontrado nos aços ferramenta numa composição altamente variável, de baixíssimos teores até muito altos, e constitui, em algumas classes, o principal elemento de temperabilidade do material (COUTINHO, 1992). A adição de teores de 0,2% a 0,75% nos aços carbono aumentam a dureza e a resistência ao desgaste (SOUZA, 1989). Segundo Coutinho (1992), a desvantagem da presença de cromo consiste na sua habilidade de causar o aumento do tamanho de grão austenítico, o que pode comprometer as propriedades mecânicas exigidas para o material. Assim, deve-se procurar não realizar a austenitização em temperaturas elevadas durante longos períodos (COUTINHO, 1992).

O manganês tem efeito dessulfurante nos aços ferramenta, eles formam sulfetos com o intuito de melhorar a usinabilidade (COUTINHO, 1992). Quando adicionado em até 0,5%, age como desoxidante (CHIAVERINI, 1996) e, além disso, sem resultar em fragilidade, promove o endurecimento e aumento da resistência (SOUZA, 1989). Segundo Chiaverini (1996) influencia melhorando a temperabilidade do aço em teores mais elevados, e Souza (1989) completa que tal fator age ocasionando a têmpera em seções maiores, sem que ocorram deformidades que comprometam a aplicabilidade do material.

A adição de vanádio influencia no controle do tamanho de grão austenítico (CHIAVERINI, 1996; COUTINHO, 1992; SOUZA, 1989) e, em geral, situa-se próxima aos teores 0,25% a 0,35% podendo chegar até 4% a 4,5% nos aços rápidos (CHIAVERINI, 1996). Devido sua tendência à formação de carbonetos altamente estáveis, o crescimento excessivo do grão é impedido mesmo em temperaturas elevadas e melhora a propriedade de dureza a quente (CHIAVERINI, 1996), importante, por exemplo, para aços rápidos e para trabalho a quente (COUTINHO, 1992).

Chiaverini (1996) discute que em temperaturas de tratamentos térmicos abaixo das necessárias, a temperabilidade pode ser comprometida, devido ao menor tamanho do grão e a quantidade elevada de carbonetos. Isso ocorre devido a não dissolução dos carbonetos de vanádio na austenita, tendendo à formação de sítios de nucleação de perlita. No entanto, efetuando a austenitização em temperaturas corretas, todo o carboneto é dissolvido, aumentando a temperabilidade.

A presença de silício em teores baixos aumenta a temperabilidade do aço, em contrapartida em teores elevados altera as propriedades diminuindo a ductilidade (COUTINHO, 1992). Sua característica de elemento desoxidante surge com adição de teores

de 0,1% a 0,3%, dissolvido na ferrita ou na austenita de acordo com a temperatura (SOUZA, 1989).

Uma habilidade peculiar do silício é a de decompor carbonetos levando à formação de grafita, o que, de acordo com Chiaverini (1996), não é desejável quando não se trata de aços ferramenta grafíticos. Para evitar esse fenômeno, quando necessários teores elevados, são adicionados junto ao silício elementos estabilizadores de carbonetos, como o molibdênio e cromo (CHIAVERINI,1996).

Apesar de sua capacidade de aumentar a resistência ao desgaste, sua adição influencia para o aumento da fragilidade do aço, porém combinado com o manganês, a resistência à fadiga pode ser melhorada e a combinação com o cromo e o tungstênio promove a resistência à oxidação (SOUZA, 1989).

O cobalto é utilizado em alguns tipos de aços rápidos contribuindo para com a manutenção da dureza em temperaturas elevadas, o que, segundo Coutinho (1989), ocorre devido à capacidade de retardar o coalescimento dos carbonetos precipitados em temperaturas em torno de 550°C.

Possui propriedade única, dentre os elementos de liga, de diminuir a temperabilidade dos aços ferramenta, o que é contornado pela presença de cromo, vanádio, molibdênio e tungstênio (COUTINHO, 1992).

O aumento da dureza e resistência ao desgaste de aços para ferramentas se deve em grande parte a presença de tungstênio em sua composição. O motivo dessa contribuição é sua característica fundamentalmente formadora de carbonetos altamente estáveis, que só são decompostos em temperaturas muito elevadas, a partir de 1100°C, resultando na dissolução do tungstênio na austenita (COUTINHO, 1992). A reprecipitação dos carbonetos só acontece em condições resfriamento lentas a partir de temperaturas elevadas.

A principal contribuição do elemento para aços ferramenta é a dureza a quente, conferida com teores de 12% a 20% (CHIAVERINI, 1996). A manutenção da dureza ocorre até temperaturas em torno de 600°C, fator extremamente importante para aplicações em operações de corte em altas velocidades e de conformação a altas temperaturas (COUTINHO, 1992).

A retenção da dureza a quente dos materiais é potencializada quando outros elementos como o molibdênio, cobalto, vanádio ou cromo são combinados com o tungstênio. Chiaverini (1996) explica que esses elementos, combinados em dois, três ou mais, formam carbonetos

complexos que precipitam na martensita que com a redução da temperatura coalescem lentamente, conferindo a dureza a quente do aço.

Assim como o tungstênio, o molibdênio possui a capacidade de formar carbonetos complexos e de se dissolver na ferrita, contribuindo para a retenção da dureza em altas temperaturas, com o aumento da ductilidade e da resistência do material (COUTINHO, 1992). É um elemento muito importante na melhoria da temperabilidade e é altamente aplicado na substituição do tungstênio o que, na prática, observa Chiaverini (1996), viabiliza o uso de até metade da quantidade, conferindo resultados semelhantes.

3.2 Grupos de aços ferramenta

Os grupos de aços ferramenta são classificados conforme norma da AISI (*American Iron and Steel Institute*) e SAE (*Society of Automotive Engineers*), que utilizam critérios como a aplicação, o meio resfriamento da têmpera, a composição química e certas propriedades específicas (KRAUSS, 1998). A partir desses requisitos os aços ferramenta são divididos em sete grandes grupos: temperáveis em água; resistentes ao choque; para moldes; trabalho a frio; trabalho a quente; para fins especiais e aços rápidos (KRAUSS, 1998; CHIAVERINI, 1996; COUTINHO, 1992). Cada uma dessas classes é identificada por letras, conforme Tabela 2.

Segundo Chiaverini (1996), as aplicações práticas desses aços ferramenta podem ser agrupadas em cinco grandes famílias de operação: ferramentas de conformação a quente ou a frio; ferramenta de corte; ferramentas para usinagem; ferramentas para moldes e aplicações diversas.

A série de aços ferramenta dos aços temperáveis em água é composta por materiais que possuem de médio a alto percentual de carbono, sem ou com a inserção de baixos teores de vanádio, cromo, silício e manganês (SILVA e MEI, 2010). Segundo Krauss (1990), devido aos baixos teores de elementos de liga adicionados, sua temperabilidade é a menor dentre os aços ferramenta.

É considerado o grupo de aços ferramenta mais simples, servindo de ponto de partida para comparação e seleção de outros mais específicos (RAUTER, 1974) e por esse motivo apresentam o menor custo dentre os materiais para essas aplicações (SILVA e MEI, 2010).

O teor de carbono presente define a característica de resistência ao desgaste e dureza desses materiais (CHIAVERINI, 1996). O aumento desse percentual aumenta a dureza da martensita e conseqüentemente a resistência ao desgaste. Coutinho (1992) observa que o aumento da temperatura de austenitização também pode influenciar nessa propriedade, por

ocorrer maior dissolução de carbonetos a resistência ao desgaste é melhorada. Por outro lado, a tenacidade é favorecida com a diminuição do percentual de carbono (SILVA e MEI, 2010).

Tabela 2- Principais grupos de aços ferramenta e sua simbologia conforme AISI

Grupo	Símbolo/Tipo
Aços temperáveis em água	W
Aços resistentes ao choque	S
Aços para trabalho a frio	O- temperáveis em óleo
	A – temperáveis ao ar
	D – de alto carbono e alto cromo
Aços para trabalho a quente	H – H1 a H19 à base de cromo
	H20 a H39 – à base de tungstênio
	H40 a H59 – à base de molibdênio
Aços para moldes	P
Aços para fins especiais	L- de baixa liga
	F – carbono-tungstênio
Aços rápidos	T – à base de tungstênio
	M – à base de molibdênio

Fonte: Adaptado de COUTINHO, 1992, p. 258.

3.2.1 Aços temperáveis em água – Série W

Os baixos teores de elementos de liga contribuem para a baixa temperabilidade desse material, o que faz com que eles sejam necessariamente temperados em água para que ocorra a formação da martensita que se forma apenas na camada externa da peça, porém com dureza elevada, devido ao alto teor de carbono (KRAUSS, 1998).

Segundo Chiaverini (1996), a pouca profundidade de endurecimento contribui para obtenção de um aço com boa tenacidade no interior, apresentando uma estrutura perlítica (KRAUSS, 1990). Esta combinação de martensita na superfície e perlita no interior, denominada microestrutura duplex, confere uma boa resistência ao desgaste devido ao núcleo

mais tenaz, o que é assegurado por usar uma faixa estreita de elementos de liga como manganês e silício (COUTINHO, 1992).

A obrigatoriedade do uso da têmpera em água ocasiona a formação de trincas e distorções, sendo necessário evitar a utilização desses materiais para a fabricação de formas complexas ou que tenham concentradores de tensões (CHIAVERINI, 1996).

A adição de vanádio auxilia no refinamento do grão e melhora nas propriedades de resistência ao choque (CHIAVERINI, 1996), ele age durante a austenitização inibindo o crescimento do grão, o que após a têmpera resultará numa estrutura martensítica mais fina (COUTINHO, 1992). O cromo, por sua vez, contribui para o aumento da temperabilidade, por meio de sua dissolução na cementita formando o carboneto $(Fe,Cr)_3C$ que durante a austenitização se dissolve no ferro gama (COUTINHO, 1992).

A tabela 3 apresenta um resumo das vantagens e desvantagens dos aços temperáveis em água. Comparando-os com outros materiais para a fabricação de ferramentas, esses aços possuem boa usinabilidade, custo inferior, maior disponibilidade além de ser menos suscetível à decarbonetação e ter melhor soldabilidade (CHIAVERINI, 1996).

Tabela 3- Vantagens, desvantagens e aplicações típicas dos aços da série W para ferramentas.

Vantagens	Desvantagens
Boa usinabilidade	Dureza a quente baixa
Gume cortante agudo Tratamento térmico fácil	Susceptibilidade à fissura no tratamento térmico, quando se exige na peça mudanças drásticas de dimensão
Dureza superficial elevada com núcleo tenaz	Baixa capacidade de manter estabilidade dimensional durante o tratamento térmico

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI, 1996, p. 326.

3.2.2 Aços resistentes ao choque - Série S

O principal elemento de liga nesses aços é o silício que é adicionado entre 1 a 2,25%, ainda são inseridos cromo, molibdênio e por vezes tungstênio e manganês (COUTINHO, 1992). O teor de carbono, por sua vez, é em torno de 0,5% para que a tenacidade desejada seja alcançada (SILVA e MEI, 2010).

Segundo Chiaverini (1996), o silício contribui para a elevação da temperatura crítica e da dureza do aço e para a ocorrência dos fenômenos de decarbonetação e grafitação. Em contrapartida, Coutinho (1992) completa que os elementos de liga inseridos estabilizantes de carbonetos e o baixo percentual de carbono diminuem a probabilidade da ocorrência de fragilização.

As propriedades de alta tenacidade e resistência à fratura combinadas com alta resistência ao desgaste tornam essa série de aços aplicáveis em situações de esforços dinâmicos repetitivos (KRAUSS, 1998).

A tabela 4 relaciona os principais aços ferramenta resistentes ao choque com suas respectivas composições químicas e características gerais.

Tabela 4- Composição química e características gerais dos aços ferramenta resistentes ao choque.

AISI	Composição química (%)							Características Gerais				
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Profundidade de endurecimento	Tenacidade	Resistência ao desgaste	Dureza a quente	Usinabilidade
S1	0,45	0,25	0,25	1,4	0,25	2,25	-	média	8	4	5	8
S2	0,5	0,4	1,0	-	0,2	-	0,5	média	8	2	2	8
S3	0,5	0,25	0,25	0,75	-	1,0	-	média	8	3	3	8
S4	0,55	0,8	2,0	0,25	0,2	-	-	média	8	2	2	8
S5	0,55	0,8	2,0	0,25	0,2	-	0,2	média	8	2	3	8
S6	0,45	1,4	2,25	1,5	0,3	-	0,4	média	8	2	3	8

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI (1996)

3.2.3 Aços para moldes – Série P

Os aços ferramenta desta série são utilizados na indústria de moldes plásticos, de fundição de metais que possuam baixo ponto de fusão e de estanho, e de injeção de chumbo, estanho e ligas de zinco, (KRAUSS, 1998). Possuem baixo percentual de carbono e são ligados em teores variáveis (CHIAVERINI, 1996) principalmente com cromo, níquel e molibdênio (COUTINHO, 1992). As composições químicas dos principais aços para moldes são mostradas na Tabela 5.

Nas condições de serviço, é exigida do material resistência a pressões elevadas, a abrasão e a temperaturas na ordem de 200 °C, devendo os moldes, portanto, possuir ao mesmo tempo um núcleo tenaz e uma superfície com alta dureza (COUTINHO, 1992).

Segundo Coutinho (1992), os aços para moldes devem obedecer a algumas condições necessárias para sua aplicação, como: boa usinabilidade, dureza superficial superior a do núcleo, apresentar baixa deformação na têmpera além de resistência ao desgaste e ao impacto.

Os moldes devem ser polidos para garantir o acabamento superficial da peça e reproduzir detalhes de pequenas dimensões (KRAUSS, 1998), tal propriedade está relacionada com o tipo e a quantidade das inclusões presentes na composição do aço (SILVA e MEI, 2010).

Tabela 5- Composição química e propriedades gerais dos aços para moldes.

AISI	Composição química (%)							Características Gerais				
	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Profundidade de endurecimento	Tenacidade	Resistência ao desgaste	Dureza a quente	Usinabilidade
P1	0,10	0,2	0,10	-	0,10	-	-	pequena	9	1	1	7
P2	0,07	0,5	0,15	2,00	-	0,25	-	Pequena	9	1	2	7
P3	0,10	0,5	0,20	0,60	-	-	-	Média	9	1	2	7
P4	0,07	0,25	0,20	4,50	-	0,50	-	Média	9	1	4	5
P5	0,07	0,30	0,20	2,25	-	-	-	Pequena	9	1	2	7
P6	0,07	0,40	0,20	1,50	-	-	-	Média	9	1	3	6
P20	0,35	0,75	0,45	1,70	-	0,40	-	Média	8	1	2	8
P21	0,20	0,30	0,30	0,25	0,20	-	1,20	grande	8	1	4	5

Fonte: COUTINHO, 1992; CHIAVERINI, 1996.

3.2.4 Aços para fins especiais

Os aços desse grupo são subdivididos por Chiaverini, (1996) em cinco subgrupos, sendo eles: aços ferramenta matriz, aços ao tungstênio para acabamento, aços de baixo teor em liga e alto carbono, aços grafiticos e semi-rápidos, exemplificados na Tabela 6.

Os aços ferramenta matriz são assim denominados por sua composição química ser baseada na composição de matrizes de aços rápidos. Estes aços possuem médio percentual de carbono, em torno de 0,5%, e demais ligantes como tungstênio vanádio, cromo, molibdênio e cobalto em teores variáveis (CHIAVERINI, 1996). São utilizados em mandris, lâminas de serra e punções, além de matrizes de compactação, de laminadores de rosca e de extrusão.

A série de aços ao tungstênio para acabamento, simbolizada pela letra F, é composta por teores de 1% a 1,25% de tungstênio (RAUTER, 1974) e percentual de carbono na ordem de 1,2%. O seu emprego é associado à necessidade de resistência ao desgaste e retenção de dureza na aresta de corte (SILVA E MEI, 2010), o que decorre da formação de carbonetos complexos com o tungstênio. Em geral a aplicação é destinada a matrizes de estiramento de fios e pequenos tubos. (CHIAVERINI, 1996).

Os aços da série L, do tipo baixa liga, consistem em aços de alto teor de carbono e tem o cromo como principal elemento de liga conferindo resistência ao desgaste (SILVA e, MEI, 2010). Possuem ainda teores menores de manganês, molibdênio vanádio ou níquel, que atuam melhorando a temperabilidade (RAUTER, 1974) São empregados em ferramentas de arestas de corte finas como machos de tarraxa, brochas e alargadores (CHIAVERINI, 1996).

Os aços grafiticos recebem esta nomenclatura por possuírem alto teor de carbono e silício o que contribuem para o fenômeno da grafitização (CHIAVERINI, 1996). Suas características principais são endurecibilidade, usinabilidade e resistência ao desgaste. As aplicações mais comuns são mancais, matrizes de recorte, matrizes para estampagem, matrizes para forjamento e eixo de motores (CHIAVERINI, 1996).

Os aços semi-rápidos, de acordo com Chiaverini (1996) foram desenvolvidos durante a Segunda Guerra Mundial pelos alemães e possuíam propriedades intermediárias entre os aços carbono e os aços rápidos, apresentando maior resistência ao desgaste que os primeiros porém com menor retenção de dureza a quente que os rápidos. Posteriormente a indústria americana criou aços semelhantes nos quais o teor de cromo é o mesmo dos aços rápidos, porém, os percentuais de tungstênio e molibdênio, elementos importantes na formação de carbonetos, são inferiores. O menor teor desses elementos em relação aos aços rápidos, de certa forma, é

compensado pela adição de vanádio e carbono. São utilizados em pistas de mancais de esfera, bombas hidráulicas, lâminas de serra de fita e serrotes para metais (CHIAVERINI, 1996).

Tabela 6- Composição química dos aços para fins especiais.

Aços para fins especiais	Tipo	Classificação		Elementos de liga (%)						
		AISI	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
Matriz	300	-	0,50	-	0,20	4,50	1,00	2,00	2,75	-
	301	-	0,55	-	0,20	4,00	1,00	1,00	5,00	8,00
Aços ao tungstênio para acabamento	340	F2	1,25	0,25	0,25	0,30	-	3,50	0,30	-
	341	F3	1,25	0,25	0,25	0,75	-	3,50	-	-
Aços baixa liga e alto carbono	353	-	1,25	0,30	0,30	0,35	0,15	1,45	-	-
	354	-	0,90	0,25	0,25	0,35	0,15	1,45	-	-
Aços grafíticos	393	06	0,45	0,45	1,00	0,20	-	-	0,25	-
	395	A10	0,35	0,35	1,25	-	1,80	-	0,50	-
Aços semi-rápidos	360	-	0,80	0,25	0,25	4,00	1,10	-	4,25	-
	365	-	0,90	0,25	0,25	4,00	2,25	1,60	2,00	-

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI, 1996.

3.2.5 Aços para trabalho a frio – Séries A, D e O

O grupo de aços para trabalho a frio é composto por três séries: aços de baixa liga temperáveis em óleo (série O), média liga temperáveis ao ar (série A) e aços alto carbono e alto cromo (série D) (RAUTER, 1974). São denominados indeformáveis, por sofrer menores alterações de forma no tratamento térmico (CHIAVERINI, 1996), e são frequentemente empregados em ferramentas onde a alta resistência ao desgaste e a tenacidade são fundamentais (COUTINHO, 1992). A tabela 7 relaciona exemplos das três séries de aços para trabalho a frio mostrando sua composição química e características gerais.

A série O, dos temperáveis em óleo, apresentam percentual de carbono entre 0,9% a 1,45% e elementos de liga como tungstênio, manganês, cromo e molibdênio em teores baixos (COUTINHO, 1992). A adição desses ligantes melhora a temperabilidade do aço, ocasionando a têmpera em óleo em peças de dimensões médias (SILVA e MEI, 2010). As principais propriedades são a alta dureza após a têmpera, com profundidade de endurecimento média (CHIAVERINI, 1996) e boa temperabilidade em baixas temperaturas de

austenitização, ocasionando uma deformação mínima na têmpera (RAUTER, 1974). Uma desvantagem da utilização desse aço é a restrição quanto ao trabalho a quente e cortes em altas velocidades devido ao baixo teor de ligantes (KRAUSS, 1998), no entanto, é muito aplicado em trabalhos a frio devido ao seu baixo custo (COUTINHO, 1992).

Tabela 7- Composição química dos aços para trabalho a frio.

Aços para trabalho a frio	Classificação		Elementos de liga (%)						
	AISI	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co
Temperáveis em óleo	O1	0,90	1,0	-	0,5	-	0,5	-	-
	O2	0,90	1,6	-	-	-	-	-	-
	O6	1,45	0,80	1,0	-	-	-	0,25	-
Temperáveis ao ar	A2	1,0	-	-	5,0	-	-	1,0	-
	A3	1,25	-	-	5,0	1,0	-	1,0	-
	A7	2,25	-	-	5,25	4,75	1,0	1,0	-
Alto cromo e alto carbono	D2	1,5	-	-	12,0	1,0	-	1,0	-
	D5	1,5	-	-	12,0	-	-	1,0	3,0
	D7	2,35	-	-	12,0	4,0	-	1,0	-

Fonte: Adaptado de KRAUSS, 1990.

Os aços para trabalho a frio temperáveis ao ar são largamente utilizados em situações nas quais são necessárias excelente tenacidade e uma boa resistência à abrasão, como recorte de metais, matrizes para trefilação e conformação (COUTINHO, 1992). Sua composição química é baseada num alto teor de carbono e ligantes como manganês, cromo e molibdênio que aumentam a temperabilidade, o que ocasiona o resfriamento ao ar sem grandes distorções na peça, e a resistência ao desgaste (RAUTER, 1974).

Esses aços que foram desenvolvidos na tentativa de substituir os aços rápidos, de acordo com Chiaverini (1996), os aços alto carbono e alto cromo para trabalho a frio, série D, não satisfizeram a necessidade de reter a dureza a quente durante as operações. No entanto as propriedades de alta resistência ao desgaste e resistência à deformação os tornou muito úteis em ambientes de trabalho a frio. Os elevados teores de cromo, em torno de 12%, e de carbono, na faixa de 1% a 2,35%, em sua microestrutura viabilizam a formação de grande

quantidade de carbonetos, conferindo a alta resistência ao desgaste, além da resistência à oxidação em altas temperaturas atribuída ao cromo (RAUTER, 1974).

3.2.6 Aços para trabalho a quente – Série H

As condições de trabalho dos aços da série H estão relacionadas a altas temperaturas como nos processos de extrusão e forjamento a quente e fundição sob pressão (COUTINHO, 1992), que podem atingir valores na ordem de 1100 °C e ocasionar o aquecimento da ferramenta até uma temperatura na faixa de 550°C (CHIAVERINI, 1996). Por esse motivo devem atender às exigências específicas para materiais de trabalho a quente como: resistência à deformação, que é garantida com teores elevados de elementos de liga; resistência ao choque térmico e mecânico, que ocorre com baixos percentuais de carbono (0,25 a 0,60%); resistência ao desgaste; resistência à deformação por tratamentos térmicos, utilizando-se um aço com alta temperabilidade e resistência à formação de trincas devido aos ciclos de temperatura aplicados (COUTINHO, 1992). Para satisfazer tais exigências, os aços para trabalho a quente são ligados com elementos como cromo, tungstênio, molibdênio e vanádio (RAUTER, 1974)

Existem três subgrupos nos aços para trabalho a quente: à base de cromo (H1 a H19), à base de tungstênio (H20 a H39) e à base de molibdênio (H40 a H59) (COUTINHO, 1992). Na tabela 8 são apresentados alguns aços e suas composições químicas.

Tabela 8- Composição química dos aços ferramenta para trabalho a quente.

Aços para trabalho a quente	Classificação	Elementos de liga (%)							
		AISI	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo
À base de Cromo	H10	0,40	-	-	3,25	0,40	-	2,50	-
	H12	0,35	-	-	5,00	0,40	1,50	1,50	-
	H19	0,40	-	-	4,25	2,00	4,25	-	4,25
À base de Tungstênio	H21	1,0	-	-	5,0	-	-	1,0	-
	H23	1,25	-	-	5,0	1,0	-	1,0	-
	H26	2,25	-	-	5,25	4,75	1,0	1,0	-
À base de Molibdênio	H41	0,65	0,30	0,30	4,00	1,00	1,50	8,00	-
	H42	0,65	0,30	0,30	4,00	2,00	6,40	5,00	3,00
	H43	0,55	0,30	0,30	4,00	2,00	-	8,00	-

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI, 1996; KRAUSS, 1990.

Os aços para trabalho a quente baseados em cromo, com teores de 3,25 a 4%, possuem alta temperabilidade, segundo Coutinho (1992), sendo possível temperar completamente peças com até 30 mm de espessura. Os aços H10 e H14 apresentam os maiores percentuais de molibdênio e tungstênio respectivamente, o que auxilia na melhora da retenção da dureza a quente, porém, compromete de certa forma, a tenacidade. Os aços H11, H12 e H13 são os mais aplicados em trabalhos a altas temperaturas, possuem baixa deformação na têmpera devido a sua composição química e podem ser temperados ao ar (RAUTER, 1974).

Devido ao alto teor de elementos de liga que podem atingir de 9% a 12% de tungstênio e 2% a 12% de cromo, os aços à base de tungstênio apresentam alta retenção de dureza a quente, no entanto, são mais frágeis, o que pode ser amenizado com a diminuição do teor de carbono, como no aço H25 (COUTINHO, 1992).

As vantagens dos aços à base de molibdênio estão no menor custo em relação aos baseados em tungstênio e a grande resistência ao trincamento a quente (COUTINHO, 1992). A desvantagem desse subgrupo está na maior tendência à descarbonetação, sendo necessário estipular os parâmetros do tratamento térmico de maneira mais cuidadosa (COUTINHO, 1992).

3.2.7 Aços rápidos – Séries T e M

Constituem o principal grupo de aços para aplicação em ferramentas devido às suas propriedades como alta dureza após têmpera e retenção de dureza a quente (CHIAVERINI, 1996).

A vantagem principal dos aços rápidos sobre os outros grupos de aços ferramenta reside na capacidade de suportar condições de trabalho com elevadas velocidades e pesados avanços que podem aumentar significativamente a temperatura de serviço (RAUTER, 1974). Segundo Chiaverini (1996), este material chega a atender condições nas quais o gume cortante da ferramenta atinge de 550°C a 600°C durante a usinagem sem sofrer perda significativa de dureza. Outro diferencial deste grupo de aços é a tendência à formação de carbonetos complexos, devido à presença de elementos de liga formadores de carbonetos, que contribui para uma resistência ao desgaste elevada do material. (CHIAVERINI, 1996).

Devido à composição química e os tratamentos térmicos submetidos, os aços ferramenta são de custo mais elevado em relação aos demais, os aços ferramenta, além da retificação ser mais complexa e de difícil execução (CHIAVERINI, 1996).

Existem dois subgrupos principais de aços rápidos: os aços rápidos ao tungstênio (série T) e os aços rápidos ao molibdênio (série M), que serão discutidos de maneira mais detalhada na seção 3.3.

3.3 Aços rápidos

3.3.1 Composição química

Os aços rápidos são compostos em sua grande maioria por alto teor de carbono, percentuais de tungstênio da ordem de até 20%, molibdênio podendo atingir 8 a 9%, vanádio e cobalto (CHIAVERINI, 1996).

O elevado percentual de elementos de liga presentes na composição dos aços rápidos confere a estes a capacidade de formar carbonetos complexos adquirindo uma dureza superior a 63 HRC mediante tratamento térmico (KRAUSS, 1998).

O carbono presente nessa classe de aços ferramenta, em geral, está entre 0,70% a 1,30%. Em pequenos teores, são capazes de interferir na dureza no estado temperado, diminuindo-a e conseqüentemente abaixando a dureza também no estado revenido. A formação de carbonetos complexos é potencializada pelo aumento do percentual de carbono, conferindo maior dureza e melhorando a resistência ao desgaste dos aços ferramenta (CHIAVERINI, 1996). Percentuais mais elevados de carbono, no entanto, resultam em maior quantidade de austenita retida na estrutura após têmpera, o que requer temperatura e tempo de revenimento mais altas (CHIAVERINI, 1996).

A presença de tungstênio na composição química propicia a formação de carbonetos complexos de elevada dureza aos quais se deve a elevada resistência ao desgaste desses materiais (KRAUSS, 1998).

Substituindo parcialmente o tungstênio, o molibdênio, além de formar carbonetos complexos, possui menor peso atômico, o que possibilita, quando acrescentado na mesma proporção que o tungstênio, disponibilizar o dobro de átomos para se ligar ao aço (CHIAVERINI, 1996). Com isso, segundo CHIAVERINI (1996), 8 a 9,5% de molibdênio podem substituir cerca 18 a 20 % de tungstênio.

O teor de vanádio é diretamente relacionado com o percentual de carbono. Com a quantidade de carbono fixa, o vanádio a partir de determinado teor origina ligeira queda de dureza, devido à formação de ferrita (COUTINHO, 1992). Dessa forma, o carbono deve ter seu teor elevado proporcionalmente ao teor de vanádio inserido no aço, o que pode ser confirmado pela Tabela 9.

Tabela 9- Exemplos de composição química e características gerais dos aços rápidos para ferramentas.

Composição química (%)								Características Gerais				
AISI	C	Mn	Co	Cr	V	W	Mo	Profundidade de endurecimento	Tenacidade	Resistência ao desgaste	Dureza a quente	Usinabilidade
T1	0,75	0,3	-	4,0	1,0	18,0	0,7	grande	3	7	8	5
T2	0,8	0,3	-	4,0	2,0	18,0	0,6	grande	3	8	8	5
T5	0,8	0,3	8,0	4,0	2,0	18,0	0,8	grande	1	7	9	2
T15	1,5	0,3	5,0	4,0	5,0	12,0	0,5	grande	1	9	9	1
M1	0,85	0,3	-	4,0	1,0	1,5	8,5	grande	3	7	8	6
M2	0,85	0,3	-	4,0	2,0	6,0	5,0	grande	3	7	8	5
M6	0,8	0,3	12,0	4,0	1,5	4,0	5,0	grande	1	7	9	1

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI, 1996.

Assim como o tungstênio e o molibdênio, o vanádio forma carbonetos na estrutura dos aços rápidos, sendo os de dureza mais elevada encontrados nesse tipo de materiais para ferramentas. A Tabela 10 mostra a comparação da dureza dos carbonetos de vanádio encontrados em aços para ferramentas.

Tabela 10- Microdureza de carbonetos.

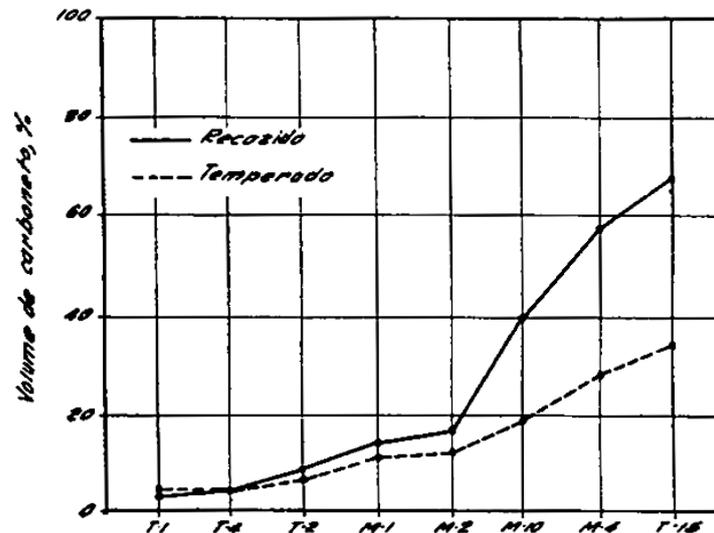
Material	Dureza (HRC)
Matriz de aço rápido	66,0
Carboneto de ferro-tungstênio-molibdênio em aço rápido	75,2
Carboneto de tungstênio em metal duro	82,5
Carboneto de vanádio em aço rápido de alto carbono e alto va	84,2

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI, 1996, p. 355.

A quantidade de carboneto de vanádio varia de acordo com o tipo de aço rápido e tratamento térmico ao qual o material é submetido conforme figura 3. Tal característica foi explorada passando a utilizar o vanádio para aumentar o rendimento do corte dos aços

rápidos, devido à sua melhor resistência ao desgaste, o que anteriormente ocorria apenas para efeito desoxidante (CHIAVERINI, 1996).

Figura 3- Porcentagem de carbonetos de vanádio em oito tipos de aços rápidos nas condições recozidas e temperadas

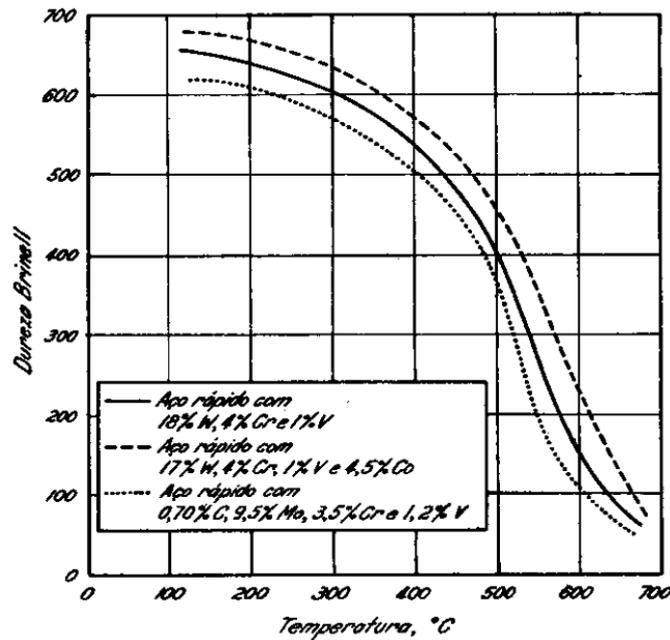


Fonte: (CHIAVERINI, 1996, p. 355).

A adição de cromo é em geral em teores próximos a 4% em peso, o que confere a melhor relação entre dureza e tenacidade nos aços rápidos (CHIAVERINI, 1996). Juntamente com o carbono, o cromo influencia diretamente a temperabilidade desses materiais, melhorando significativamente sua temperabilidade ao ar. Além disso, o cromo diminui a oxidação formação de carepas durante os tratamentos térmicos.

O cobalto inserido na estrutura dos aços rápidos dissolve-se significativamente, proporcionando aumento da dureza a quente, o que influencia diretamente a velocidade de corte nas operações de usinagem em altas temperaturas (CHIAVERINI, 1996). O gráfico da figura 4 demonstra a dureza a quente de dois aços sem adição de cobalto e um com adição, podendo-se observar que, à mesma temperatura, o aço contendo cobalto apresenta um maior valor de dureza Brinell.

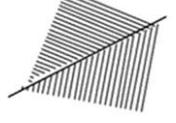
Figura 4- Comparação da dureza a quente de três aços rápidos de acordo com suas respectivas composições químicas.



Fonte: CHIAVERINI, 1996, p. 356

Os carbonetos presentes nos aços rápidos podem ser identificados por suas morfologias e sua localização no aço, como demonstrados na Tabela 11.

Tabela 11-Morfologia, composição química e localização dos principais tipos de carbonetos encontrados nos aços rápidos.

Tipo de Carboneto	Morfologia	Composição química	Localização
MC	 Globular Grossa Isolada ou associada	Principal: V Secundária: Mo, W, Cr	Dentro ou no contorno do grão, associado com M_7C_3
M_2C	 Ascicular (agulhas) ou lamelar Associadas	Principal: Mo, W Secundária: Cr, Fe, V	Entre as dendritas
M_6C	 Lamelas finas (espinha de peixe) Associadas	Principal: Mo, W Secundária: Cr, Fe, W, V	Regiões resfriadas bruscamente (até 5 mm da superfície)
M_7C_3	 Lamelas espessas (espinha de peixe) Associadas	Principal: Fe, Cr Secundária: Mo, V, W	Entre as dendritas
$M_{23}C_6$	 Pequenos glóbulos Isoladas	Principal: Cr, Fe Secundária: Mo, W, V	Distribuídos homogeneamente na matriz

Fonte: Vitry et al (2012).

O carboneto de vanádio, cuja fórmula é V_8C_7 , é geralmente denominado MC. Já o cromo forma carbonetos geralmente do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$. O tungstênio, assim como o molibdênio, forma carbonetos do tipo M_2C ou M_6C , com dureza elevada permitindo o endurecimento secundário dos aços rápidos (VITRY et al, 2012).

Demais elementos de liga, presentes em teores mais baixos ou residuais na estrutura dos aços rápidos, estão relacionados na tabela 12.

Tabela 12- Efeitos de elementos de liga presentes nos aços rápidos em teores baixos ou residuais.

Elemento	Efeitos
Silício e Manganês	Teores em torno de 0,35%. Teores mais altos favorecem trincamento durante o tratamento térmico
Níquel	Limitado a 1% ou 2% Acima de 2% tende a estabilizar austenita . Favorece a descarbonetação.
Alumínio	Adicionado até 1% para substituir W e Mo, mas há risco de formação de alumina.
Tântalo	Aumenta a dureza a quente. Acima de 6% torna o aço pouco temperável pela formação de carbonetos estáveis Aumenta o endurecimento secundário e eleva para 650°C a temperatura do pico de dureza
Nióbio	Aumenta o efeito de endurecimento secundário.
Titânio	Adicionado para refino de grão e melhoria da tenacidade.
Selênio	Adicionado para melhoria da usinabilidade
Nitrogênio	Teor em torno de 0,035% para melhorar a dureza a quente e inibir o crescimento de grão austenítico.

Fonte: Adaptado de COUTINHO, 1992, p. 295.

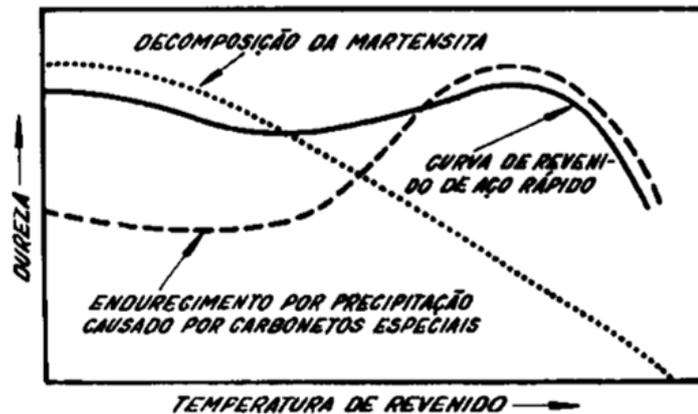
3.3.2 Propriedades dos aços rápidos

A capacidade de corte, que é a principal característica dos aços rápidos, relaciona-se diretamente com a dureza do material, principalmente a temperaturas elevadas (CHIAVERINI, 1996). O material deve resistir ao amaciamento a altas temperaturas retendo sua capacidade de corte (COUTINHO, 1992).

A compreensão da dureza a quente pode ser relacionada a alguns fatores associados à constituição do material. Na condição temperada, o aço rápido é constituído por martensita, austenita retida e carbonetos residuais e os elementos de liga compõem tanto a martensita quanto os carbonetos residuais (CHIAVERINI, 1996).

Após o revenimento do aço, a dureza é alterada, o que é exemplificado na figura 5. Nela são comparadas as durezas de um aço comum, um aço endurecível por precipitação e um aço rápido de acordo com o aumento da temperatura de revenimento.

Figura 5- Curvas de revenimento comparando as durezas de aço comum, um aço endurecível por precipitação e um aço rápido



Fonte: CHIAVERINI, 1996, p. 357

Observa-se que no aço comum, o aumento da temperatura ocasiona uma queda considerável da dureza, o que se deve à decomposição da martensita. No aço endurecível por precipitação, o aumento da temperatura de revenimento acarreta a precipitação de compostos de dureza elevada, o que aumenta a dureza do material. Quando se analisa o aço rápido, é observado que em temperaturas mais baixas ele se comporta de forma semelhante ao aço comum, no entanto, de acordo com o aumento da temperatura ele se assemelha aos aços endurecíveis por precipitação.

Esse endurecimento, denominado por CHIAVERINI (1996) como “endurecimento secundário”, que ocorre em aços de alta liga e a temperaturas em torno de 550 a 565 °C, comum em aços rápidos, deve-se a dois processos: no resfriamento do revenimento, a austenita retida se transforma em martensita em temperaturas na faixa de 540 e 590 °C e a precipitação de carbonetos de elementos de com morfologia fina constituídos por vanádio, molibdênio e tungstênio, que se formam em temperaturas de revenimento entre 480 e 650°C.

Na tabela 13 são apresentados alguns tipos de aços rápidos com seus respectivos valores de dureza à temperatura ambiente e em temperaturas de revenimento diferentes.

Tabela 13- Dureza a quente de alguns tipos de aços rápidos.

Tipo	Dureza Rockwell C			
	A temperatura ambiente	A 593 °C	A 620°C	A 635°C
M1	66	63	57,5	-
M2	65,5	62,5	58,0	58,5
M3	66	62,5	58,5	-
M10	65,5	62	57	-
M35	66,5	63	57,5	-
T1	66	62,5	57,5	-
T2	65,5	63	59,5	59
T9	66	64	61,5	60
T4	66	64	57,5	-
T5	65,5	63	60	59,5

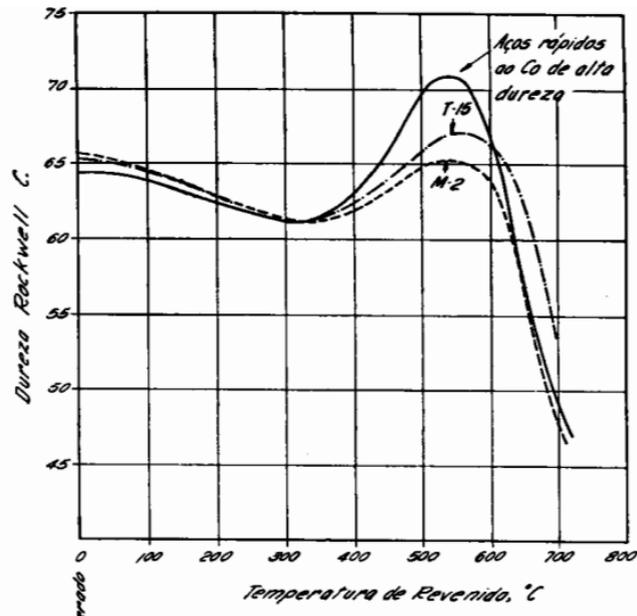
Fonte: Adaptado de CHIAVERINI, 1996, p. 358.

A figura 6 mostra a comparação das curvas de revenimento do aços rápidos M2 , T15 e ao cobalto de alta dureza.

A resistência ao desgaste do aço rápido está diretamente relacionada com a capacidade de corte da ferramenta, propriedade esta que depende da composição química e da dureza dos carbonetos formados e pelo volume dos carbonetos de liga em excesso. Para melhorar a resistência ao desgaste, os teores de carbono e vanádio são aumentados para facilitar a formação de carbonetos de vanádio, que apresentam elevada dureza (CHIAVERINI, 1996).

Além da manutenção da dureza a quente e a resistência ao desgaste, a tenacidade é outra propriedade de fundamental importância nos aços rápidos. O material deve ter resistência elástica o suficiente para suportar a deformação permanente. (CHIAVERINI, 1996).

Figura 6- Efeito da temperatura de revenimento na dureza dos tipos de aços rápidos ao cobalto de alta dureza comparado ao T15 e M2.



Fonte: CHIAVERINI, 1996.

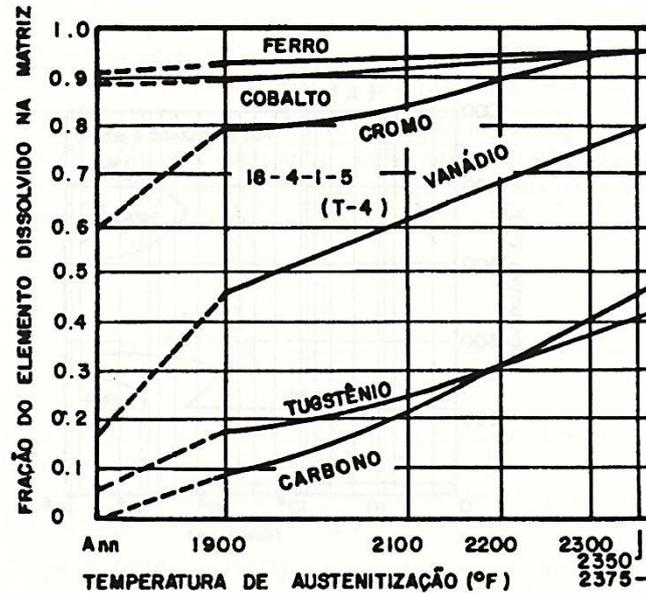
3.3.3 Tratamento térmico dos aços rápidos

Os aços rápidos são materiais de usinagem complexa, acarretando o aparecimento de tensões residuais consideráveis. Devido a esta característica, faz-se necessário um recozimento subcrítico, com temperaturas entre 680 a 700 °C, em atmosfera controlada, e o material é retificado após o resfriamento lento em banho de sal. O objetivo é aumentar a estabilidade dimensional da peça para posterior austenitização para têmpera, no entanto, o elevado custo desse processo o torna aplicável apenas em peças altamente complexas que exijam altíssima estabilidade dimensional. (COUTINHO, 1992).

A faixa de temperatura de austenitização dos aços rápidos deve ser altamente controlada para garantir a proporção entre carbonetos dissolvidos e não dissolvidos e o percentual de carbono esperado na austenita. O aquecimento na austenitização deve ser lento, devido à baixa condutividade térmica dos aços rápidos, com um pré-aquecimento na faixa de 750 a 850 °C. Após um tempo de encharque pequeno a 1100 °C, o material é levado rapidamente à temperatura de austenitização o que ocorre para os aços da série M na ordem de 1170 a 1240 °C e para a série T entre 1250 a 1290 °C (COUTINHO, 1992).

O material é mantido na temperatura final de austenitização apenas o tempo necessário para a dissolução de carbonetos e para minimizar o crescimento de grão (COUTINHO, 1992). A figura 7 exemplifica a distribuição dos elementos de liga entre os carbonetos e a matriz austenítica em função da temperatura de austenitização.

Figura 7- Distribuição dos elementos de liga do aço T4 entre os carbonetos e a matriz austenítica em função da temperatura de austenitização



Fonte: COUTINHO, 1992, p. 297.

Os aços rápidos possuem excelente temperabilidade, podendo ser temperáveis ao ar ou em óleo. Geralmente a têmpera dos aços rápidos é feita pelo método de têmpera interrompida. Esse processo consiste em retirar a peça do forno e mantê-la ao ar por um período de tempo ideal para que a ferramenta perca o brilho causado pela temperatura elevada, seguido do resfriamento em óleo (COUTINHO, 1992).

A estrutura formada após o processo de têmpera é baseada em uma matriz martensítica com teor elevado, entre 15 a 30%, de austenita retida e carbonetos. Essa constituição é altamente susceptível a trincas devido ao elevado nível de tensões internas na peça e possui estabilidade dimensional reduzida, sendo necessária a etapa de revenimento para corrigir esses excessos (COUTINHO, 1992).

De acordo com CHIAVERINI (1996), o revenimento em aços rápidos pode ser tratado em quatro etapas e a sequência de transformações da estrutura temperada em função da temperatura será explicada a seguir.

Inicialmente a dureza é reduzida ao mesmo tempo em que a martensita perde sua tetragonalidade e se decompõe em martensita cúbica com o aumento da temperatura (de ambiente até 270 °C) pela precipitação progressiva de carbonetos extremamente finos. Tais carbonetos, por sua vez, serão dissolvidos com o aparecimento da cementita na faixa de temperatura de 300 a 400 °C. A austenita retida permanece aparentemente inalterada.

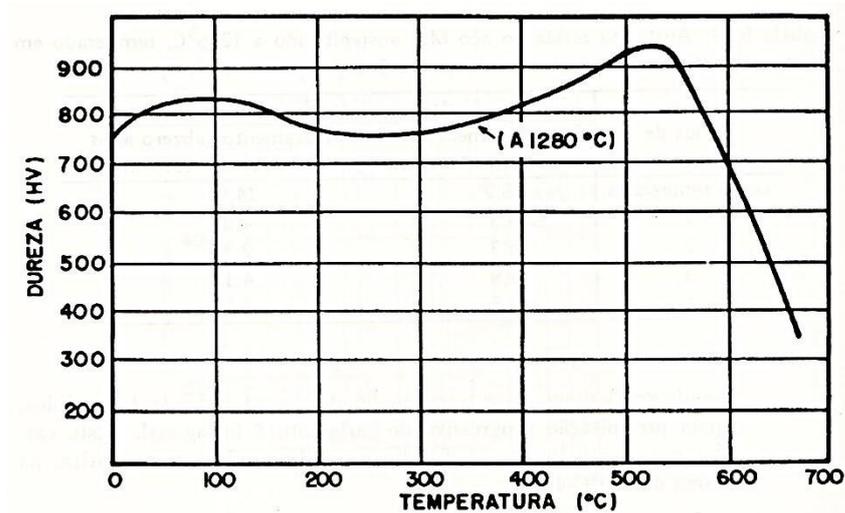
No segundo estágio ocorre uma redissolução da cementita e a formação de carbonetos, o que ocasiona o endurecimento secundário por precipitação da estrutura do material. Esta etapa acontece em temperaturas entre 400 e 570 °C.

Na terceira etapa, o principal acontecimento é a transformação da austenita retida no resfriamento, originada da precipitação de carbonetos de liga da austenita, favorecendo a formação da martensita (recém formada).

No quarto estágio, carbonetos são dissolvidos e ocorre a precipitação e coalescimento de outros tipos de carbonetos, resultando em perda de dureza na faixa de 620 a 650 °C.

A figura 8 mostra a variação da dureza em um aço rápido ao tungstênio com a temperatura de revenimento.

Figura 8- Variação da dureza do aço T1 com a temperatura de revenimento.



Fonte: COUTINHO, 1992, p. 300.

3.4 Características Gerais das Operações de Usinagem aplicadas aos aços rápidos

Ferraresi (2006) define a usinagem como um processo de trabalho de materiais cujas operações conferem à peça a forma, dimensões ou acabamento, combinados ou separadamente, produzindo cavaco. Dentre os processos de operações de usinagem os principais são o torneamento, aplainamento, furação, mandrilhamento, fresamento, serramento, brochamento, e retificação.

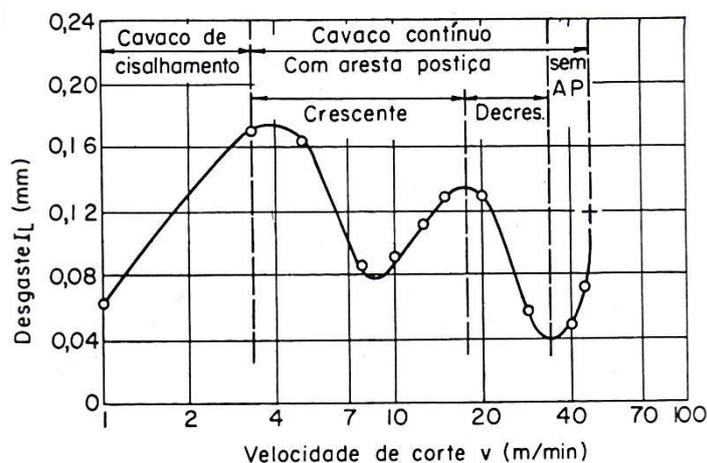
O cavaco é a parte do material que a ferramenta retira, de forma geométrica irregular, influenciado por fatores como o “recalque, a aresta de corte a caracterização da superfície de saída da ferramenta e a formação periódica” (MACHADO *et al* , 2011).

As ferramentas de corte utilizadas nas operações de usinagem são geralmente confeccionadas de aços rápidos que suportem as condições de trabalho nas quais serão submetidas. Os parâmetros que interferem na vida útil das ferramentas de corte contemplam a velocidade de corte, o avanço, a geometria da ferramenta e os materiais da peça a ser usinada e da ferramenta de corte (FERRARESI, 2006).

As velocidades de corte na usinagem utilizando as ferramentas de aço rápido atingem valores usuais na ordem de 45 m/min e geram três tipos de cavacos: o de cisalhamento, o contínuo com aresta postiça de corte e o contínuo sem aresta postiça de corte. A formação destes diferentes tipos de cavacos interfere no grau de deformação do material, gerando condições distintas nas áreas de contato o que acarreta mecanismos de desgaste diferentes. (MACHADO *et al.*, 2011).

A figura 9 mostra uma curva de desgaste de um aço rápido de acordo com a velocidade de corte empregada. Podem ser observados dois principais pontos de desgaste máximo da ferramenta, em 4 e 18 m/min, que podem ser diretamente relacionados ao tipo de cavaco formado. Segundo Ferraresi (2006), o cavaco de cisalhamento se forma nas faixas de velocidade em questão, coincidindo os valores máximos com o início do surgimento da aresta postiça de corte.

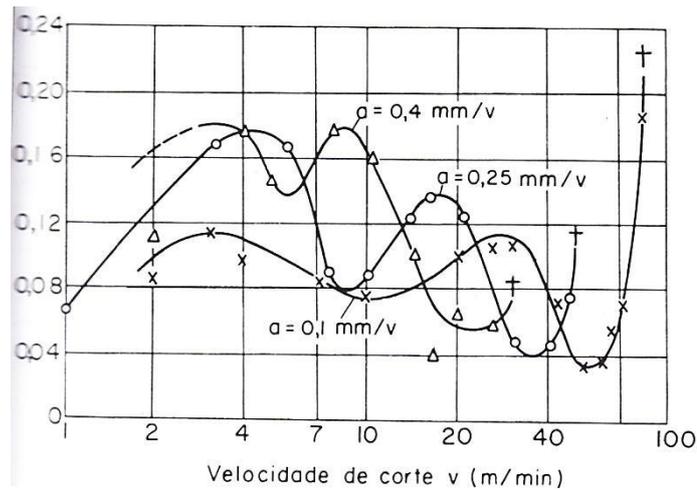
Figura 9- Desgaste da superfície de folga em função da velocidade de corte de um aço Ck 53 N



Fonte: FERRARESI, 2006, p. 411.

Ferraresi (2006) observa que o avanço da ferramenta de corte interfere de maneira que o seu aumento desloca os valores de desgaste máximos e mínimos para velocidades de corte mais baixas e que os valores mais elevados de desgaste aumentam com o avanço, devido à influência na aresta de corte postiça. A figura 10 mostra a influência do avanço sobre o desgaste da superfície de folga de um aço rápido.

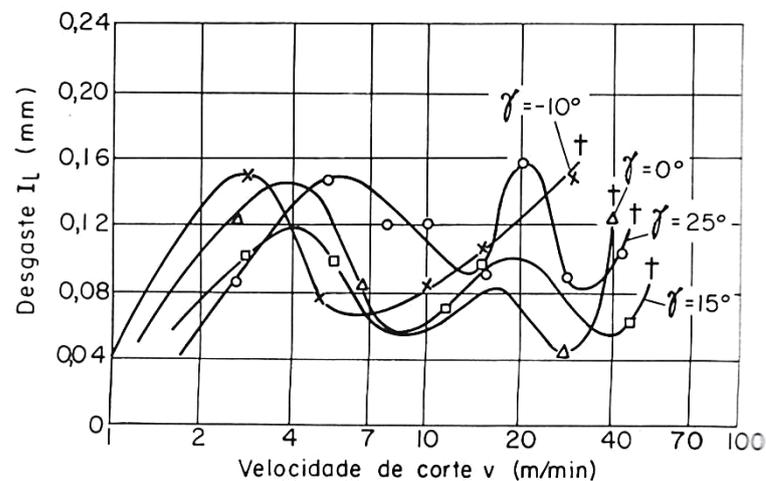
Figura 10- Influência do avanço sobre o desgaste da superfície de folga do material



Fonte: FERRARESI, 2006, p.413.

Na figura 11 observa-se o deslocamento das curvas de desgaste-velocidade para a direita com o aumento do ângulo de saída da ferramenta.

Figura 11- Influência do ângulo de saída sobre o desgaste da superfície de folga e de saída da ferramenta

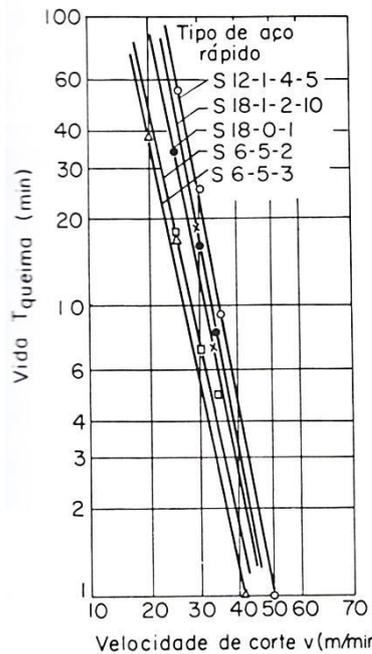


Fonte: FERRARESI, 2006, p.414.

A geometria da aresta cortante da ferramenta exerce influência direta nas deformações e forças de atrito provenientes da formação do cavaco e na transmissão de calor no gume cortante. Ferraresi (2006) observa que utilizando um “ângulo de saída negativo a ferramenta de corte se desgasta antes de atingir o segundo ponto de máximo”, o que se deve as condições de temperatura e solicitações mecânicas às quais a ferramenta está submetida.

Os aços rápidos com percentuais de tungstênio mais altos apresentam uma maior vida útil em relação aos aços rápidos ligados ao tungstênio e ao molibdênio. Isso ocorre devido a uma maior resistência térmica dos materiais com teores mais elevados de tungstênio e cobalto. Por outro lado, os aços à base de tungstênio e molibdênio com teores de vanádio apresentam melhor resistência à abrasão em temperaturas relativamente baixas (FERRARESI, 2006). A figura 12 mostra as curvas de vida de cinco aços rápidos e a tabela 14 suas respectivas composições químicas podendo ser comparados os critérios de queima entre eles.

Figura 12- Curvas de vida de cinco tipos de aços rápidos de acordo com o critério de queima da ferramenta



Fonte: FERRARESI, 2006, p. 417.

Tabela 14- Composição química dos aços rápidos comparados na figura 12.

Composição dos aços rápidos (%)					
Tipo	W	V	Cr	Co	Mo
S12-1-4-5	12	1	4	5	-
S18-1-2-10	18	1	2	10	-
S18-0-1	18	0	1	-	-
S6-5-2	6	2	-	-	5
S6-5-3	6	3	-	-	5

Fonte: FERRARESI, 2006, p. 417.

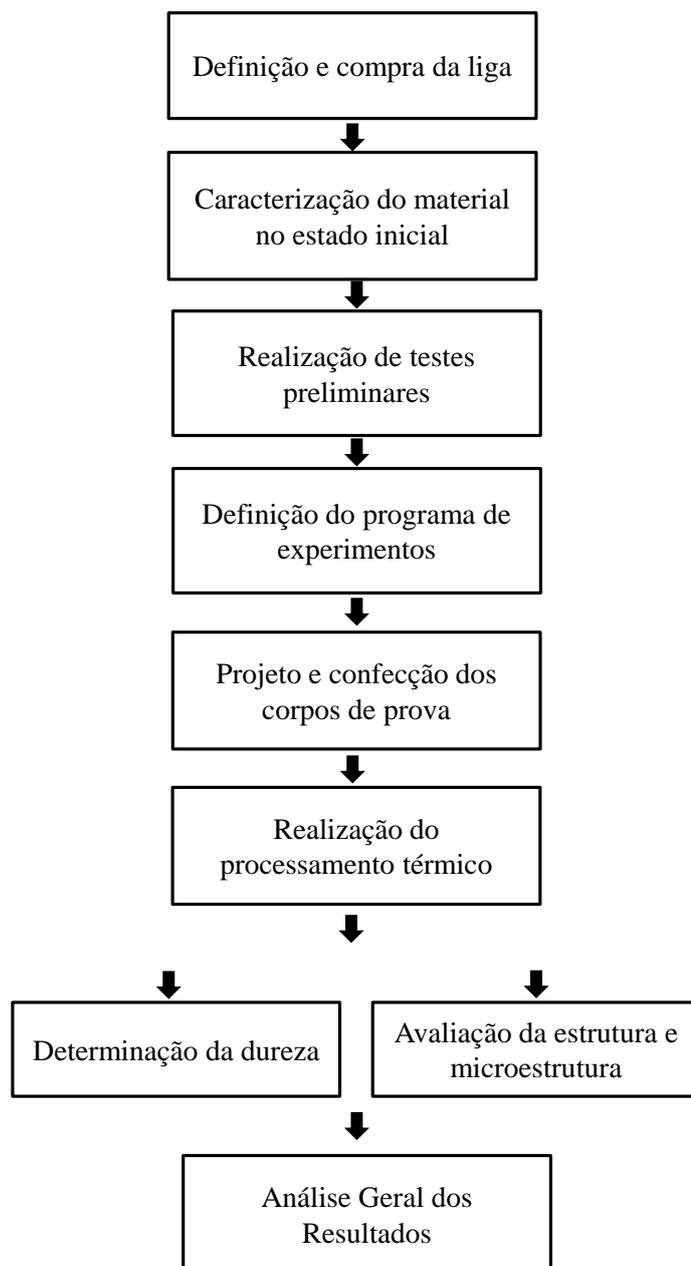
4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1. Características Gerais do Trabalho Desenvolvido

Conforme mencionado no item relativo aos objetivos do trabalho, pretendeu-se avaliar os efeitos dos parâmetros de processamento térmico no na dureza e microestrutura desenvolvida subsequente de um aço ferramenta, o aço rápido AISI M2.

A representação esquemática das etapas de desenvolvimento do trabalho é apresentada no fluxograma da figura 13.

Figura 13- Fluxograma das etapas previstas para o trabalho desenvolvido.



Fonte: Produzido pelo autor.

Inicialmente foi realizada a escolha do tipo específico de aço ferramenta investigado, em termos de grupo geral e composição química, e a compra do mesmo, momento no qual foi observada a disponibilidade relativa às dimensões comerciais e aquelas necessárias para a realização dos experimentos.

Em seguida, foi conduzida a caracterização inicial da liga metálica, envolvendo análise ou confirmação da composição química fornecida pelo fabricante, avaliação estrutural e microestrutural e obtenção das propriedades mecânicas. Na etapa seguinte, testes preliminares foram realizados, a partir dos parâmetros de tratamentos térmicos recomendados no catálogo do fabricante ou na literatura, e as peças submetidas aos mesmos tiveram suas propriedades mecânicas e características estruturais avaliadas. O objetivo dessa fase foi facilitar a elaboração do programa final de experimentos.

A definição dos experimentos propriamente dita envolveu a elaboração de uma matriz de testes de tratamentos térmicos envolvendo a análise de parâmetros diversos. Corpos de prova adequados para cada tipo de análise foram preparados e confeccionados e os tratamentos térmicos foram conduzidos considerando os parâmetros escolhidos. Posteriormente aos mesmos, foram realizadas etapas para a determinação da dureza, a caracterização estrutural e microestrutural, observando as fases e os constituintes desenvolvidos.

4.2. Material

O material utilizado foi um aço rápido equivalente ao AISI M2, cuja especificação técnica foi apresentada na tabela 15. O controle da composição química foi realizado através de análise por fluorescência de raios-x, utilizando curva de calibração genérica para metais. Neste caso, o equipamento empregado foi um espectrofotômetro *Shimadzu* modelo 720, lotado no Laboratório de Caracterização do Departamento de Engenharia de Materiais, demonstrado na Figura 14.

Tabela 15- Composição química informada pelo fornecedor do aço rápido equivalente ao AISI M2.

Carbono	Cromo	Molibdênio	Vanádio	Tungstênio
0,9%	4,1%	5,0%	1,9%	6,4%

Fonte: Schomolz – Bickenback

No decorrer do trabalho, o material utilizado será tratado apenas como AISI M2, para facilitar a exposição e discussão do assunto.

Figura 14- Espectrofotômetro Shimadzu modelo 720



Fonte: Produzido pelo autor.

4.3. Tratamentos térmicos

As condições de têmpera definidas para a execução do trabalho foram baseadas nas informações dos parâmetros de tratamento térmico descritas pelo fabricante, conforme Tabela 16.

Tabela 16- Condições de têmpera para o aço rápido equivalente ao AISI M2.

Temperatura	Resfriamento
Entre 1190°C e 1230°C	óleo pré-aquecido e ar

Fonte: Schomolz – Bickenback

A partir dessas informações foram conduzidos tratamentos térmicos de têmpera com parâmetros diversos, utilizando condições distintas de temperatura, tempo de encharque e meio de resfriamento, com o intuito de obter microestruturas distintas que pudessem ser comparadas e analisadas. Foram realizadas 24 condições de tratamento térmico conforme tabela 17.

Tabela 17- Condições de tratamento térmico utilizadas variando temperatura, tempo de encharque e meio de resfriamento.

Temperaturas	Tempos de encharque	Meios de resfriamento
1000°C	10 min	Ar
1100°C	20 min	óleo
1200°C	40 min	
	60 min	

Fonte: Produzido pelo Autor

Esses experimentos foram realizados em forno elétrico da marca *Magnus* com controle digital de temperatura (Figura 15), disponível no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais.

Figura 15- Forno elétrico *Magnus* utilizado nos tratamentos térmicos das amostras.



Fonte: Produzido pelo autor

4.4. Ensaios de Dureza

A análise da dureza foi realizada através de testes de microdureza, possibilitando a avaliação do efeito dos parâmetros de tratamento térmico nessa propriedade. Foi empregado o microdurômetro Vickers da marca *Shimadzu* modelo 2T, lotado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais (Figura 16).

Foram realizadas 10 análises de dureza em cada amostra, com carga de 0,5Kgf de forma a avaliar de maneira geral a estrutura. Ressalta-se que, apesar de tratar-se de um equipamento de microdureza, a carga escolhida foi tal que os ensaios foram realizados em porções significativas do material, envolvendo diversos pacotes de martensita, carbonetos, dentre outros. Dessa forma, foi considerado que os resultados seriam similares aos de experimentos de macrodureza. Por outro lado, a análise pontual da dureza dos constituintes foi impossibilitada devido à ampliação disponível no microscópio do microdurômetro não permitir que a marcação impressa sobre a superfície do material fique delimitada totalmente na região de interesse.

Figura 16- Durômetro Vickers marca *Shimadzu* modelo 2T empregado no trabalho rabalho.



Fonte: Produzido pelo autor

4.5.Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural envolveu a análise através de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-x do material no seu estado inicial e nas 24 condições de tratamento térmico às quais foi submetido. Durante a etapa da preparação metalográfica das amostras, foi utilizada a infraestrutura do Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais.

As análises metalográficas permitiram observar de maneira detalhada a microestrutura do material, os constituintes e a morfologia resultante dos tratamentos térmicos empregados. As amostras foram preparadas com embutimento a frio com acrílico autopolimerizante, após corte com disco abrasivo utilizando meio refrigerante. Posteriormente, foram lixadas em lixas de granulometria #240, #320, #400 e #600 e polidas com pasta de diamante de 9 μ m e 3 μ m. O ataque químico conduzido utilizou como reagente Nital 5%, composto por 5% de ácido nítrico em 95% de álcool etílico (ASM HANDBOOK, 2004).

A difração de raios-X foi realizada em um difratômetro com alvo metálico de cobre da marca *Shimadzu* modelo XRD-7000 (Figura 18), com ângulo de varredura entre 10° a 100° e passo de 0,02s⁻¹. Para esse ensaio, as amostras foram preparadas apenas com o lixamento das peças no estado inicial e tratadas termicamente.

Os equipamentos específicos para análise final das peças foram o microscópio óptico *Fortel* (Figura 17.a), o microscópio eletrônico de varredura *Shimadzu* (Figura 17.b) e o difratômetro de raios-x *Shimadzu* XR-7000 (Figura 18).

Figura 17- Microscópio ótico Fortel (a) e Microscópio eletrônico de varredura Shimadzu (b)



(a)



(b)

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 18- Difratorômetro de raios-X marca Shimadzu empregado na caracterização microestrutural das amostras.



Fonte: Produzido pelo autor.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Análise do Aço AISI M2 no Estado Inicial

Os resultados referentes à análise quantitativa da composição química do material, realizados por fluorescência de raios-x, estão dispostos na Tabela 18. Devido ao fato de que a técnica utilizada para esta análise não detectou elementos químicos de números atômicos inferiores a 11, não foi possível quantificar o teor de carbono presente no aço estudado.

Quanto aos teores dos demais elementos de liga, verificou-se que os resultados obtidos se aproximam da composição química declarada pelo fornecedor, conforme Tabela 15, excetuando-se pelo teor de molibdênio, que se mostra quase 1 % superior ao informado e de tungstênio, que por sua vez se apresentou com uma variação de mais de 1% a menos em relação ao informado.

Tabela 18- Análise quantitativa da composição química do Aço AISI M2.

Fe	Mo	W	Cr	S	V	Ca	Mn	Cu	Ni
80,36%	5,98%	5,05%	4,16%	1,89%	1,77%	0,33%	0,31%	0,08%	0,07%

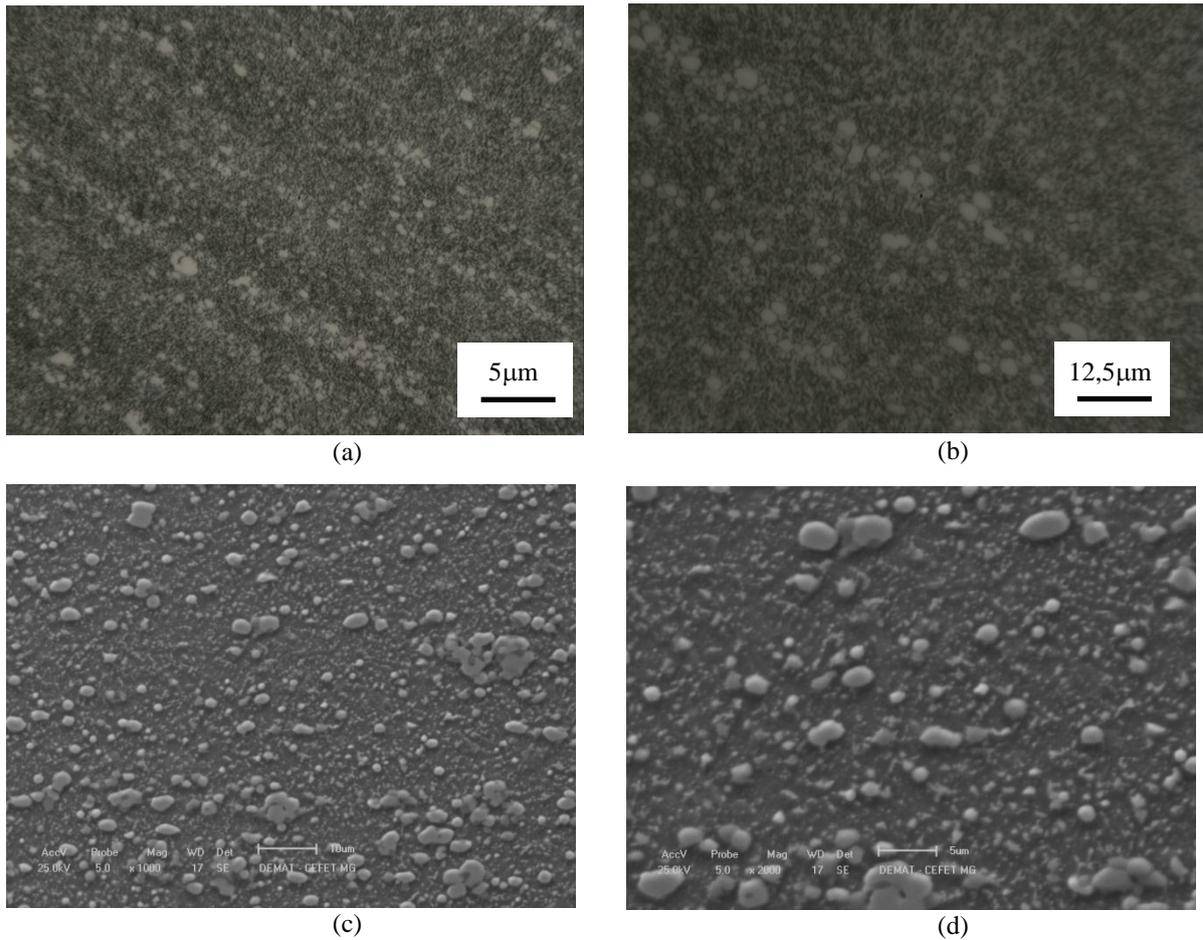
Fonte: Produzido pelo autor

Na figura 19 podem ser observadas as fotomicrografias obtidas por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura do aço AISI M2 no estado inicial. Nota-se uma estrutura com maciça presença de carbonetos (pontos claros) dispersos sobre uma matriz de ferrita, o que vai a encontro do informado pelo ASM HANDBOOK (2004).

Os resultados dos ensaios de dureza Vickers do material no estado como recebido levaram a uma média de 262 HV, com um desvio padrão (σ) de 15,08 entre as medições.

Na figura 20 é apresentado o difratograma da amostra no estado inicial. Os picos característicos do aço AISI M2 com a presença de carbonetos (**C**), de ferrita (**F**) e de austenita retida (**A**) podem ser observados, resultado que reitera o estudado por Akbari et al (2010), Dobrzanski et al (2004) e Moon et al, (2008).

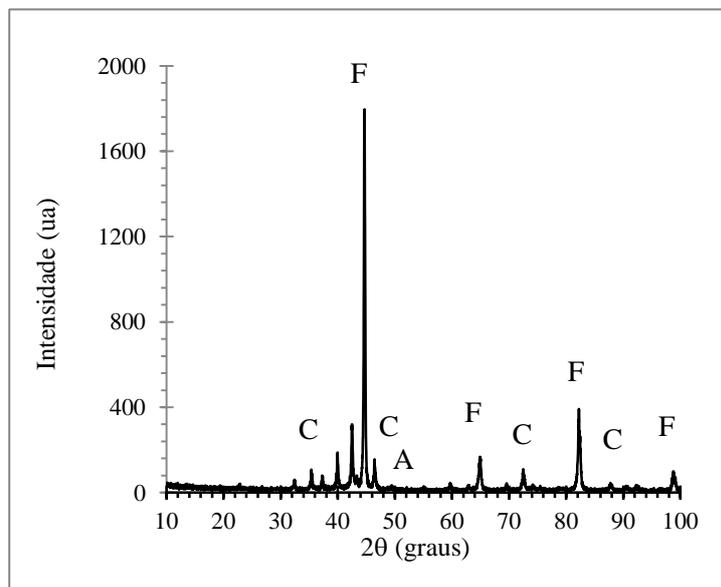
Figura 19- Fotomicrografias do Aço AISI M2 no estado inicial



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV).

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 20- Difratoograma do aço AISI M2 no estado inicial.



Fonte: Produzido pelo autor.

5.2 Análise da dureza desenvolvida pelo aço AISI M2 após tratamentos térmicos

Os resultados de dureza do aço AISI M2 após ser submetido a tratamentos térmicos distintos estão dispostos na Tabelas 19, 20 e 21, de acordo com as temperaturas aplicadas: 1000°C, 1100°C e 1200°C, respectivamente.

Tabela 19- Dureza Vickers das amostras tratadas termicamente a 1000°C com tempos de 10, 20, 40 e 60 minutos de encharque em meios de resfriamento ar e óleo.

PARÂMETROS		DUREZA VICKERS		
TEMPERATURA	TEMPO(MIN)	MEIO	MÉDIA	σ
1000°C	10	AR	567	24,08
		ÓLEO	723	21,68
	20	AR	658	24,42
		ÓLEO	545	17,08
	40	AR	521	18,47
		ÓLEO	633	24,07
	60	AR	642	41,10
		ÓLEO	501	17,46

Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 20- Dureza Vickers das amostras tratadas termicamente a 1100°C com tempos de 10, 20, 40 e 60 minutos de encharque em meios de resfriamento ar e óleo.

PARÂMETROS		DUREZA VICKERS		
TEMPERATURA	TEMPO(MIN)	MEIO	MÉDIA	σ
1100°C	10	AR	571	17,88
		ÓLEO	639	19,82
	20	AR	574	57,83
		ÓLEO	705	24,22
	40	AR	224	21,45
		ÓLEO	222	12,74
	60	AR	217	25,03
		ÓLEO	291	27,40

Fonte: Produzido pelo autor.

Tabela 21- Dureza Vickers das amostras tratadas termicamente a 1200°C com tempos de 10, 20, 40 e 60 minutos de encharque em meios de resfriamento ar e óleo.

PARÂMETROS			DUREZA VICKERS	
TEMPERATURA	TEMPO(MIN)	MEIO	MÉDIA	σ
1200°C	10	AR	853	42,96
		ÓLEO	625	62,04
	20	AR	651	10,74
		ÓLEO	712	64,60
	40	AR	215	33,29
		ÓLEO	219	8,29
	60	AR	252	22,15
		ÓLEO	799	60,46

Fonte: Produzido pelo autor.

Observa-se que não há uma tendência clara que possa relacionar a temperatura utilizada, o tempo de encharque e o meio de resfriamento utilizado com os valores de dureza Vickers encontrados. Pode-se considerar também que, para algumas situações, especialmente para a temperatura de 1200°C, a dureza do material varia significativamente entre as medições realizadas, visto os altos valores de desvio padrão apresentados.

Nas condições apresentadas na Figura 21, relativas à têmpera ao ar, observa-se que nas amostras tratadas termicamente a 1000°C, o maior valor de dureza apresentado foi com tempo de encharque de 20 min, seguido por 60 min, 10 min e 40 min, respectivamente.

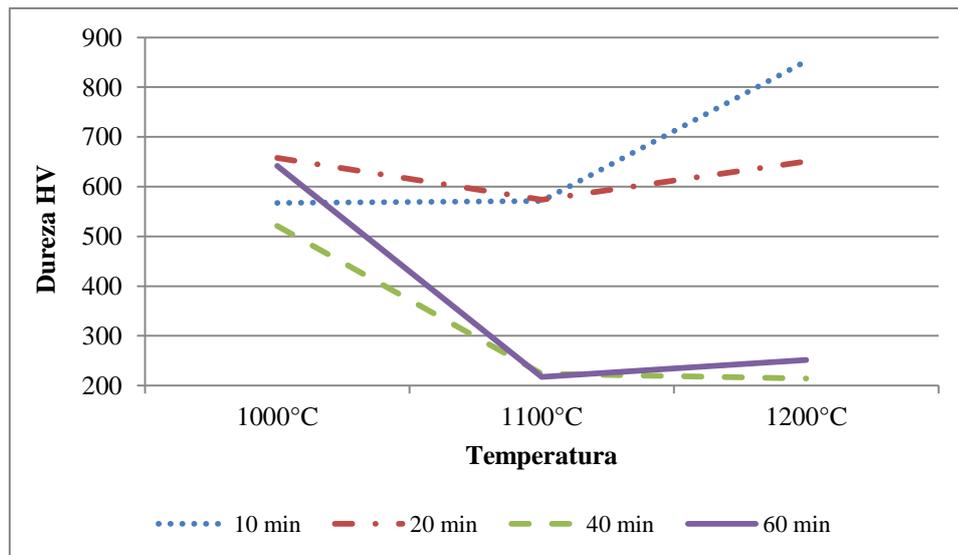
Na temperatura de 1100°C, as condições de t=10 min e t=20 min mantiveram um valor de dureza próximo ao exibido em 1000°C, com uma queda discreta, no entanto, nas condições de t=40 min e t=60 min apresentaram uma queda significativa nos valores de dureza.

Utilizando a temperatura de 1200°C, com resfriamento ao ar, o tempo de encharque de 10 minutos apresenta o maior valor de dureza encontrado dentre todas as condições de tratamento aplicadas. No entanto com o aumento do tempo de encharque até 40 minutos, ocorre uma diminuição do valor que finalmente apresenta um aumento discreto no tempo de 60 minutos.

Dessa forma, de maneira geral, para os tratamentos térmicos conduzidos com resfriamento ao ar, observa-se uma tendência de queda nos valores de dureza com o aumento de temperatura de austenitização de 1000°C para 1100°C e depois uma elevação nos valores da propriedade mencionada. Em relação ao tempo de encharque, no entanto, não foi possível

verificar um comportamento geral. Acredita-se que esses resultados estão associados à combinação de presença ou dissolução de carbonetos e maiores ou menores quantidades de martensita essa, por sua vez, com teores mais acentuados ou não de carbono, de acordo com a quantidade de carbono e elementos de ligas em solução sólida.

Figura 21- Gráfico comparativo das durezas apresentadas das amostras resfriadas ao ar em relação ao tempo de encharque.



Fonte: Produzido pelo autor.

Na figura 22 são apresentados os resultados de dureza referentes às amostras resfriadas em óleo. Observa-se que nas amostras tratadas termicamente a 1000°C o valor de dureza para $t=10$ min se apresenta maior quando comparado aos demais tempos de encharque, seguidos respectivamente de $t=40$ min, $t=20$ min e $t=60$ min.

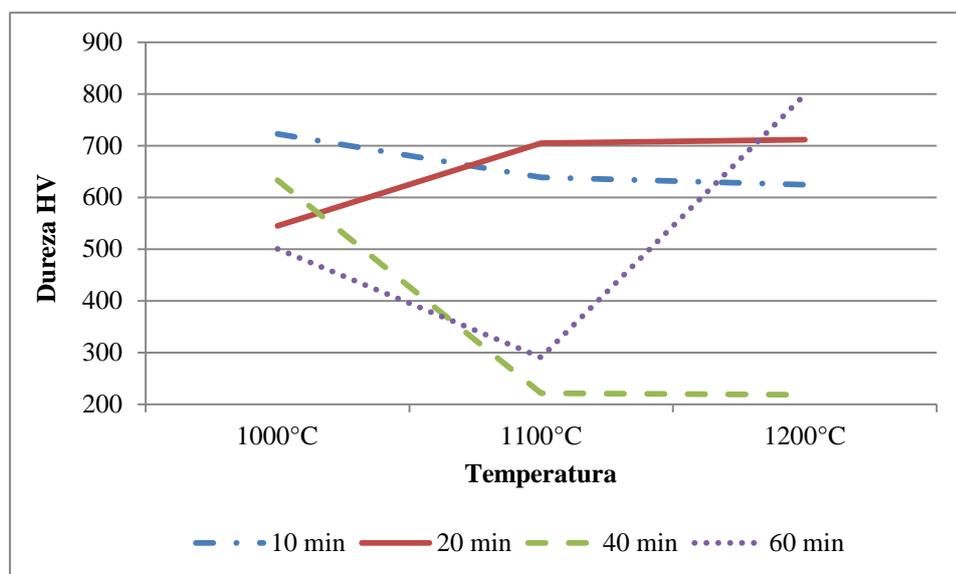
Nas amostras tratadas a 1100°C e resfriadas em óleo a dureza da condição $t=20$ min foi caracterizada por um aumento, enquanto que para $t=10$ min, uma ligeira queda. As condições de $t=40$ min e $t=60$ min seguem a mesma tendência que nas resfriadas ao ar, apresentando uma queda significativa nos valores de dureza.

Em 1200°C, para $t=10$ min e $t=20$ min, os valores de dureza foram praticamente mantidos em relação ao mesmo tempo de encharque utilizando a temperatura de 1100°C, o mesmo ocorrendo para $t=40$ min. Já nas amostras mantidas por 60 minutos no forno, observou-se um aumento substancial, variando cerca de 500HV em relação a $t=40$ min.

De maneira geral, os maiores valores de dureza foram obtidos nos tempos de 10 minutos e 20 minutos de encharque, destacando-se para esta última condição uma variabilidade menor dentre todos os valores de dureza apresentados.

No entanto, o tempo de 40 minutos apresentou os menores valores de dureza nas temperaturas de 1100°C e 1200°C, dados estes, inferiores até mesmo ao obtido do material no estado inicial, ou seja, sem ser submetido a tratamentos térmicos. Ao analisar os resultados de dureza obtidos para o tempo de 60 minutos de encharque destaca-se que as amostras tratadas a 1100°C, em ambos os meios de resfriamento, e a 1200°C resfriadas ao ar, apresentaram valores de dureza abaixo de 300HV.

Figura 22- Gráfico comparativo das durezas apresentadas das amostras resfriadas em óleo em relação ao tempo de encharque.



Fonte: Produzido pelo autor.

5.3 Análise das microestruturas desenvolvidas pelo aço AISI M2 após tratamentos térmicos

As microestruturas desenvolvidas após as diversas condições de tratamento térmico, dispostas na Tabela 16, aplicadas ao aço AISI M2, são demonstradas nas figuras 23 a 46. Associadas a essas fotomicrografias são apresentados também os difratogramas para cada condição de processamento.

De maneira geral, as microestruturas das amostras obtidas por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura se apresentam com uma estrutura martensítica e acentuada presença de carbonetos dispersos sobre a matriz.

A morfologia dos carbonetos pode ser analisada através das fotomicrografias eletrônicas de varredura que demonstram uma estrutura predominantemente globular, dispersa e com variações não muito significativas do seu tamanho. Tal análise reitera a literatura, que cita tais tipos de carbonetos como característicos de materiais com composição química contendo vanádio, cromo, molibdênio, e tungstênio, ou seja, a composição química compatível com a de aços rápidos (VITRY et al, 2012).

Os difratogramas obtidos das amostras tratadas termicamente se apresentaram, em sua totalidade, semelhantes ao do material no estado inicial, com predominância de estrutura martensítica (**M**) e a presença de carbonetos dispersos sobre a matriz (**C**).

Nas figuras 23, 27 e 29 são demonstradas as micrografias ópticas e eletrônica de varredura das amostras tratadas a 1000°C, com um tempo de encharque de 10, 20, 40 e 60 minutos, respectivamente, e resfriamento ao ar, além do difratograma das amostras analisadas. Nas fotomicrografias pode ser observada uma matriz martensítica com a presença de carbonetos dispersos na estrutura, informações estas reiteradas pelos picos característicos presentes nos difratogramas.

Na figura 25, uma análise química, por meio de EDS, dos carbonetos mostra a presença predominante de vanádio na composição dos carbonetos. Tal elemento, quando presente na estrutura dos aços rápidos, tende a formar carbonetos estáveis em altas temperaturas (CHIAVERINI, 1996).

Nas amostras tratadas utilizando 1000°C de temperatura, tempos de encharque de 10, 20, 40 e 60 minutos e resfriadas em óleo, representadas respectivamente pelas figuras 24, 26, 28 e 30, são observados também, uma matriz martensítica com carbonetos dispersos, além dos difratogramas característicos.

No que se refere às amostras tratadas a 1100°C com resfriamento ao ar, as figuras 31 e 33 com tempos de encharque de 10 e 20 minutos, respectivamente, mostram uma estrutura característica composta por matriz martensítica e carbonetos dispersos. No entanto, nos tempos de 40 e 60 minutos referentes às figuras 35 e 37, a microestrutura apresenta morfologia característica de grão ferrítico, o que é compatível para os baixos valores de dureza apresentados, apesar de ser esperado, pelos tratamentos térmicos submetidos às amostras, que a microestrutura revelada fosse predominantemente martensítica. Tal

informação é reiterada pelos valores de dureza encontrados: em média, 224 HV para 40 minutos de encharque e 217 HV com $t=60\text{min}$.

Em relação ao tamanho de grão ferrítico anterior ao resfriamento, revelado nestas duas últimas condições, observa-se que eles se mostram maiores que os das demais. Tal fato pode ser relacionado com a concentração dos carbonetos ricos em vanádio nessas estruturas na forma de faixas, e não igualmente distribuídos como nas que apresentam menores tamanhos de grão ferrítico. Segundo Chiaverini (1996), uma das propriedades na qual esse elemento influencia é a limitação do tamanho do grão, impedindo seu crescimento mesmo a temperaturas elevadas.

Para as amostras com os mesmos parâmetros de temperatura ($T=1100^\circ\text{C}$), variando o meio de resfriamento para o óleo foram observadas estruturas martensíticas com carbonetos nas amostras tratadas com 10 e 20 minutos de encharque (Figuras 32 e 34) e nas amostras submetidas a 40 e 60 minutos (Figura 36 e 38) a morfologia caracteriza a presença de ferrita, com estruturas aciculares bem discretas, cuja dureza apresenta valores de 222HV e 291HV, respectivamente. O aumento dos tamanhos de grão ferrítico foi semelhante ao discutido sobre as amostras das figuras 35 e 37, referentes às amostras tratadas a 1100°C e resfriadas ao ar.

Nas amostras tratadas termicamente a 1200°C com 10 min e 20 min de encharque, resfriadas ao ar (Figuras 39 e 41) e em óleo (Figura 40 e 42

), foram observadas estruturas características com matriz martensítica e carbonetos dispersos assim como na maioria dos casos aplicando-se esses tempos de encharque. No entanto, a quantidade de carbonetos presentes na estrutura se apresenta menor, o que é confirmado pelos difratogramas que mostram picos discretos para os carbonetos. Essa condição é apresentada em todos os tratamentos utilizando a temperatura de 1200°C , que se mostrou, a partir disso, suficiente para fazer a solubilização dos mesmos.

Ao observar o aumento do tamanho de grão ferrítico entre as figuras 35 e 37 ($T=1100^\circ\text{C}$), em comparação com a figura 43 ($T=1200^\circ\text{C}$), verifica-se que esta última aparenta um aumento mais acentuado do tamanho de grão ferrítico, o que pode ser explicado pela maior temperatura utilizada nessa condição de tratamento.

Com o aumento do tempo de encharque para esta temperatura, $t=40\text{ min}$ e $t=60\text{min}$, no resfriamento ao ar (Figuras 43 e 45), a morfologia caracteriza-se pela presença de ferrita, traços discretos de martensita, uma densidade de carbonetos bem inferior às apresentadas nas amostras tratadas a 1000°C e 1100°C , o que é perceptível no difratograma que apresenta picos menores referentes aos carbonetos. Além disso, devido a maior temperatura aplicada, os

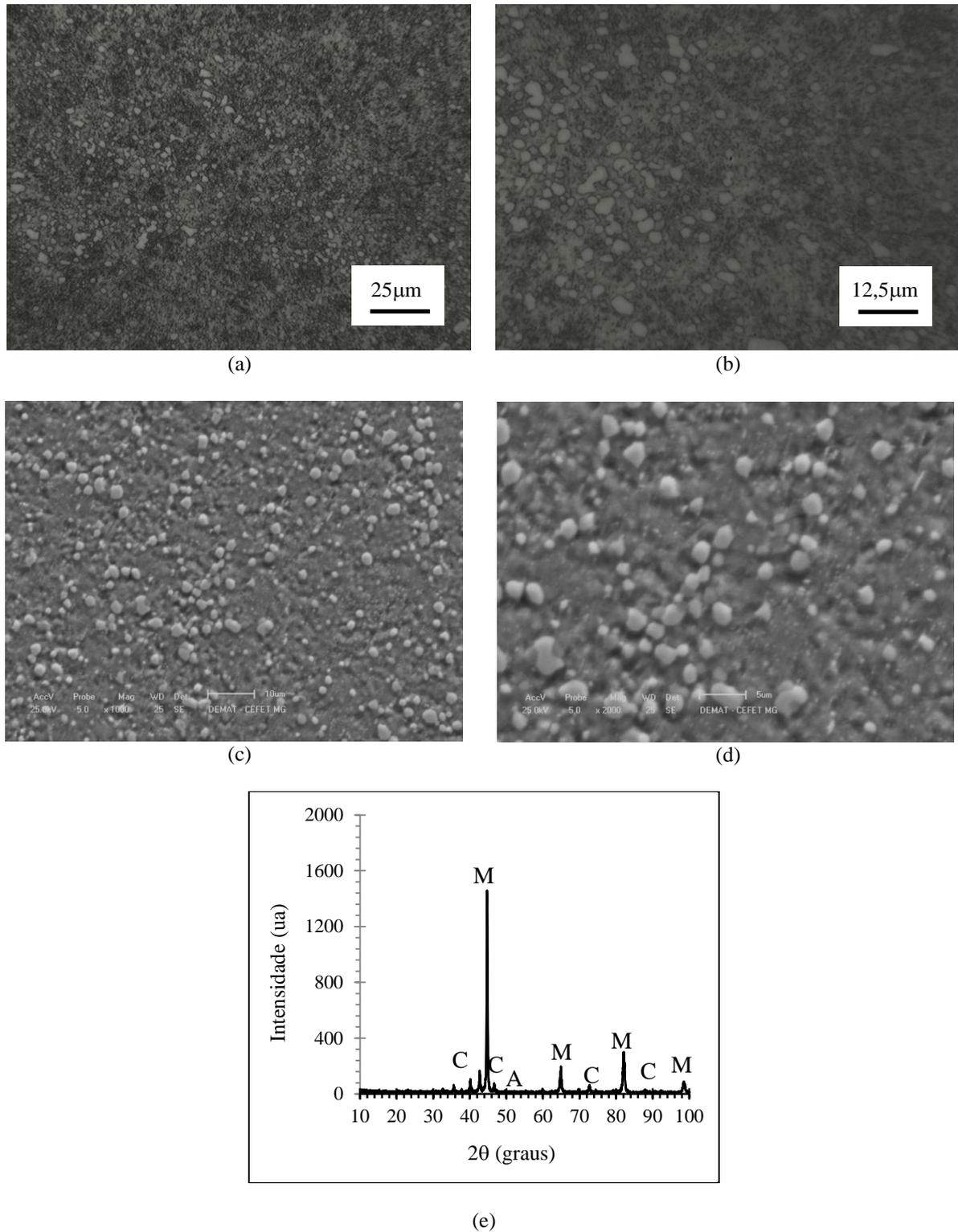
grãos ferríticos se apresentam ainda maiores que os mostrados nas figuras 35 e 37, referentes a tratamentos com $t=40$ min e $t=60$ min utilizando 1100°C .

Analisando-se as condições utilizando $T=1200^{\circ}\text{C}$ e tempos de encharque de $t=40$ min (Figura 44) e $t=60$ min (Figura 46) com resfriamento em óleo, observa-se uma estrutura ferrítica com traços de martensita, com a diferença que em $t=40$ min o tamanho do grão ferrítico se apresenta bem superior que em $t=60$ min. A dureza da amostra com tempo de encharque de 40min e resfriada em óleo para $T=1200^{\circ}\text{C}$ se apresenta com valor de 219HV, no entanto, com $t=60$ min nas mesmas condições, o valor de dureza se eleva substancialmente para 799 HV, dado que vai de encontro ao apurado nas demais condições avaliadas.

Ressalta-se que as amostras que apresentaram estrutura incompatível com o esperado, ou seja, aquelas que não são caracterizadas aparentemente pela presença maciça de martensita, foram submetidas a, no mínimo, três tratamentos térmicos cada uma para que variações no processo não interferissem no resultado e retornasse o comportamento esperado para o aço em questão. No entanto, todos os resultados foram semelhantes.

No que se refere à presença de carbonetos, nota-se que à temperatura de 1200°C , a morfologia nas microestruturas e os picos nos difratogramas mostram uma diminuição considerável dos mesmos em relação às outras temperaturas utilizadas. Isso se deve ao favorecimento da dissolução dos carbonetos pela temperatura utilizada, culminando também em grãos maiores, devido tanto à maior susceptibilidade ao crescimento devido à maior facilidade na difusão como à diminuição da quantidade de carbonetos dispersos na estrutura.

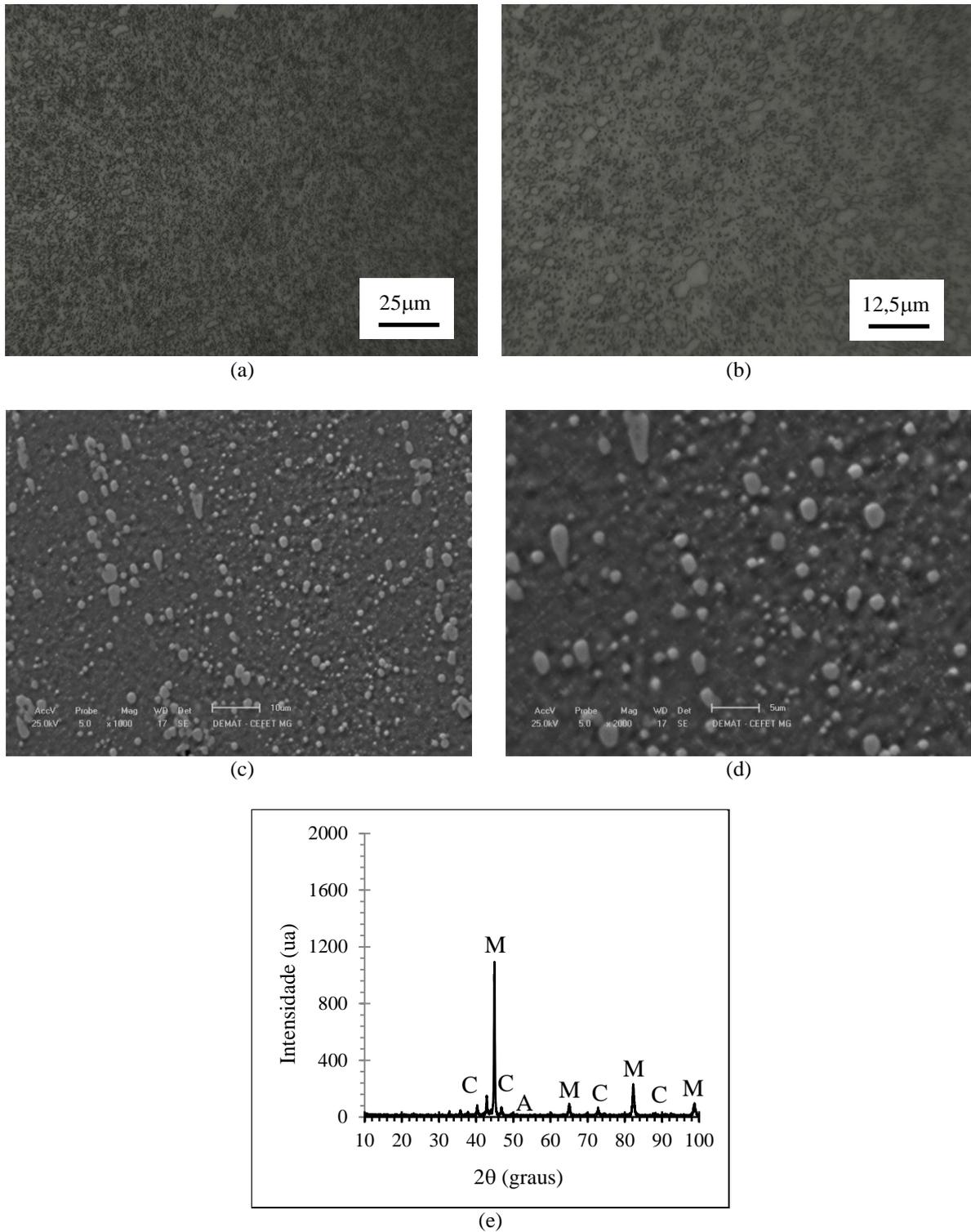
Figura 23- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado ao ar.



. (a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor

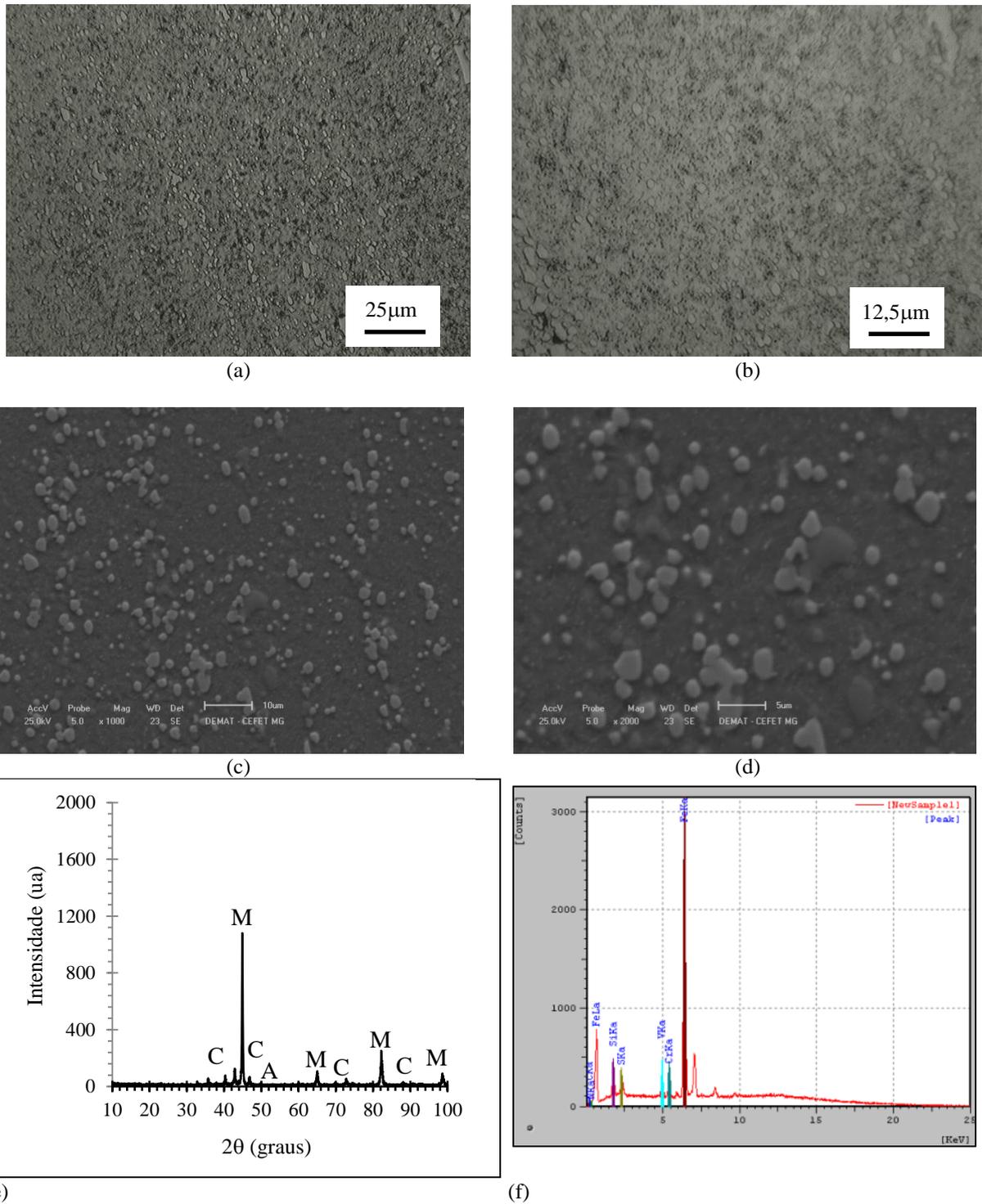
Figura 24- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C com tempo de encharque de 10 min e resfriado em óleo



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

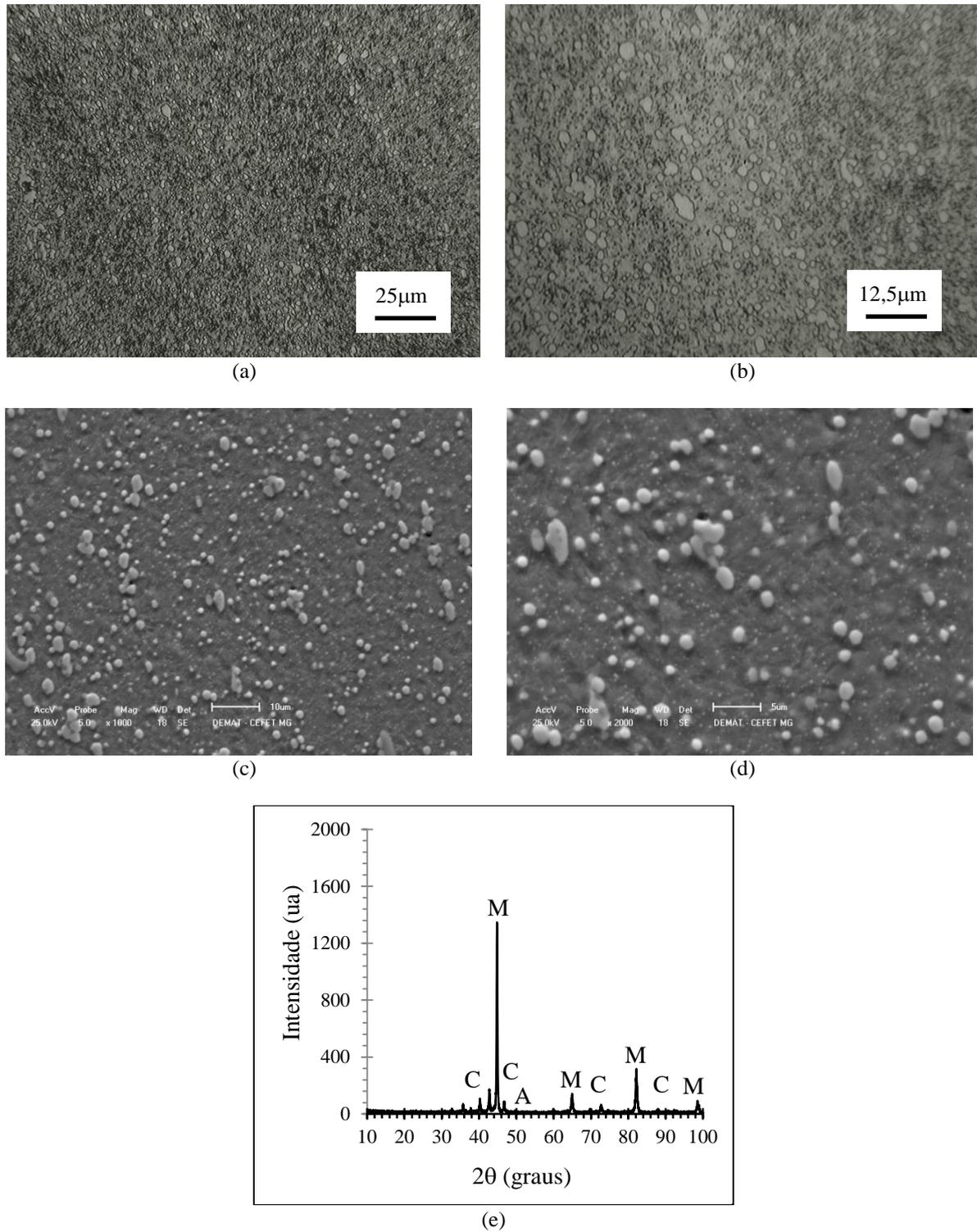
Figura 25- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C com tempo de encharque de 20 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma (f) análise química dos carbonetos por EDS.

Fonte: Produzido pelo autor.

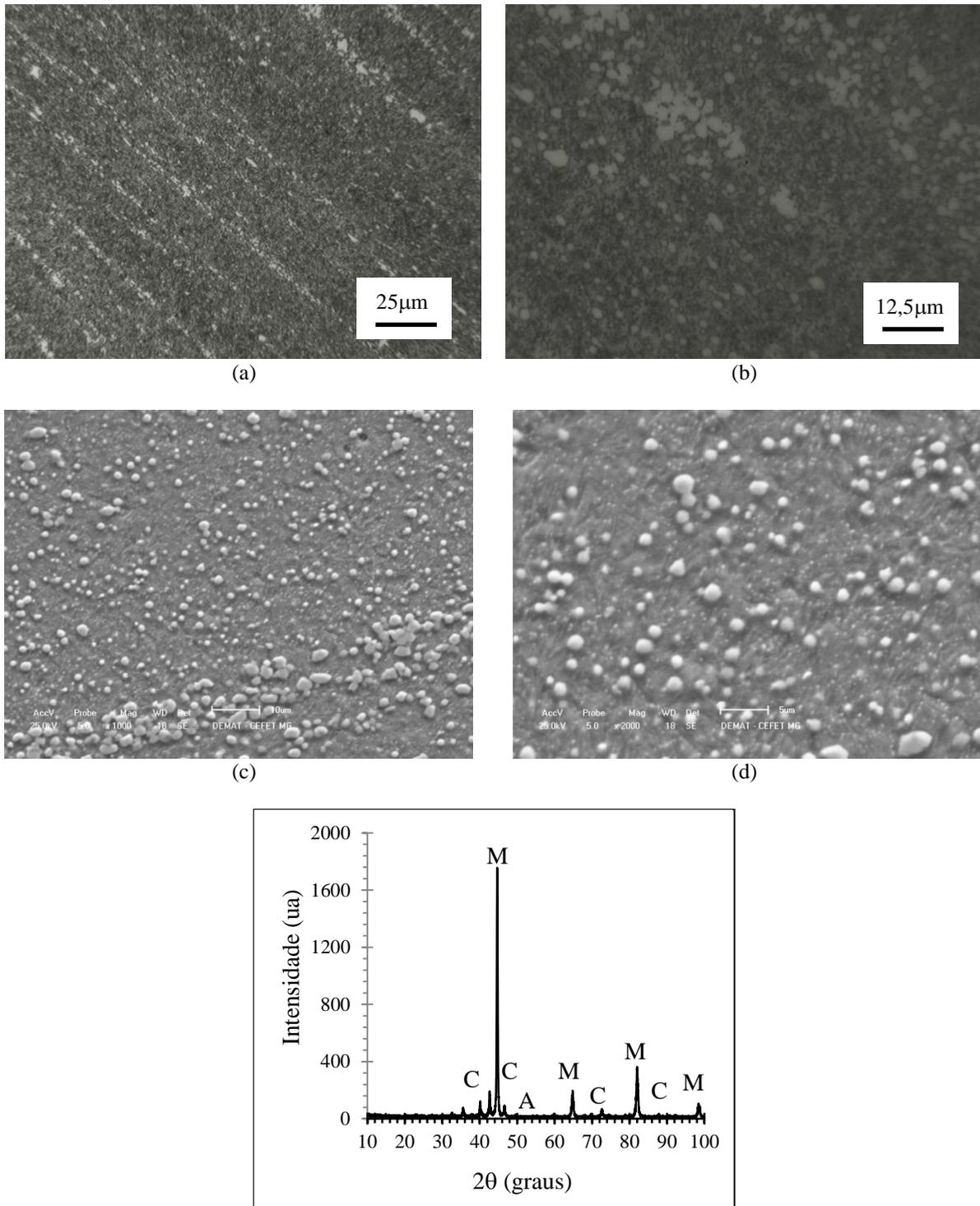
Figura 26- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado em óleo.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

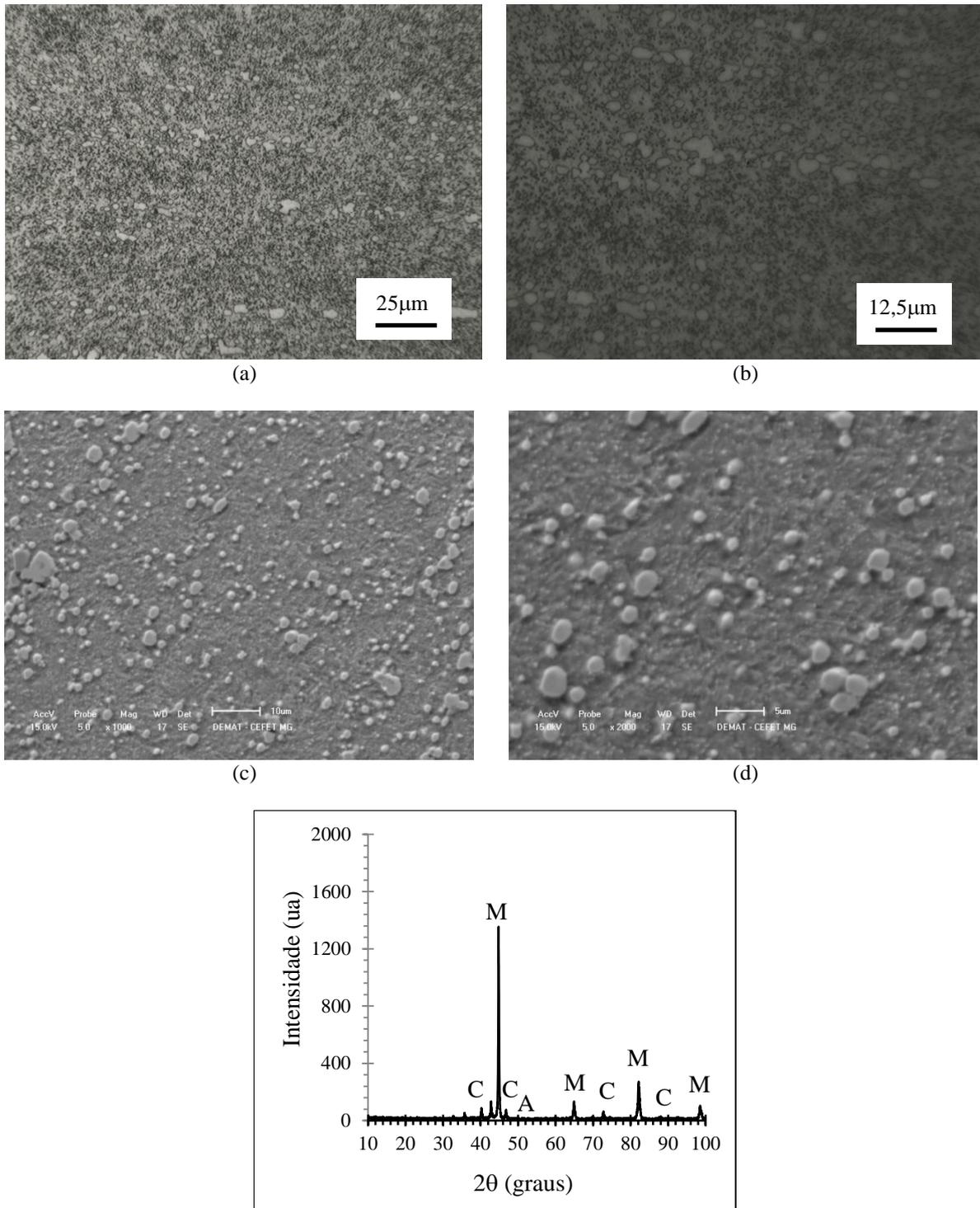
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 27- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

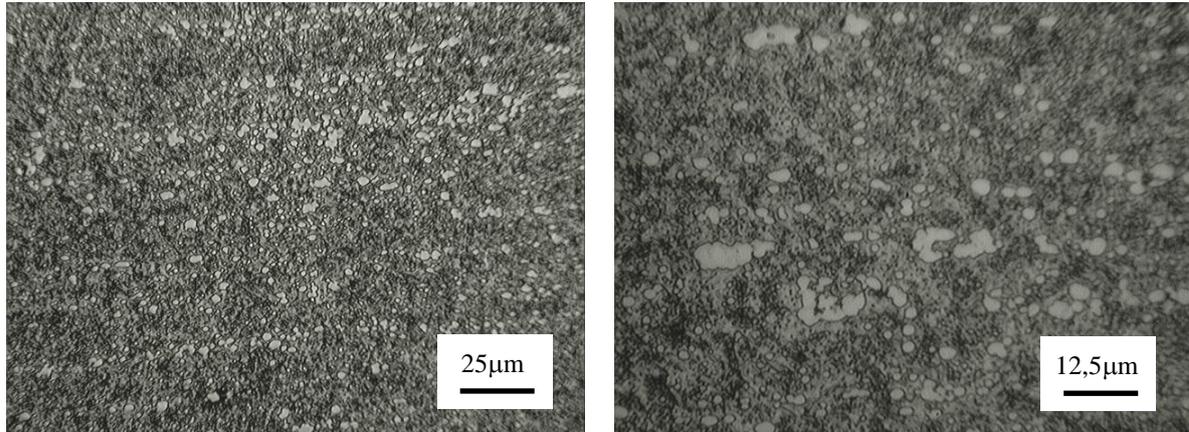
Figura 28- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado em óleo.



(e)

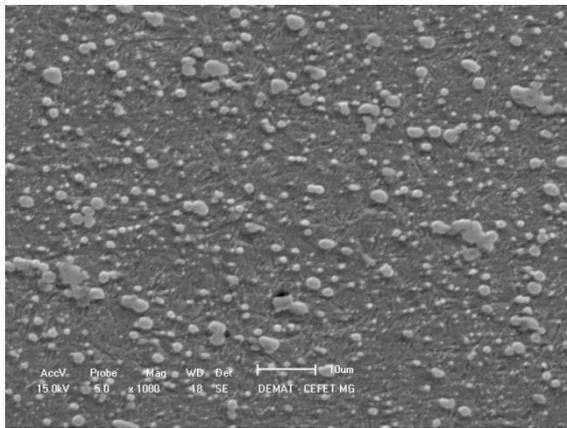
(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Figura 29- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado ao ar.

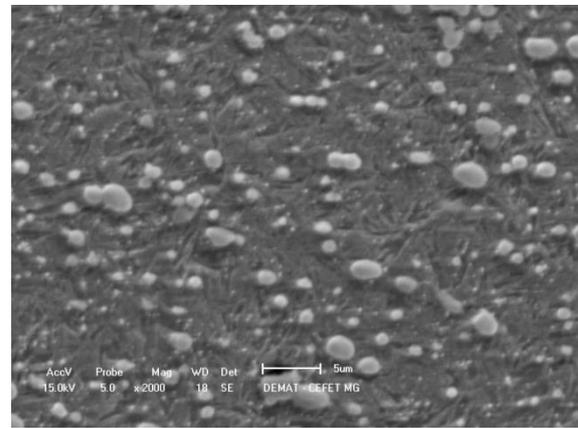


(a)

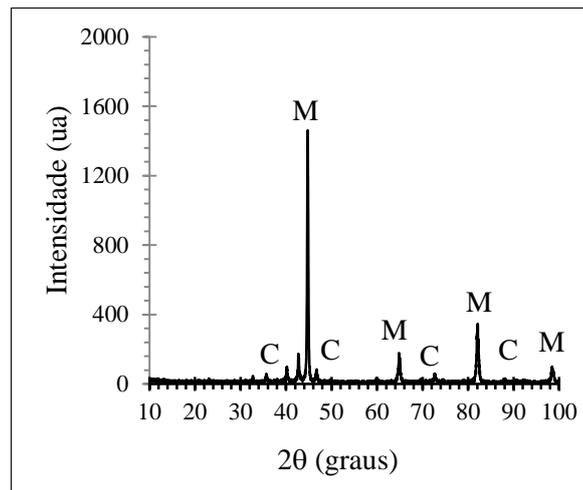
(b)



(c)



(d)

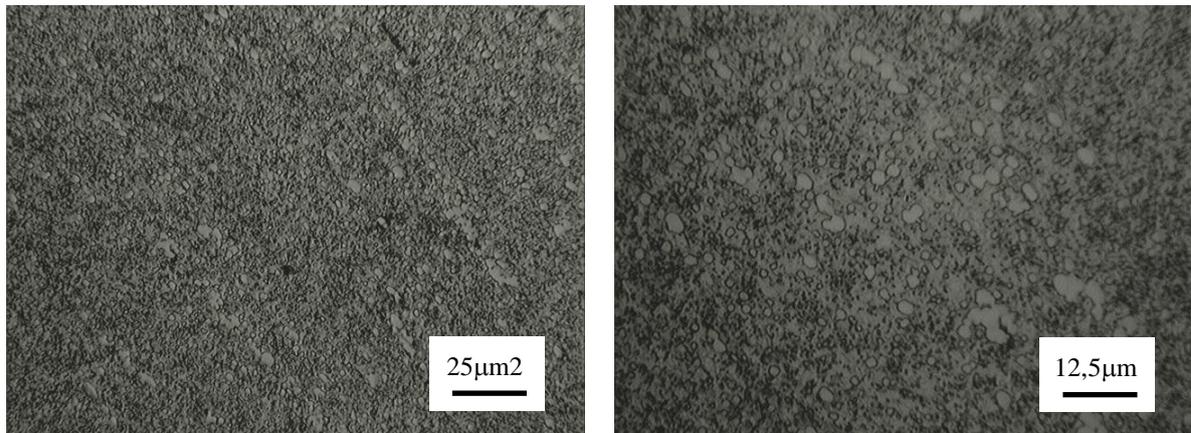


(e)

(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

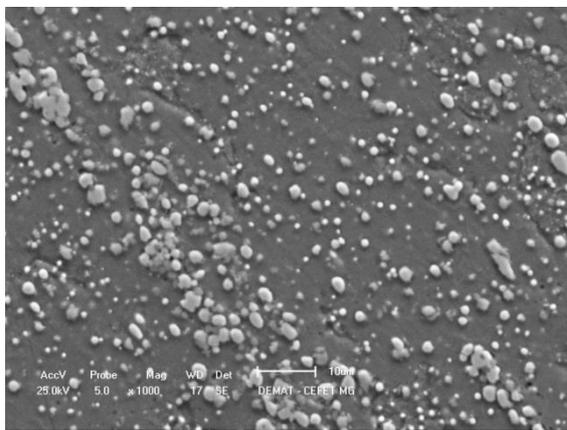
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 30- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1000°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado no óleo.

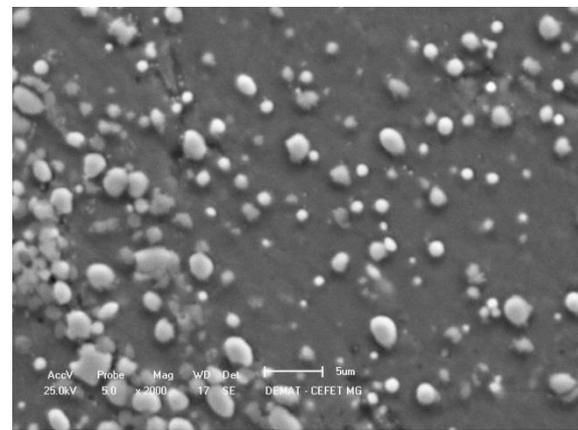


(a)

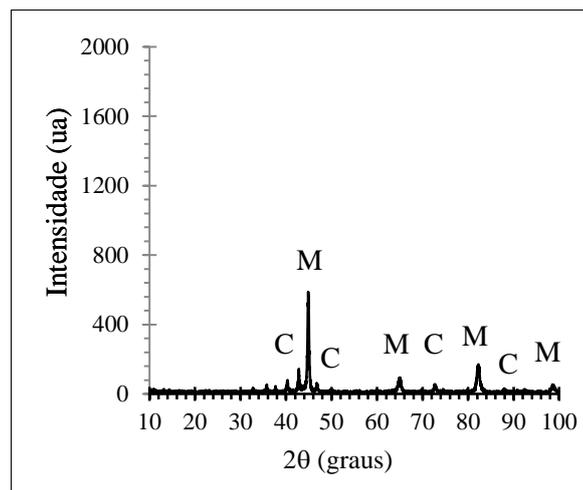
(b)



(c)



(d)

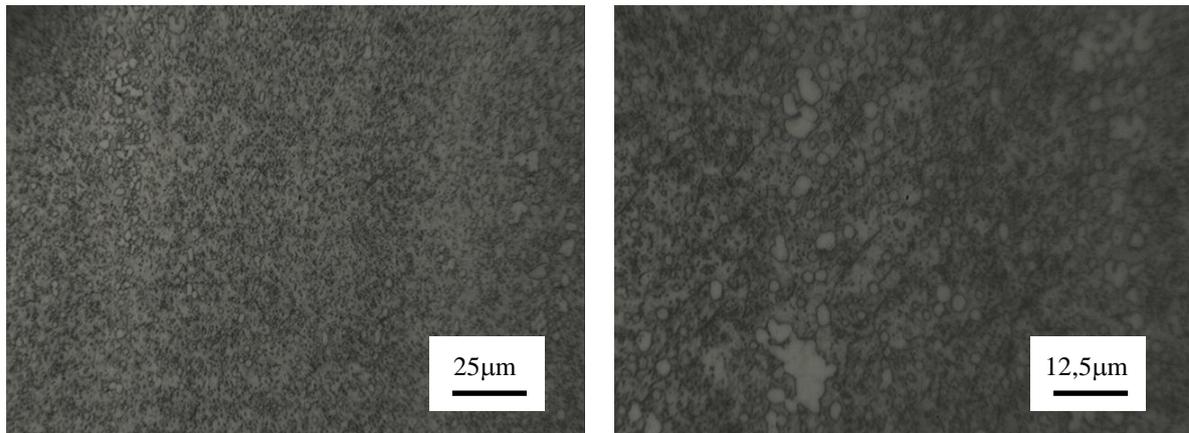


(e)

(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

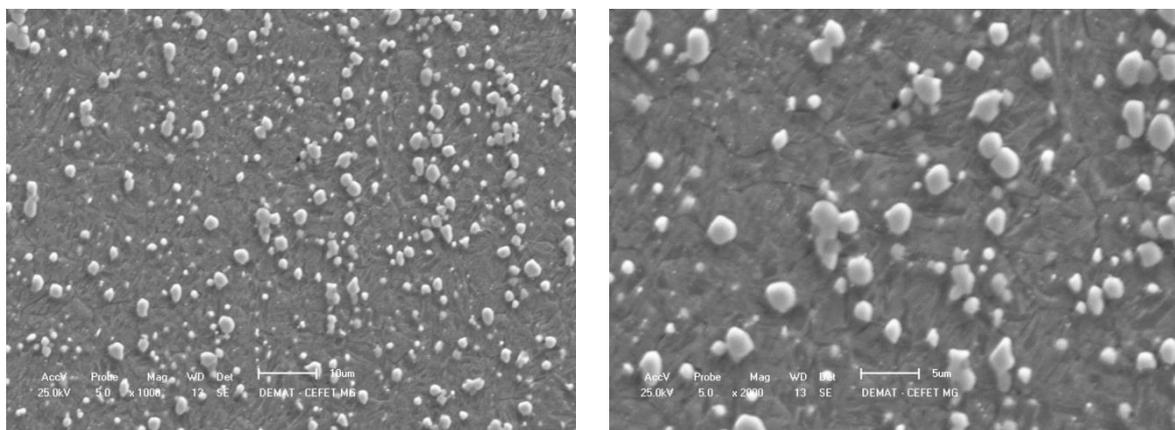
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 31- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado ao ar.



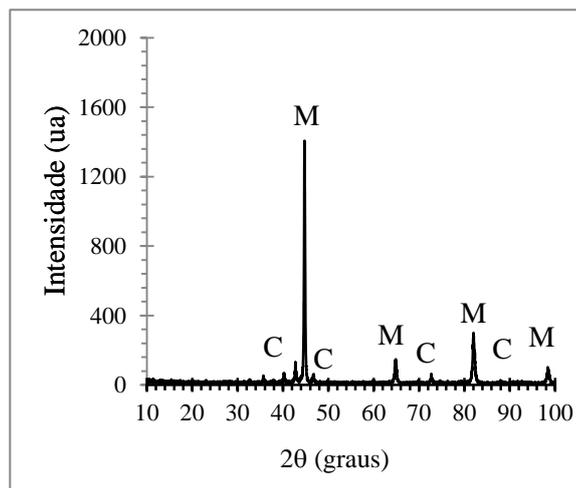
(a)

(b)



(c)

(d)

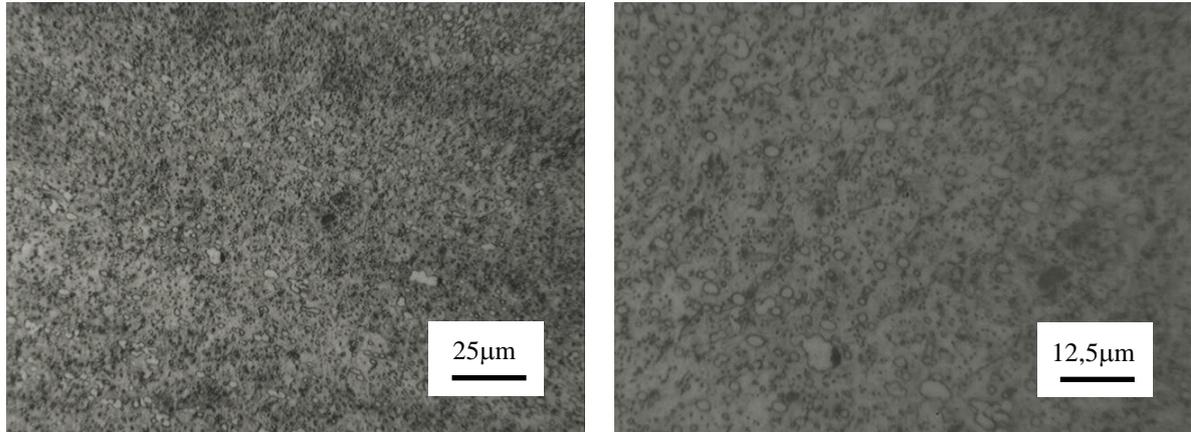


(e)

(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

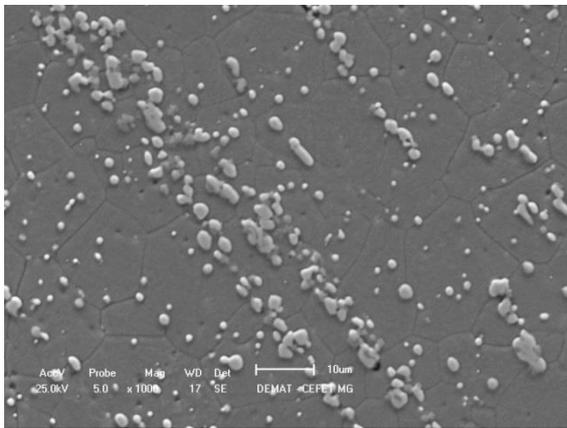
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 32- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado em óleo.

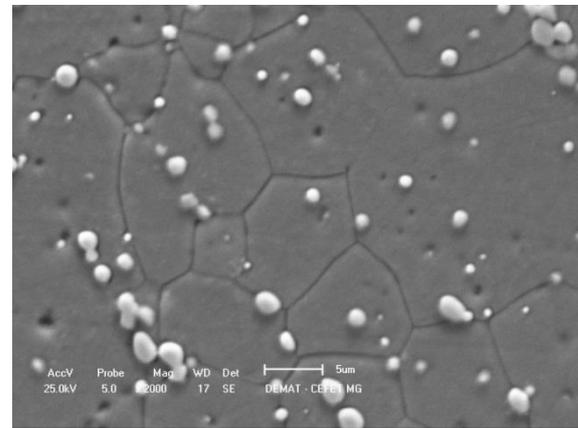


(a)

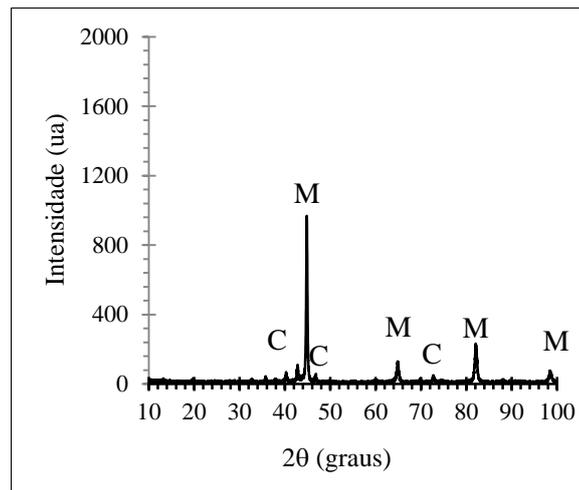
(b)



(c)



(d)

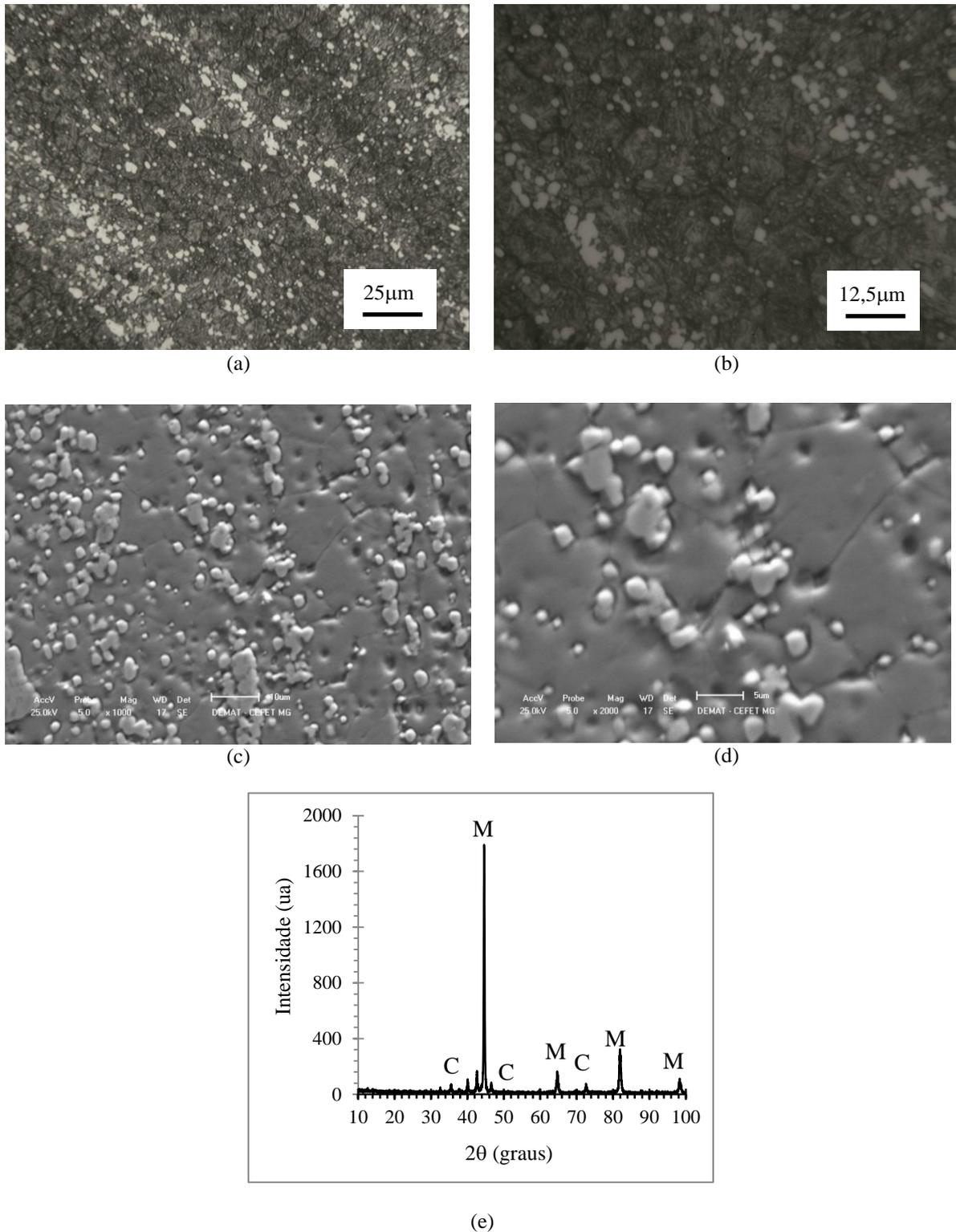


(e)

(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

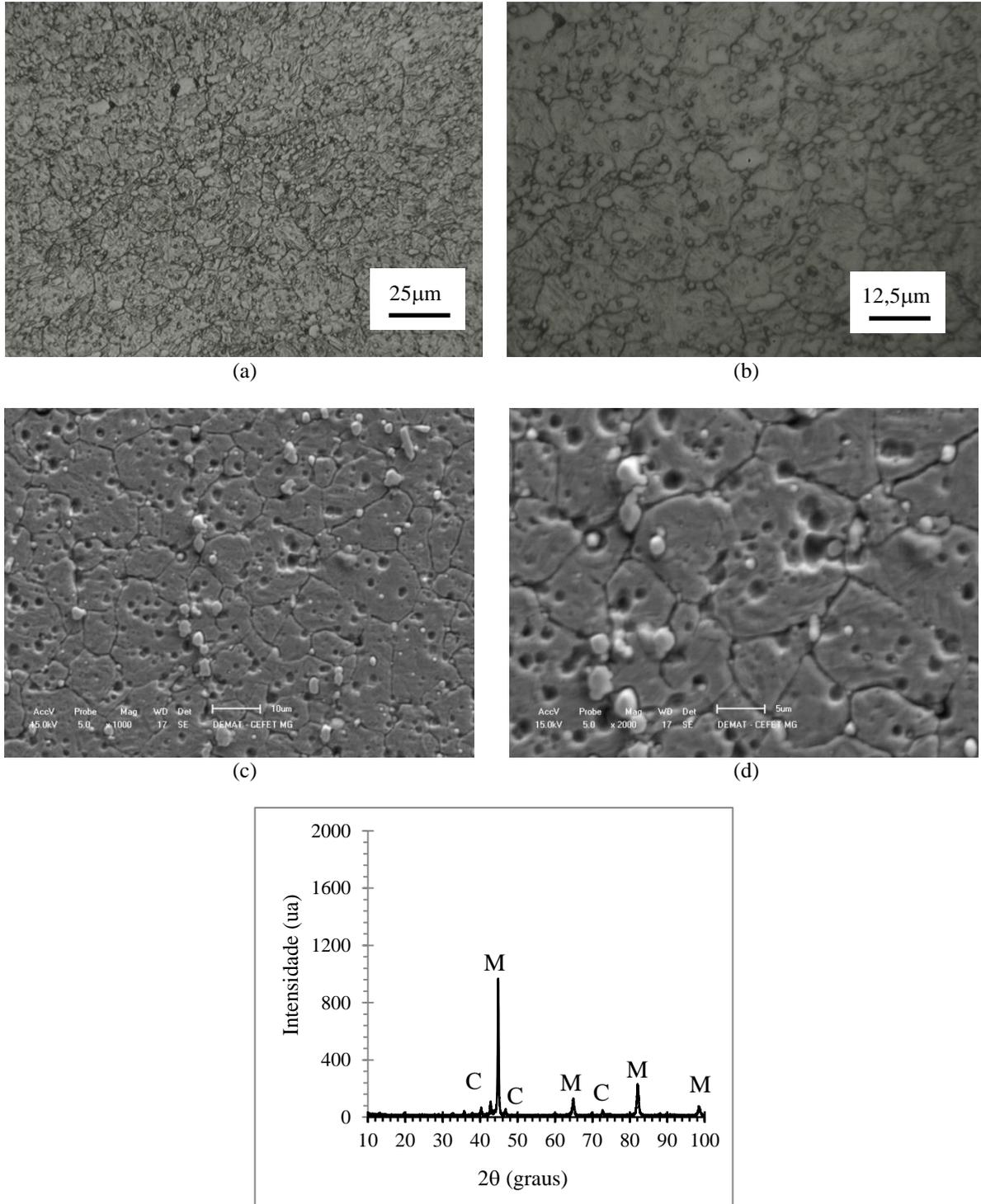
Figura 33- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

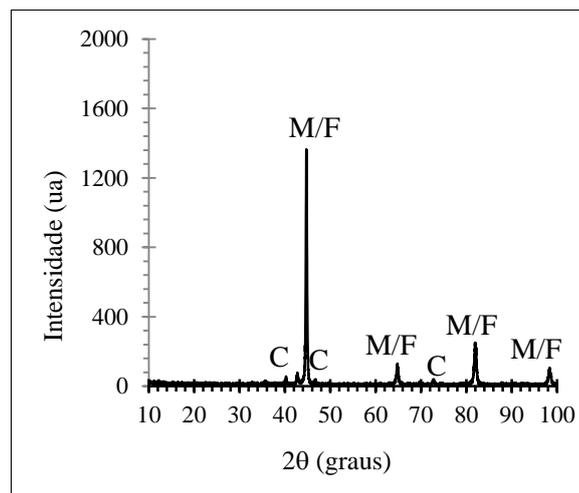
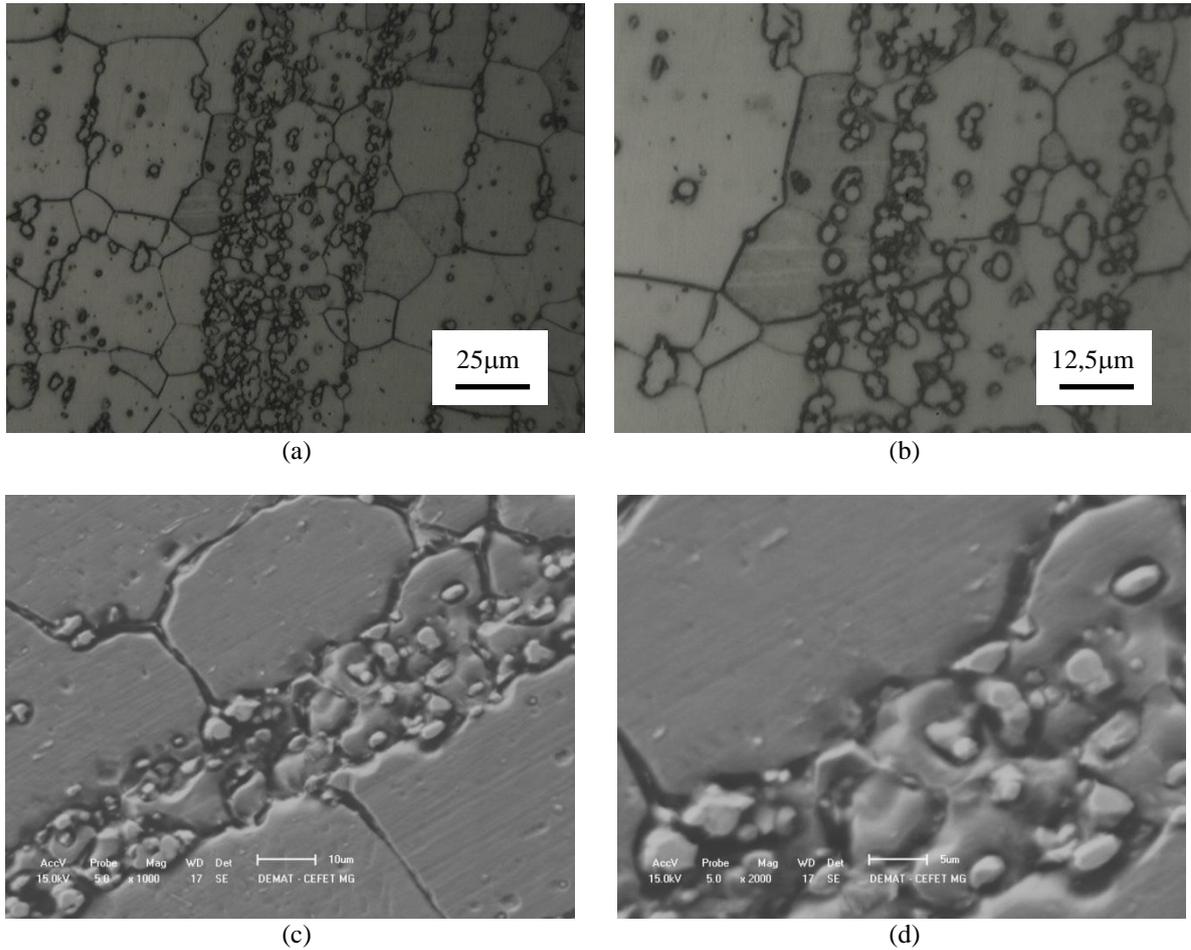
Figura 34- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado em óleo.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

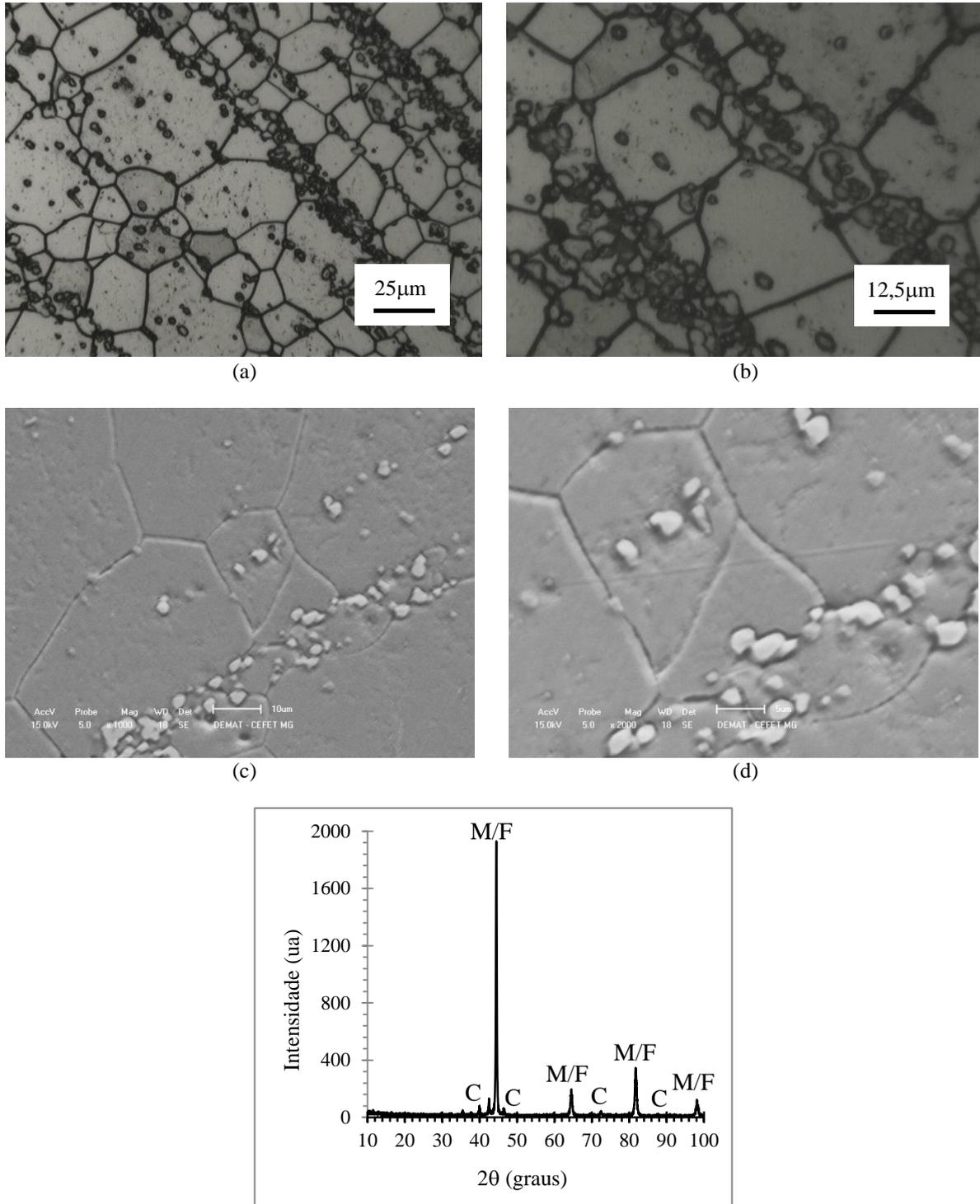
Figura 35- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

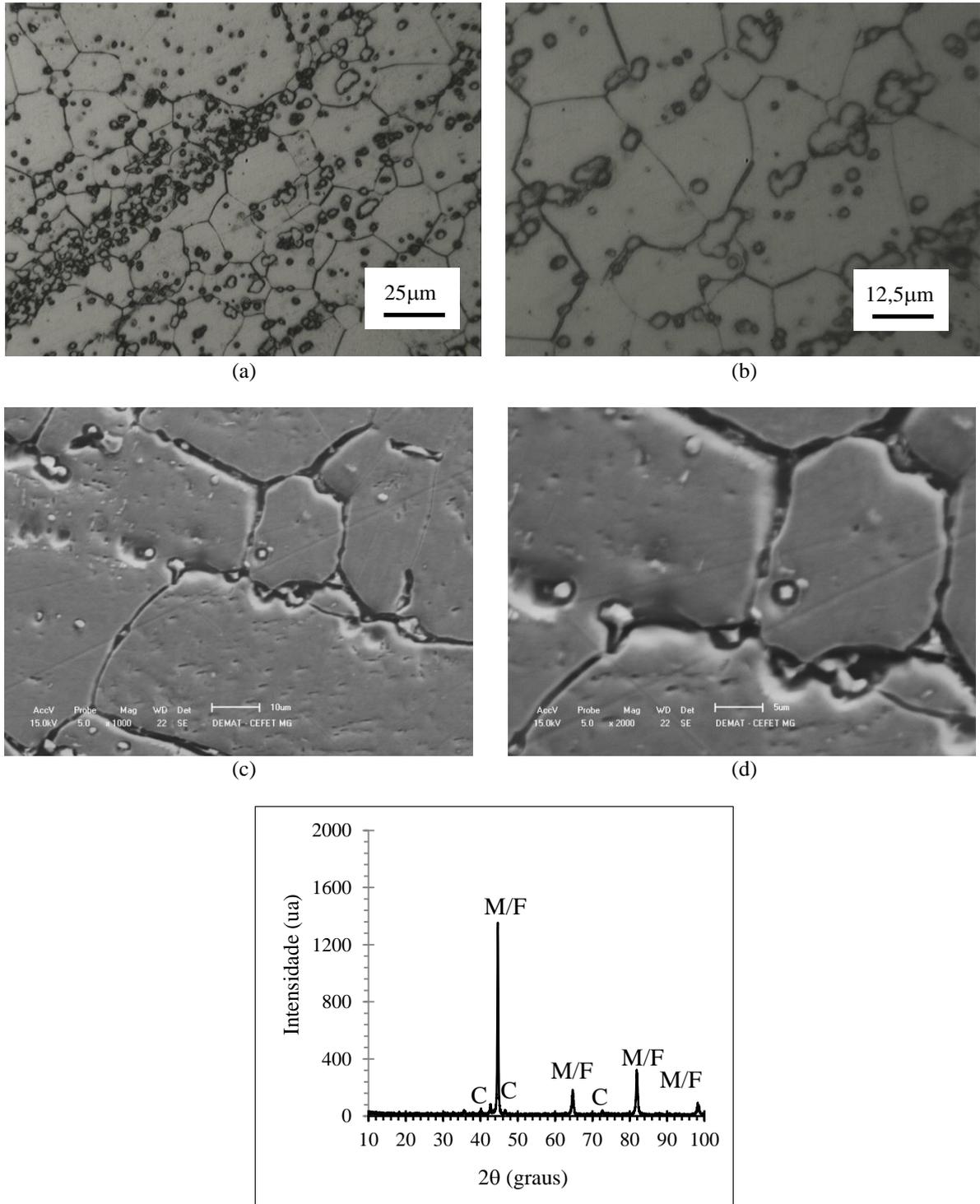
Figura 36- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado em óleo.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

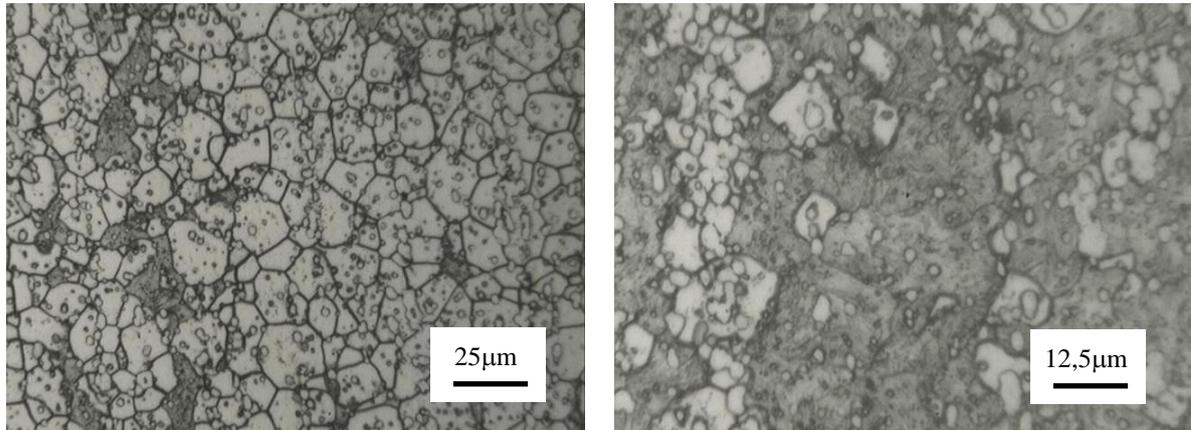
Figura 37- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

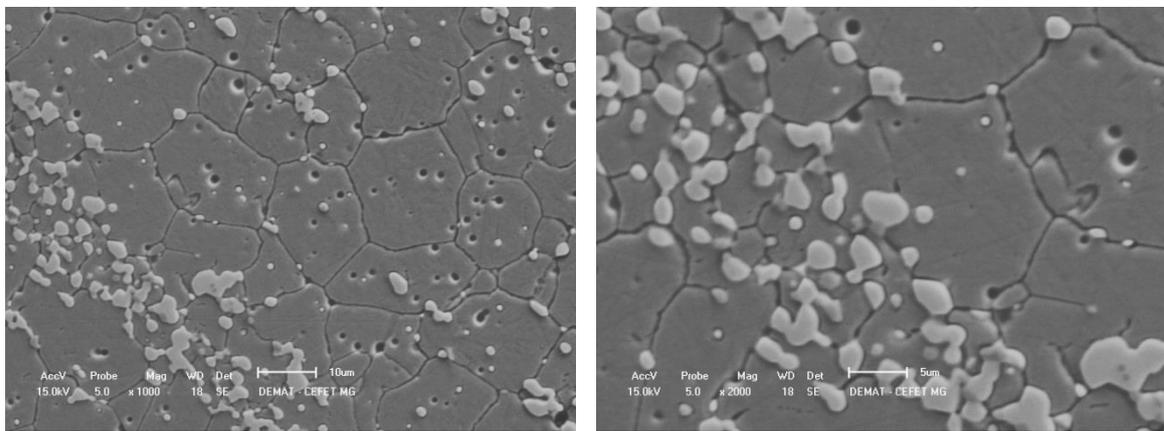
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 38.-Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1100°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado em óleo.



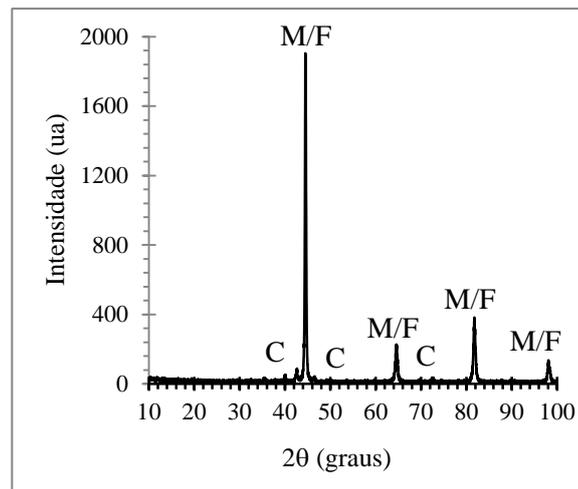
(a)

(b)



(c)

(d)

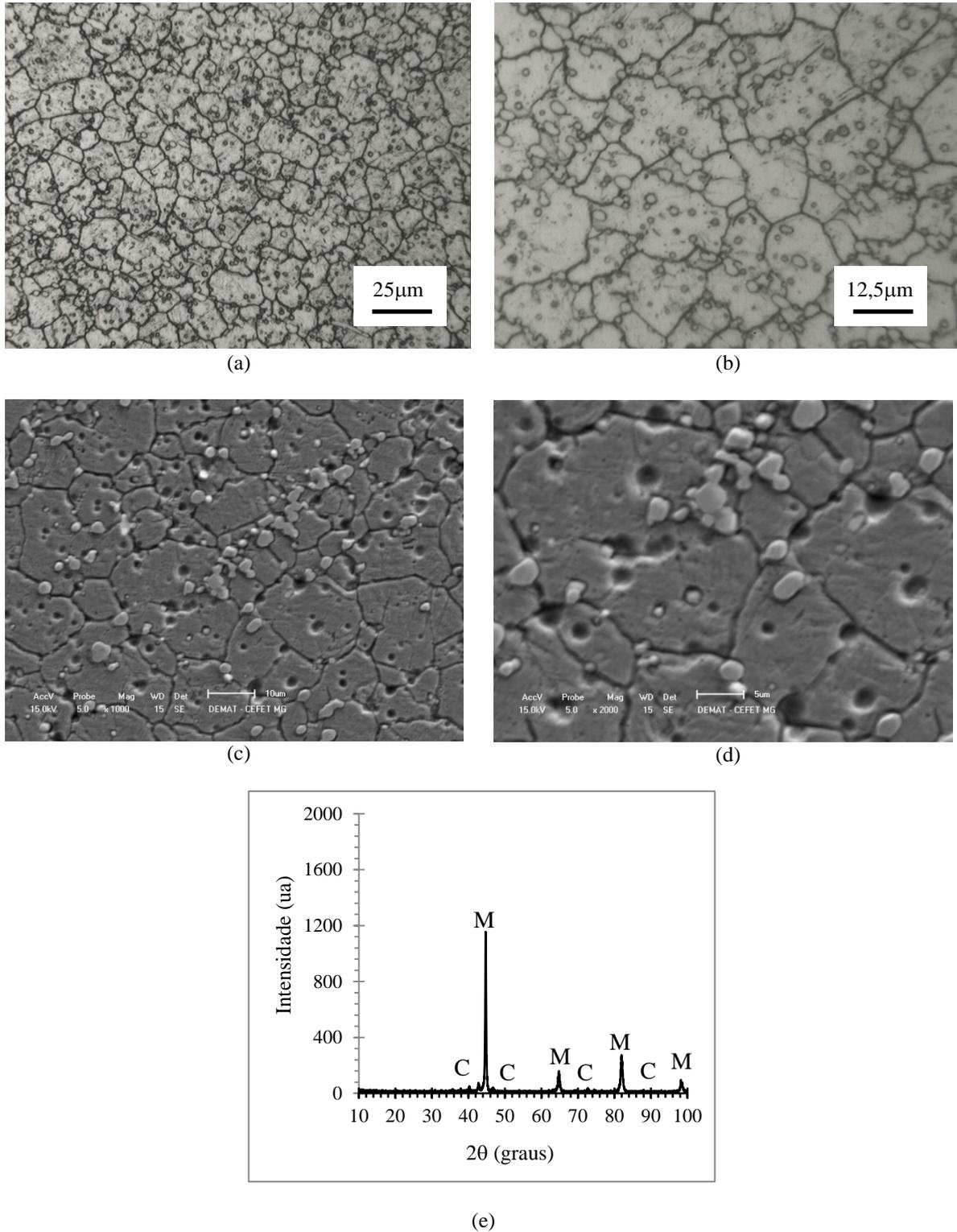


(e)

(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

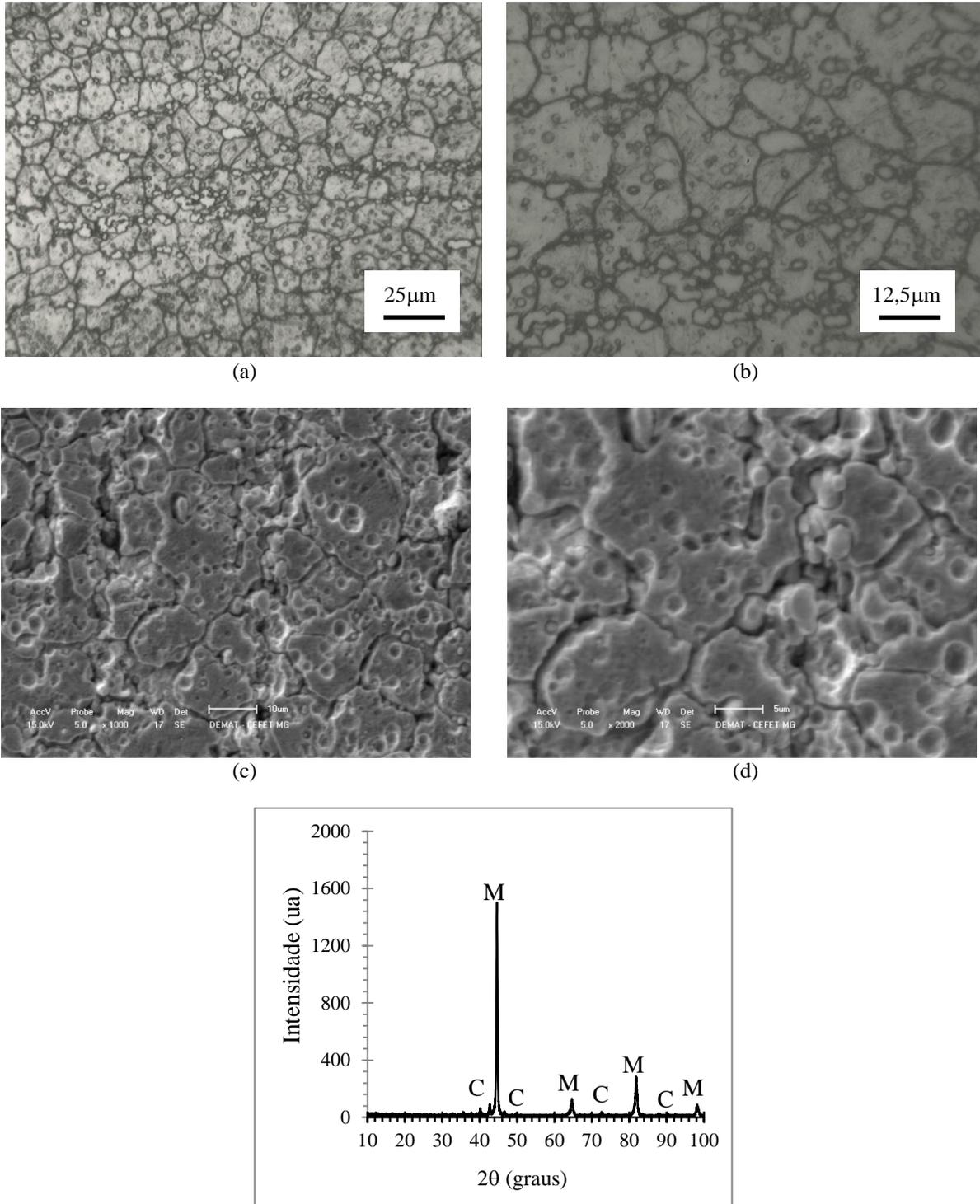
Figura 39- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

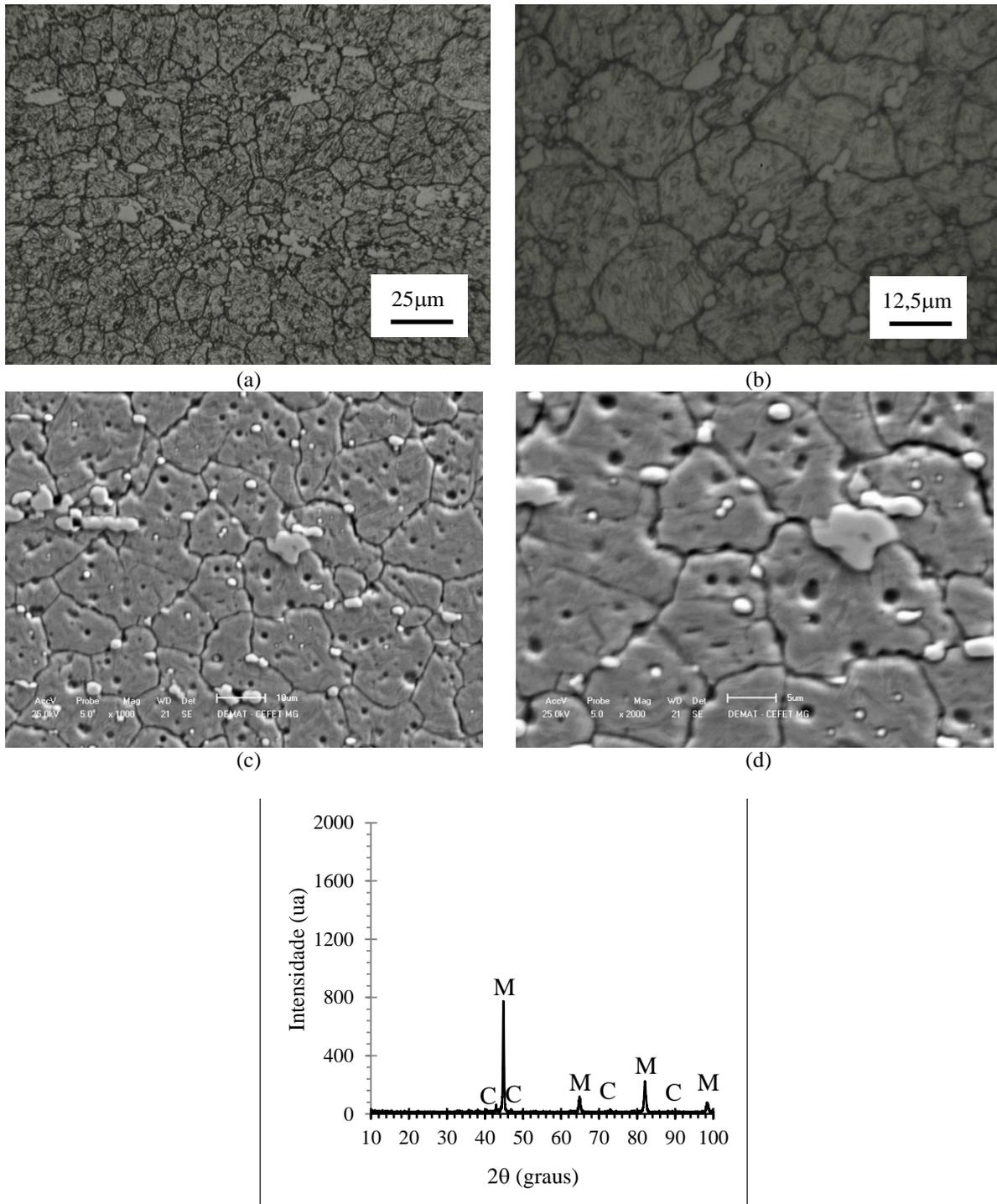
Figura 40- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 10 min e resfriado em óleo.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

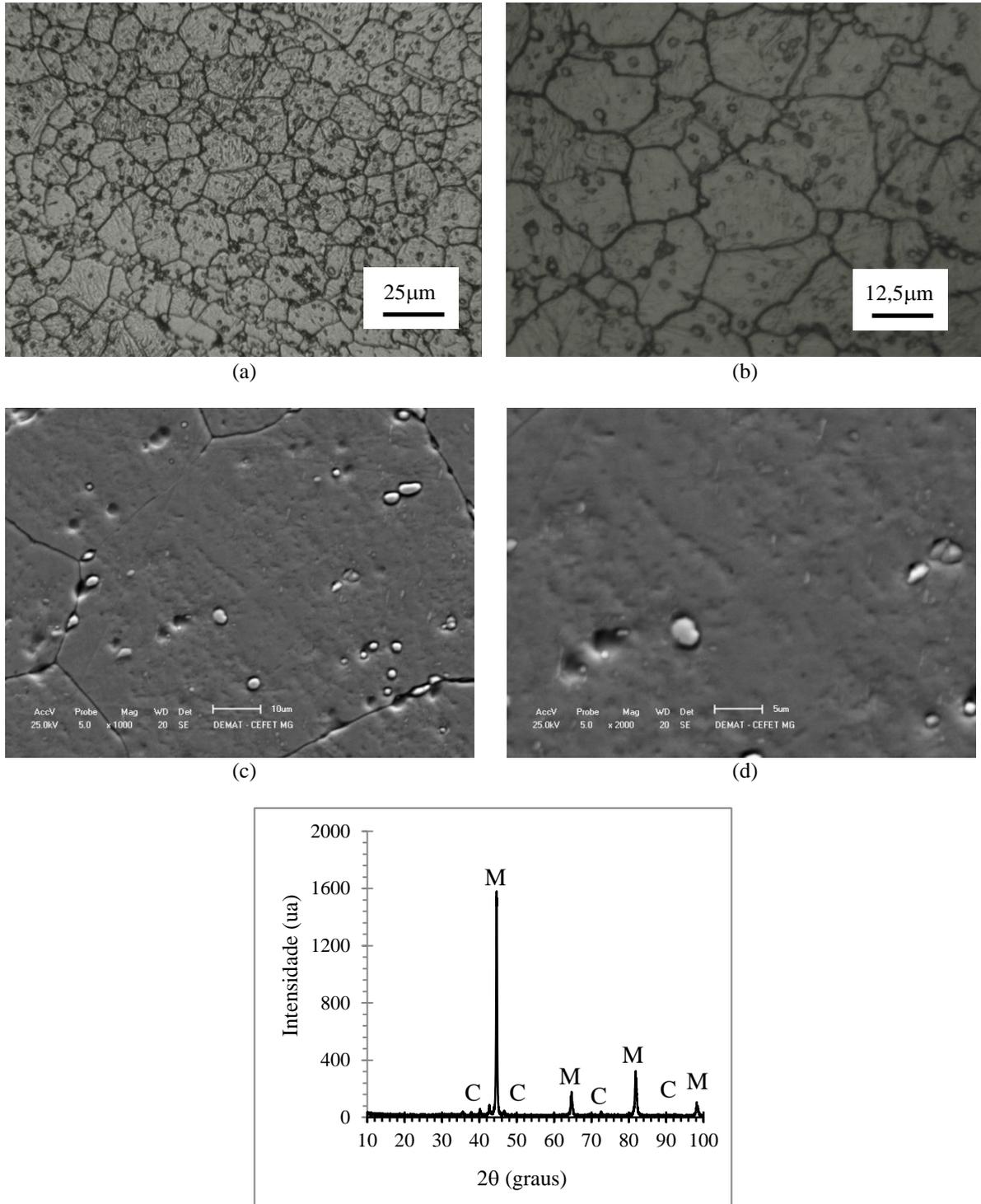
Figura 41- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

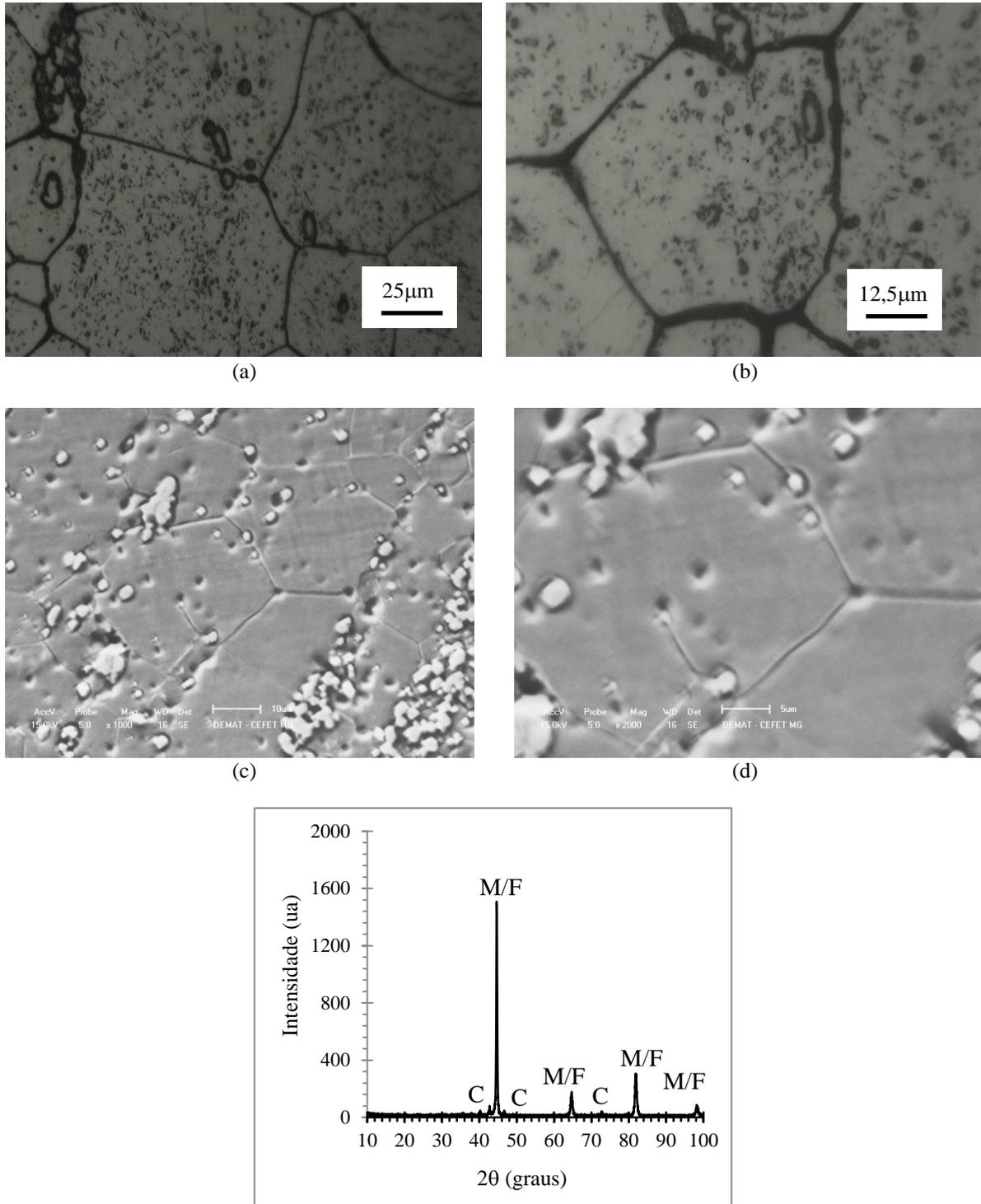
Figura 42- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 20 min e resfriado em óleo.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

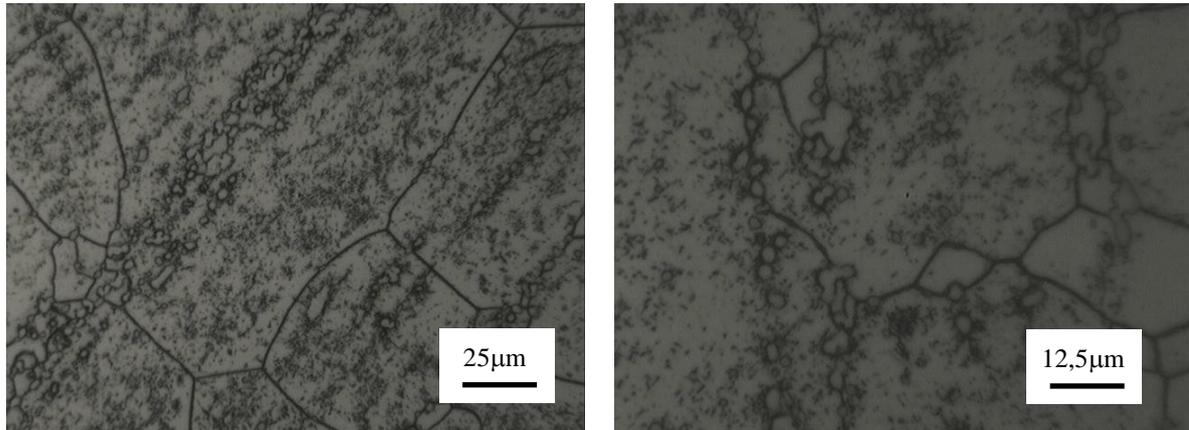
Figura 43- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

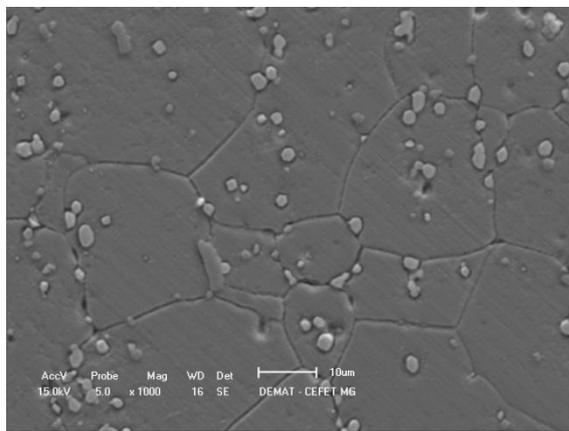
Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 44- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 40 min e resfriado em óleo.

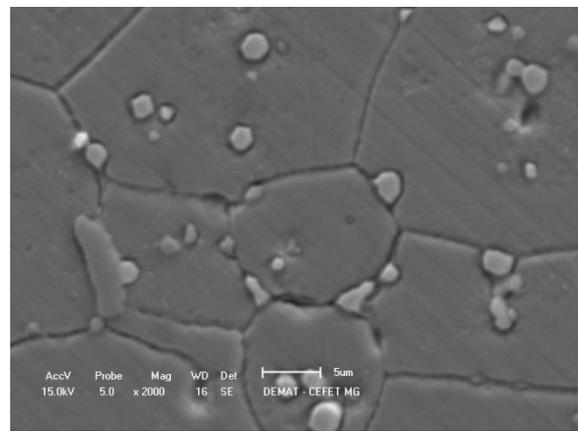


(a)

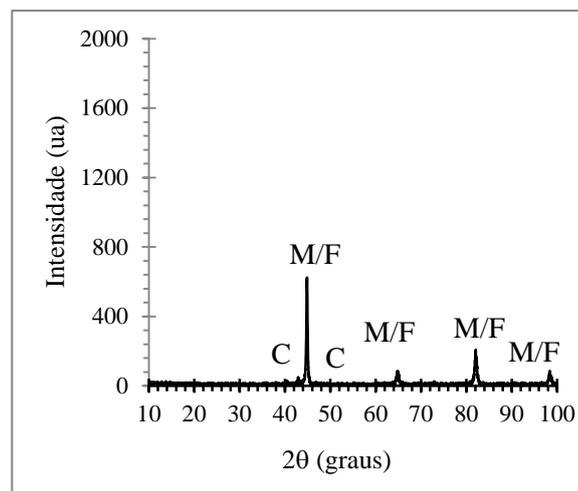
(b)



(c)



(d)

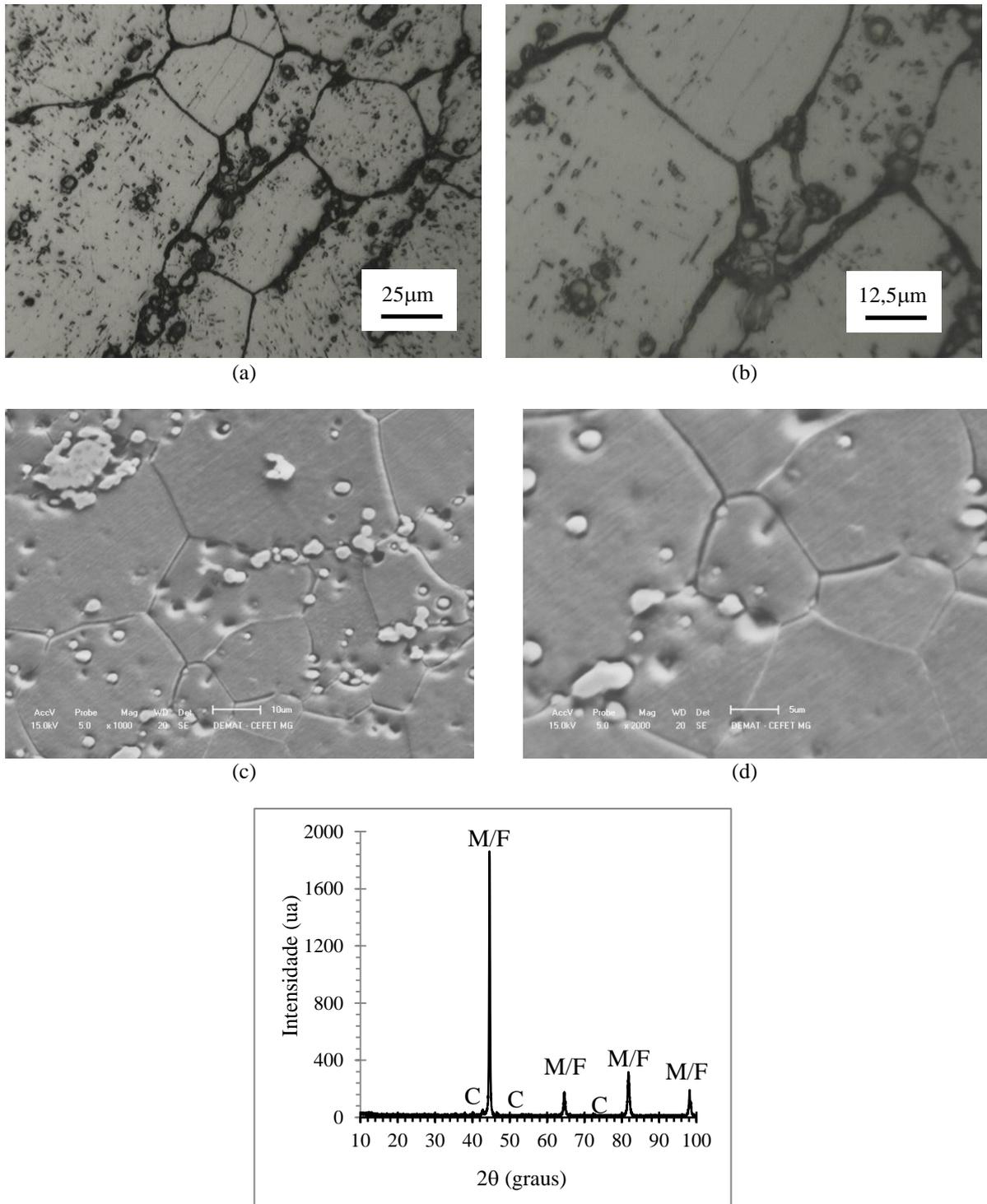


(e)

(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

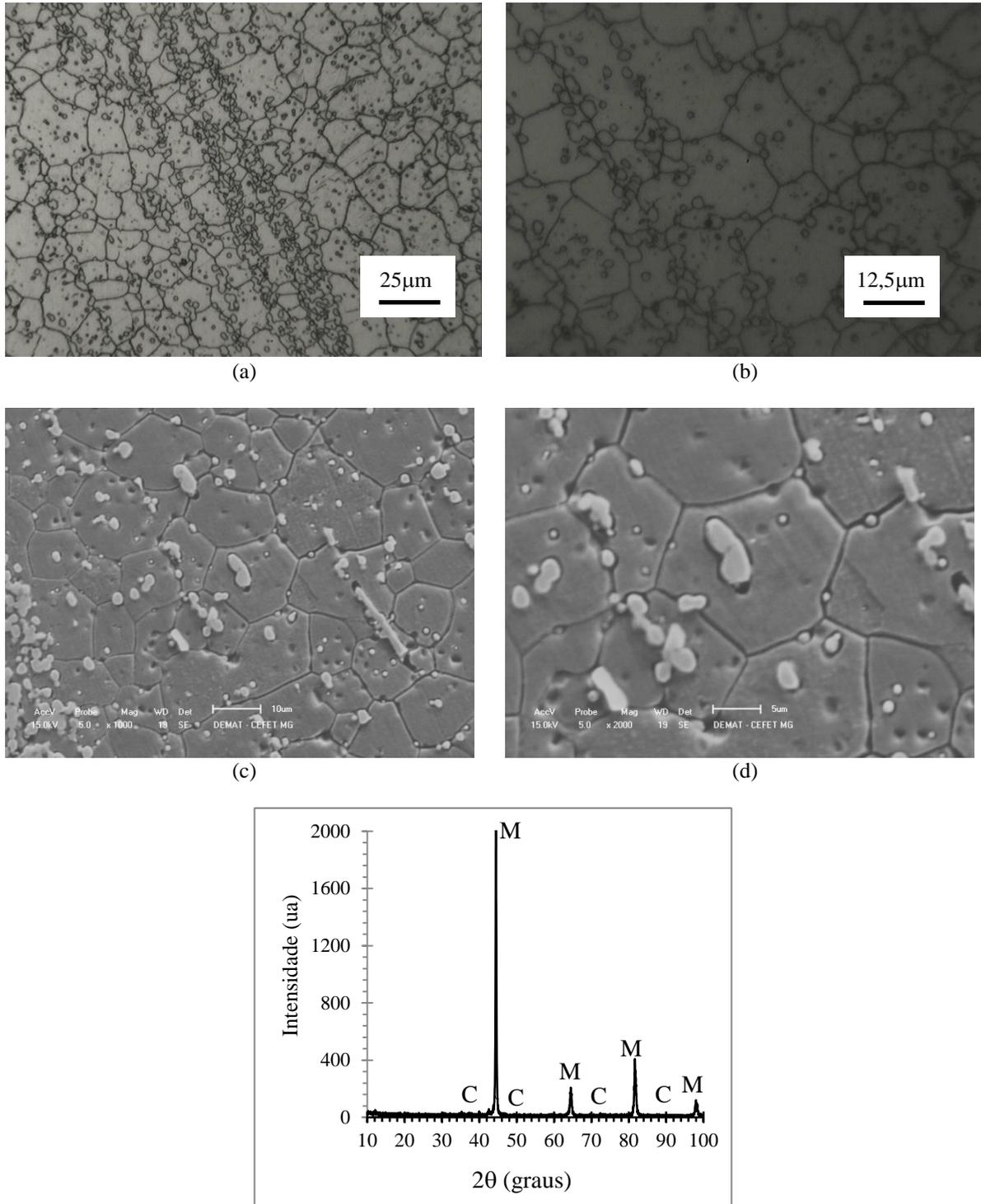
Figura 45- Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado ao ar.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

Figura 46-Fotomicrografias do Aço AISI M2 tratado a 1200°C, com tempo de encharque de 60 min e resfriado em óleo.



(a) e (b) aumentos distintos (MO) (c) e (d) aumentos distintos (MEV) (e) difratograma.

Fonte: Produzido pelo autor.

6. CONCLUSÕES

De maneira geral, a microestrutura das diversas condições de tratamento térmico revelou a ocorrência de estrutura martensítica e a presença de carbonetos, cuja quantidade diminuiu com o aumento da temperatura, sendo substancialmente evidenciada na $T=1200^{\circ}\text{C}$.

As medidas dos valores de dureza encontrados nas amostras não apresentaram uma tendência ou uma relação clara no que tange a temperatura utilizada, o tempo ou o meio de têmpera. No entanto puderam ser observados maiores valores de dureza nos tempos de 10 minutos e 20 minutos de encharque.

Foi identificada a presença maciça de vanádio nos carbonetos, que, quando distribuídos na estrutura de maneira uniforme, influenciou no tamanho de grão, limitando seu crescimento. Em $T=1200^{\circ}\text{C}$, os carbonetos foram dissolvidos e as micrografias e difratogramas apresentaram uma quantidade discreta de carbonetos em relação às outras temperaturas utilizadas.

REFEERÊNCIAS

- AKBARI, A., MOHAMMADZADEH, R., TEMPLIER, C., RIVIERI, J.P. Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel. **Surface & Coatings Technology**, v. 204, 2010, p. 4114–4120.
- ASM HANDBOOK. **Metallography and microstructures**. Ohio: ASM International, 2004. 1184p.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 590p.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 1996. 599p.
- COUTINHO, Carlos Bottrel. **Materiais metálicos para engenharia**. Belo Horizonte: UFMG: Fundação Christiano Ottoni, 1992. 405 p.
- DOBRZANSKI, L.A., MATULA, G., VAREZ, A., LEVENFELED, B., TORRALBA, J.M. Fabrication methods and heat treatment conditions effect on tribological properties of high speed steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 157, 2004, p. 324–330.
- FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem de metais**. São Paulo: Edgard Blucher, c1970. 751 p.
- KRAUSS, G. **Steel: heat treating and processing principles**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1990. 497p.
- KRAUSS, G. **Tool Steels**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1998. 335p.
- MACHADO, A. R.; COELHO, R. T.; ABRAO, A. M.; SILVA, M. B. **Teoria da usinagem dos materiais**. 2. ed. São Paulo: Blucher, 2011. 397 p.
- MOON, H.K., LEE, K.B., KWON, H. Influences of Co addition and austenitizing temperature on secondary hardening and impact fracture behavior in P/M high speed steels of W–Mo–Cr–V(–Co) system. **Materials Science and Engineering A**, v. 474, 2008, p. 328–334.
- RAUTER, R.O. **Aços Ferramentas**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 1974. 254 p.
- SCHMOLZ+BIKENBACH. Rapidur 3343. Catálogo do Fabricante. Disponível em: <http://www.schmolz-bickenbach.com.br/fileadmin/files/schmolz-bickenbach.com.br/documents/Fichas_Tecnicas_novo_formato_dez2011/Acos_rapidos/Rapidur_3343.pdf>. Acesso em: 23 mar. 2013.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648p.
- SOUZA, S.A. **Composição química dos aços**. São Paulo: Edgard Blucher, c1989. 134 p

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment**: metalurgy and technologies. 2 ed. Portland: Portland University. 2007. 833p.

VITRY, V., NARDONE, S., BREYER, J.P., SINNAEVE, M., DELAUNOIS, F. Microstructure of two centrifugal cast high speed steels for hot strip mills applications. **Materials and Design**, v.34, 2012, p.372-378.