

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

JÚNIA BICALHO DUARTE ROSA

**EFEITO DA TEMPERATURA DE AQUECIMENTO NA TÊMPERA SOBRE A
MICROESTRUTURA E A DUREZA DO AÇO AISI M2 APÓS REVENIMENTO EM
TEMPERATURAS DIVERSAS**

BELO HORIZONTE

2015

JÚNIA BICALHO DUARTE ROSA

**EFEITO DA TEMPERATURA DE AQUECIMENTO NA TÊMPERA SOBRE A
MICROESTRUTURA E A DUREZA DO AÇO AISI M2 APÓS REVENIMENTO EM
TEMPERATURAS DIVERSAS**

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

Orientadora: Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientadora: Profa. Me. Aline Silva Magalhães

BELO HORIZONTE

2015

JÚNIA BICALHO DUARTE ROSA

**EFEITO DA TEMPERATURA DE AQUECIMENTO NA TÊMPERA SOBRE A
MICROESTRUTURA E A DUREZA DO AÇO AISI M2 APÓS REVENIMENTO EM
TEMPERATURAS DIVERSAS**

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: 04/12/15

BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Orientadora

Profa. Me. Aline Silva Magalhães - Coorientadora

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

AGRADECIMENTOS

A Deus, por me dar saúde e forças para seguir lutando e alcançando meus sonhos e objetivos.

Aos meus pais, Maria José e Ricardo, meu porto mais que seguro, agradeço pelo amor, dedicação e apoio incondicionais.

À minha madrinha querida, Rosa, como uma mãe sempre esteve ao meu lado e a todos os meus familiares e amigos pelo carinho e cuidado.

A meu namorado, Pedro Cordeiro, pelo amor, paciência e parceria.

À minha orientadora, Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pelo carinho, dedicação e empenho, sempre me auxiliando e incentivando.

À minha coorientadora, Profa. Me. Aline Silva Magalhães, sempre atenciosa e disposta a ajudar.

À Cintia Braga, pela companhia nos laboratórios e ajuda em diversos momentos durante a realização deste trabalho.

Ao Bruno Cordeiro Silva, Thalles Lucas e Rafaela Vidigal pela contribuição na caracterização das amostras.

A todos do CEFET/MG que, em algum momento, me auxiliaram.

A todas as outras pessoas que direta ou indiretamente contribuíram para a execução deste trabalho.

RESUMO

Neste trabalho foram avaliados os efeitos da temperatura de austenitização sobre a microestrutura e a dureza do aço AISI M2 após revenimento em diversas temperaturas. Para os tratamentos térmicos, duas temperaturas de austenitização e cinco temperaturas de revenimento foram definidas, de modo que diversas condições pudessem ser estudadas. As transformações microestruturais após os tratamentos térmicos foram analisadas por meio de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difratometria de raios-X. A dureza foi obtida por ensaios de dureza Rockwell C. Os ensaios de dureza realizados indicaram que as amostras temperadas, sem revenimento, à temperatura de austenitização superior, apresentaram um maior resultado de dureza do que a outra condição. Para as amostras temperadas e revenidas, observou-se que, quando a temperatura de austenitização mais baixa foi empregada, não ocorreram alterações de dureza significativas à medida que se aumentou a temperatura de revenimento. Utilizando-se a temperatura de austenitização mais elevada, foi notada a ocorrência do fenômeno de endurecimento secundário, com o aumento da temperatura de revenimento, assim como era esperado para este tipo de aço rápido. Nas fotomicrografias foi observada a presença de uma matriz martensítica e carbonetos. Destes, dois foram identificados segundo sua morfologia e localização. Pôde-se notar, independentemente da temperatura de revenimento, quantidade superior de carbonetos nas amostras austenitizadas à temperatura mais baixa. Por meio das imagens obtidas não foi possível verificar a presença de austenita retida, no entanto, a difratometria de raios-X revelou a presença desta. A difratometria revelou, também, a presença de martensita e carbonetos, dos quais, três tipos puderam ser identificados utilizando-se padrões de picos característicos encontrados na literatura.

Palavras-chaves: Aço rápido AISI M2. Têmpera. Revenimento. Endurecimento Secundário.

ABSTRACT

This study evaluated the effects of austenitizing temperature on the microstructure and hardness of AISI M2 steel after tempering at various temperatures. At the heat treatment, two austenitizing temperatures and five tempering temperatures were defined, so, various conditions could be studied. The microstructural transformations after heat treatment were analyzed through optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. The hardness was obtained by Rockwell C hardness tests. The hardness tests performed indicated that quenched samples, without tempering, at the highest austenitizing temperature, had a higher result of hardness than the other condition. For quenched and tempered samples was observed that, when the lowest austenitizing temperature was employed, no significant changes occurred as the tempering temperature was increased. Using the highest austenitizing temperature, was noted the occurrence of the secondary hardening phenomenon with increasing tempering temperature, as expected for this type of high speed steel. In the photomicrographs was observed the presence of a martensitic matrix and carbides. Of these, two were identified according to their morphology and location. It could be noted that, regardless of the tempering temperature, the greater amount of carbides was observed in the samples austenitized at the lowest temperature. Through the images obtained, it was not possible to verify the presence of retained austenite, however, the X-ray diffraction showed its presence. Also, the diffraction revealed the presence of martensite and carbides, of which, three types were identified using characteristics peaks patterns found in the literature.

Key words: High speed steel AISI M2. Quenching. Tempering. Secondary Hardening.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Micrografia de martensita em aço baixa liga – ataque: Nital 2%	15
Figura 2 – Diagrama esquemático de transformação para a têmpera.....	16
Figura 3 – Representação esquemática de um ciclo de têmpera + revenimento	18
Figura 4 – Curvas de revenido para três condições	25
Figura 5 – Curvas de revenimento do aço AISI M2.....	29
Figura 6 – Fotomicrografia de aço AISI M2 temperado e revenido	31
Figura 7 – Etapas de desenvolvimento do trabalho	32
Figura 8 – Corpo de prova do Aço AISI M2 em estado inicial.....	34
Figura 9 – Aparelho para corte de materiais metálicos	34
Figura 10 – Forno elétrico	36
Figura 11 – Amostra de aço AISI M2 revelando a descarbonetação	37
Figura 12 – Durômetro	37
Figura 13 – Lixadeiras e politrizes utilizadas para a preparação metalográfica.....	39
Figura 14 – Microscópio óptico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV)	39
Figura 15 – Difrátômetro de raios-X	40
Figura 16 – Curva de dureza para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e revenido a diversas temperaturas.....	41
Figura 17 – Curva de dureza para o aço AISI M2 temperado a 1200°C e revenido a diversas temperaturas.....	43
Figura 18 – Curvas de dureza para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e 1200°C e revenido a diversas temperaturas	45
Figura 19 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C	46
Figura 20 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C.....	46
Figura 21 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C	47
Figura 22 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C.....	47

Figura 23 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 500°C	48
Figura 24 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 500°C	49
Figura 25 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 525°C	49
Figura 26 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 525°C	50
Figura 27 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 550°C	50
Figura 28 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 550°C	51
Figura 29 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 575°C	51
Figura 30 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 575°C	52
Figura 31 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 600°C	52
Figura 32 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 600°C	53
Figura 33 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 500°C	54
Figura 34 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 500°C	54
Figura 35 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 525°C	55
Figura 36 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 525°C	55
Figura 37 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 550°C	56

Figura 38 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 550°C	56
Figura 39 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 575°C	57
Figura 40 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 575°C	57
Figura 41 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 600°C	58
Figura 42 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 600°C	58
Figura 43 – Difratoograma do aço AISI M2 após têmpera a 1000°C e 1200°C.....	59
Figura 44 – Difratoogramas do aço AISI M2 temperado a 1000°C e revenido a diversas temperaturas.....	61
Figura 45 - Difratoogramas do aço AISI M2 temperado a 1200°C e revenido a diversas temperaturas.....	62

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Principais efeitos dos elementos de liga nos aços ferramenta	20
Tabela 2 – Composição química e algumas aplicações dos aços rápidos à base de tungstênio (Tipo T)	21
Tabela 3 – Composição química e algumas aplicações dos aços rápidos à base de molibdênio (Tipo M)	22
Tabela 4 – Morfologia e localização de carbonetos nos aços rápido	24
Tabela 5 – Dureza a quente de alguns tipos de aços rápidos.....	26
Tabela 6 – Temperaturas de austenitização para alguns tipos de aços rápidos	28
Tabela 7 – Percentual de austenita retida no aço AISI M2, austenitizado a 1215°C, temperado em óleo e submetido a revenimentos múltiplos a 565°C (2,5 horas/ciclo).....	30
Tabela 8 – Parâmetros indicativos de processamento e tratamento térmico do aço rápido AISI M2.....	31
Tabela 9 – Composição química informada pelo fornecedor do aço AISI M2.....	33
Tabela 10 – Parâmetros das têmperas realizadas.....	35
Tabela 11 – Parâmetros dos revenimentos empregados.....	35
Tabela 12 – Valores de dureza Rockwell C para os corpos de prova temperados a 1000°C em diversas condições de revenimento	41
Tabela 13 – Valores de dureza Rockwell C para os corpos de prova temperados a 1200°C com diversas condições de revenimento	43

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	12
2. OBJETIVOS	14
2.1. Objetivo Geral	14
2.2. Objetivos Específicos	14
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1. Beneficiamento de Ligas Fe-C	15
3.1.1. Têmpera	15
3.1.2. Revenimento	17
3.2. Aços Rápidos	19
3.2.1. Composição e microestrutura dos aços rápidos	19
3.2.2. Processamento e propriedades dos aços rápidos	24
3.2.3. Tratamento térmico de aços rápidos - Aspectos práticos	27
4. MATERIAIS E MÉTODOS	32
4.1. Descrição Geral do Trabalho	32
4.2. Materiais	33
4.3. Corpos de Prova	33
4.4. Tratamentos Térmicos	34
4.5. Propriedade Mecânica	37
4.6. Caracterização Microestrutural	38
4.7. Caracterização Qualitativa	40
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	41
5.1. Análise de Dureza do Aço AISI M2 após Tratamento Térmico	41
5.2. Análise da Microestrutura do Aço AISI M2 após Tratamento Térmico	45
5.2.1. Micrografias obtidas para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e 1200°C	45
5.2.2. Micrografias obtidas para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e revenido a diversas temperaturas	48

<i>5.2.3. Micrografias obtidas para o aço AISI M2 temperado a 1200°C e revenido a diversas temperaturas</i>	53
5.3. Análise Qualitativa das Fases Presentes no Aço AISI M2 após Tratamento Térmicos	59
<i>5.3.1. Análise para amostras do aço AISI M2 temperadas a 1000°C e 1200°C</i>	59
<i>5.3.2. Análise para amostras do aço AISI M2 temperadas a 1000°C e 1200°C e revenidas a diversas temperaturas</i>	60
6. CONCLUSÃO	64
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	65

1. INTRODUÇÃO

Notoriamente, o ferro e o aço foram os primeiros materiais utilizados pelo homem na forma de ferramenta. A arte de endurecer o aço pelo seu aquecimento a elevadas temperaturas e subsequente resfriamento em água, é tão antiga que a data de descoberta desse processo não pode ser apontada com absoluta precisão (CHIAVERINI, 1996).

Segundo Colpaert (2008), a maior parte dos metais apresenta uma única estrutura cristalina desde a temperatura ambiente até sua temperatura de fusão. No entanto, o ferro apresenta polimorfismo, ou seja, apresenta duas estruturas cristalinas, à pressão ambiente, a depender da temperatura. Logo, a possibilidade de controlar esta transformação estrutural é uma das ferramentas mais úteis e empregadas na produção de aços e pode ser, ainda, auxiliada pela adição de elementos a este.

Segundo Silva e Mei (2010), a Revolução Industrial e sua evolução ao longo do século XIX acelerou a busca por ferramentas de usinagem que pudessem ser empregadas por longos períodos e maiores velocidades, ou seja, em solicitações mais severas e com melhor desempenho. Essa busca culminou em uma grande variedade de materiais, os atualmente chamados aços ferramenta. Para Coutinho (1992), este nome é hoje reservado para aços de qualidade especial, usados para operações de corte ou de conformação.

De modo geral, os aços ferramenta exigem grandes cuidados, tanto do ponto de vista de fabricação, desde a sua fundição, transformação mecânica até o tratamento térmico final, como também do ponto de vista de aplicação, levando-se em conta ao que se destinam (CHIAVERINI, 1996).

“Com poucas exceções, todos os aços ferramenta devem ser tratados termicamente para a obtenção de combinações determinadas de resistência à fratura sob cargas elevadas e resistência ao amaciamento em temperaturas elevadas” (SILVA; MEI, 2010, p. 236).

A ampla gama de composição química, processos de fabricação, tratamentos térmicos e mecânicos, além da aplicação, faz com que exista uma enorme quantidade de aços ferramenta e, em consequência, inúmeras classificações para estes. São diversos se enumerados por nomes comerciais; várias centenas, se classificados pela composição; e vinte ou mais, se classificados pelos tipos de composição da liga (BRICK et al., 1965).

De acordo com Coutinho (1992), é importante dividir essas numerosas composições de aços ferramenta em um número restrito de grupos, visando facilitar comparação e seleção. Uma das classificações mais aceitas e adotadas é a AISI, a qual considera composição química, características de emprego e tipo de tratamento térmico. Segundo Silva e Mei (2010), a classificação AISI para aços ferramenta resume-se a aços temperáveis em água (W), aços resistentes ao choque (S), aços para fins especiais (L, F, P), aços para trabalho a frio (O, A, D), aços para trabalho a quente (H) e aços rápidos (T, M).

Os aços rápidos são aços ferramenta de alta liga contendo tungstênio, molibdênio, cromo, vanádio e cobalto e recebem este nome pela sua capacidade de usinar metais a velocidades maiores do que as permitidas por aços ferramenta ao carbono ou de baixa e média liga (SARTORI, 2009).

O aço rápido AISI M2, segundo Serna (2008), é um dos mais populares dentre os aços rápidos, em função de seu vasto campo de aplicação, que inclui a confecção de ferramentas de usinagem para uso em alta taxa de desgaste, ferramentas de corte, matrizes, entre outros. Tais aplicações só são possíveis devido a características especiais que este tipo de aço apresenta e que serão discutidas neste estudo.

O presente trabalho traz mais informações sobre aços ferramenta, em especial os aços rápidos e o aço rápido AISI M2. Estuda-se composição, processamento e propriedades, além do beneficiamento sob diferentes condições.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Avaliar o efeito da temperatura de austenitização da têmpera, na dureza e na microestrutura do aço AISI M2, após revenimento em temperaturas diversas.

2.2. Objetivos Específicos

- Investigar as transformações de fase que ocorrem nos processos de austenitização, têmpera e revenimento a diversas temperaturas, no aço AISI M2;
- Caracterizar corpos de prova do referido aço por meio de ensaios de dureza e analisar a influência das temperaturas de austenitização e revenimento em relação às durezas obtidas;
- Identificar as fases presentes no aço após o tratamento térmico, por meio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difratometria de raios-X (DRX);

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Beneficiamento de Ligas Fe-C

Tratamento térmico é o conjunto de operações controladas de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços. Estes processos têm o objetivo de alterar propriedades e/ou conferir características determinadas a estes (CHIAVERINI, 1996; SILVA; MEI, 2010). Segundo Chiaverini (1996), alguns dos principais objetivos dos tratamentos térmicos são:

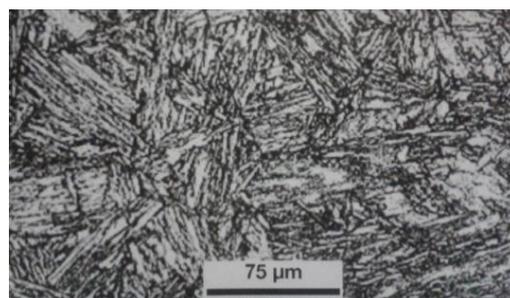
- remoção de tensões;
- aumento ou diminuição da dureza;
- aumento da resistência mecânica;
- melhora da ductibilidade;
- melhora da resistência ao desgaste;
- melhora da resistência ao calor.

Entende-se por beneficiamento de ligas Fe-C, o conjunto dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. A seguir, estes tratamentos serão discutidos para ligas Fe-C em geral.

3.1.1. *Têmpera*

Têmpera, de modo geral, é o tratamento térmico que visa a obtenção da martensita (Figura 1), fase e constituinte de alta dureza, com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (COLPAERT, 2008). Sua morfologia consiste em agulhas ou placas, de acordo com o teor de carbono.

Figura 1 – Micrografia de martensita em aço baixa liga – ataque: Nital 2%



Fonte: COLPAERT, 2008.

Existem diversos meios de resfriamento, com diferentes capacidades de extração de calor (severidade), são alguns deles: água pura, água com adição de sal ou adição de polímeros, óleo, ar e ainda meios gasosos como nitrogênio, hélio etc. Deve-se considerar ainda se o meio está sem agitação, moderadamente agitado ou violentamente agitado. (SILVA; MEI, 2010; COLPAERT, 2008).

Há alguns fatores que afetam a temperabilidade do aço. Sendo a formação da martensita o objetivo principal da têmpera, deve-se buscar o retardamento da formação de produtos difusionais (ferrita, cementita, perlita e bainita). Os fatores que permitem este retardo são: elementos de liga dissolvidos na austenita; elevado tamanho de grão austenítico, para diminuir áreas de nucleação heterogênea; e homogeneidade da austenita, também para dificultar a nucleação de compostos difusionais (SILVA; MEI, 2010). É importante salientar que a transformação martensítica quase sempre vem acompanhada da presença de austenita retida na estrutura final, ou seja, a austenita que não se transformou durante a têmpera, o que para alguns aços pode chegar a 30% da estrutura temperada (CHIAVERINI, 1996). Alguns métodos para transformar a austenita retida serão discutidos na seção 3.2.3.

A têmpera, no entanto, pode vir acompanhada de certos problemas, em decorrência das microtensões elevadas às quais a estrutura martensítica está sujeita e, também, a depender da severidade do resfriamento. Quando as tensões internas ultrapassam o limite de escoamento do aço, as peças apresentarão empenamento. Quando o limite de resistência à tração é superado, ocorrem inevitáveis fissuras (CHIAVERINI, 1996). Para atenuar os inconvenientes apontados anteriormente, lança-se mão de outro tratamento térmico, o revenimento.

3.1.2. Revenimento

O revenimento é o tratamento térmico que, de modo geral, sempre acompanha a têmpera, uma vez que elimina a maioria dos inconvenientes produzidos por esta (CHIAVERINI, 1996).

A martensita como temperada é extremamente dura e frágil. Além dos problemas de trinca e empenamento já citados, a baixa tenacidade do material torna essa estrutura sem emprego prático. Desta forma, o revenimento, além de aliviar tensões internas, corrige excessivas durezas, aumentando sua ductilidade e resistência ao choque (SILVA; MEI, 2010; CHIAVERINI, 1996).

O procedimento deste tratamento consiste em aquecer o aço uniformemente a temperaturas inferiores a temperatura A_{c1} (temperatura de austenitização), mantendo-o nesta temperatura por tempo suficiente para balancear as propriedades desejadas (COLPAERT, 2008).

De acordo com ASM Handbook (2002), as principais variáveis associadas ao revenimento que afetam microestrutura e propriedades de um aço revenido são:

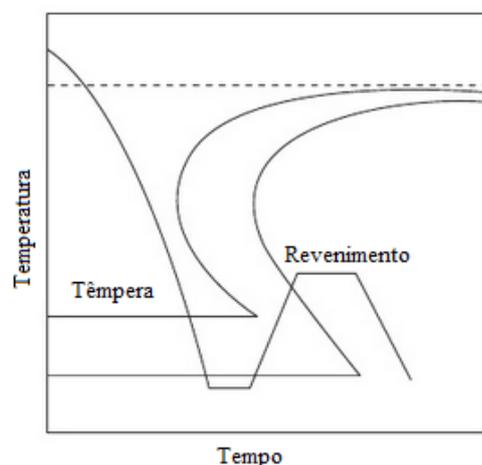
- Temperatura de revenido;
- Tempo à temperatura de revenido;
- Taxa de resfriamento;
- Composição do aço, incluindo teor de carbono, presença de elementos de liga e elementos residuais.

Durante o aquecimento para este tratamento térmico, os aços passam por transformações estruturais, as quais são sintetizadas por Silva e Mei (2010) a seguir:

“A metaestabilidade da martensita é caracterizada pela permanência dos átomos de carbono nos interstícios em que se encontravam na austenita. Assim, fornecendo-se energia para a difusão (revenimento), o carbono sairá da supersaturação, precipitando-se como carboneto. Essa precipitação conduz à diminuição da dureza. Além disso, o revenimento funciona como uma operação de alívio de tensões.” (SILVA; MEI, 2010, p. 124).

O ciclo de têmpera e revenimento está representado na Figura 3, a seguir.

Figura 3 – Representação esquemática de um ciclo de têmpera + revenimento



Fonte: SILVA; MEI, 2010.

O revenimento deve começar logo após a têmpera e as propriedades finais que se deseja obter podem ser controladas não só pela temperatura de revenimento, como também pelo tempo de permanência à temperatura considerada (CHIAVERINI, 1996).

3.2. Aços Rápidos

Os aços rápidos são os principais tipos de aços ferramenta utilizados quando se deseja cortes a altas velocidades e pesados avanços. Isso se explica por características como alta dureza no estado temperado e retenção da dureza a quente, sendo esta segunda a mais importante propriedade deste tipo de aço (CHIAVERINI, 1996; SILVA; MEI, 2010). Outras características importantes aos aços rápidos são a boa resistência ao desgaste e abrasão, estabilidade dimensional e boa tenacidade, o que os permite manter um bom gume cortante por longos períodos (COUTINHO, 1992; SILVA; MEI, 2010).

Esses aços são empregados na fabricação de ferramentas de usinagem de materiais de média e alta resistência, lâminas de serra para corte de metais, cilindros para laminação de roscas, etc (SILVA; MEI, 2010).

Seu custo é mais elevado do que o de outros aços utilizados como ferramentas, devido não só à sua composição química, como às operações de tratamento térmico as quais devem ser submetidos, muito mais complexas e demoradas (CHIVERINI, 1996), fatores que serão estudados adiante. No entanto, na aplicação correta, seu alto custo é devidamente compensado pela longa vida da ferramenta, redução das paradas para afiação e o conseqüente aumento da produtividade (SILVA; MEI, 2010).

3.2.1. Composição e microestrutura dos aços rápidos

“Os principais elementos de liga que se destinam à fabricação de ferramentas são o manganês, cromo, silício, tungstênio, vanádio, molibdênio e cobalto” (COUTINHO, 1992, p. 237). Segundo Moon, Lee e Kwon (2008), dentre os mais importantes elementos de liga presentes nos aços rápidos estão o tungstênio, o molibdênio, o vanádio e o cromo, todos considerados formadores de carbonetos. Os efeitos destes elementos em aços especiais alteram tanto as fases ou constituintes presentes em equilíbrio, como a maneira e velocidade com que essas fases se formam (SILVA; MEI, 2010). A seguir, na Tabela 1, vê-se o efeito dos já mencionados elementos nos aços ferramenta:

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 Tende a promover 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 a resistência ao revenimento Causa intenso endurecimento secundário
Cobalto	Retenção da dureza a quente Diminui a temperabilidade

Fonte: COUTINHO, 1992.

Com base na tabela acima, sabe-se de modo geral que (CHIAVERINI, 1996):

- certos elementos de liga produzem menor empenamento durante a têmpera, uma vez que o aumento da temperabilidade permite o emprego de meios de resfriamento menos severos, o que no caso dos aços ferramenta é de extrema importância devido à complexidade das peças;
- certos elementos de liga conferem maior resistência à abrasão à mesma dureza, devido à formação de carbonetos duros, estáveis e resistentes ao desgaste;
- certos elementos de liga conferem maior tenacidade à mesma dureza (em seções menores), uma vez que podem conferir granulação mais fina, diminuir tensões internas e permitir o emprego de temperaturas maiores de revenido, permitindo maior alívio de tensões;
- por fim, alguns elementos de liga permitem a obtenção de dureza e resistência a quente, devido à dificuldade de coalescência dos carbonetos quando sujeitos às condições de uso, além do fenômeno de endurecimento secundário no que diz respeito especificamente aos aços rápidos e altamente ligados.

Em resumo, a real habilidade dos elementos de liga presentes nos aços está na capacidade de torná-los úteis a uma ampla variedade de ferramentas e aplicações (BRYSON, 2005).

Em relação especificamente aos aços rápidos, suas composições variam em amplas faixas e podem atingir níveis elevados de molibdênio, vanádio, tungstênio e cobalto (SILVA; MEI, 2010). Todos eles possuem altos teores de carbono, tungstênio (podendo elevar-se a 12%), molibdênio (até 8 ou 9%), vanádio (até 5%, em tipos mais recentes) e cobalto (até 12%), esse último nem sempre presente (CHIAVERINI, 1996).

“As ferramentas de aço rápido são divididas em dois grandes grupos: aços ao tungstênio (W), identificados pela letra ‘T’, e aços ao molibdênio (Mo), identificados pela letra ‘M’” (MACHADO et al, 2009, p. 182).

A seguir, nas Tabelas 2 e 3, observam-se as composições químicas e algumas das principais aplicações dos aços rápidos, segundo a classificação AISI, à base de tungstênio e à base de molibdênio, respectivamente.

Tabela 2 – Composição química e algumas aplicações dos aços rápidos à base de tungstênio (Tipo T)

Tipo (AISI)	Composição (%)					Aplicações
	C	W	Cr	V	Outros	
T1	0,75	18,00	4,00	1,00	-	Brocas, tarraxas, alargadores;
T2	0,85	18,00	4,00	2,00	1,00Mo ^a	Ferramentas de torno e plaina;
T4	0,75	18,00	4,00	1,00	5Co-0,70Mo	Brocas, ferramentas de perfurar;
T5	0,80	18,00	4,50	2,00	8,0Co-1,00Mo	Ferramentas para corte com disco;
T6	0,80	20,00	4,50	2,00	12,0Co-0,70Mo	Ferramentas de aferição, brocas;
T8	0,75	14,00	4,00	2,00	5,0Co-0,70Mo	Pastilhas de corte;
T15	1,55	12,00	4,00	5,00	5,0Co-1,00Mo ^a	Matrizes para recortar, punções, mandris, fresas;

Fonte: COUTINHO, 1992 (adaptada).

^a máximo

Tabela 3 – Composição química e algumas aplicações dos aços rápidos à base de molibdênio (Tipo M)

Tipo (AISI)	Composição (%)					Aplicações
	C	Mo	Cr	V	Outros	
M1	0,85	9,00	4,00	1,20	1,70 W	Ferramentas para madeira, brocas, fresas;
M2	0,85	5,00	4,00	2,00	6,00 W	Brocas, tarraxas, fresas, serras, mandris;
M3-1	1,05	5,50	4,00	2,50	6,00 W	Ferramentas de torno, plaina e aferição;
M3-2	1,20	5,50	4,00	3,50	6,00 W	Mesma aplicação de M3-1;
M4	1,30	5,50	4,00	4,00	6,00 W	Ferramentas de aferição, de recortar;
M6	0,80	5,00	4,00	1,50	4W 12Co	Ferramentas de torno, de perfuração, fresas;
M7	1,00	8,70	3,75	2,00	1,75 W	Brocas, tarraxas, tupias, serras;
M10	0,85	8,00	4,00	2,00	-	Ferramentas para madeira, tupias, serras;
M30	0,80	8,50	4,00	1,20	1,8W 5Co	Ferramentas de torno, de modelagem;
M33	0,90	9,50	3,75	1,20	1,7W 8Co	Brocas, tarraxas, fresas, cossinetes;
M34	0,90	8,50	3,75	2,10	1,7W 8Co	Brocas, tarraxas, cossinetes;
M36	0,85	5,00	4,00	2,00	6W 8Co	Ferramentas para serviço pesado de torno e plaina;
M41	1,10	3,75	4,25	2,00	6,75W 5Co	Brocas, fresas, alargadores, mandris;
M42	1,10	9,50	3,75	1,15	1,5W 8Co	M42 a M47: as mesmas que M41
M46	1,25	8,25	4,00	3,15	2W 8,3Co	
M47	1,10	9,50	3,75	1,25	1,6W 5Co	

Fonte: COUTINHO, 1992 (adaptada).

Os aços rápidos com alto tungstênio são mais resistentes à decarbonetação do que os com alto molibdênio durante a operação de têmpera. Para processos em que se necessita de alta dureza a elevadas temperaturas, o principal elemento de liga deve ser o tungstênio, seguido pelo molibdênio, uma vez que o carboneto de tungstênio é o mais estável, garantindo a manutenção dessas propriedades à temperaturas mais elevadas do que os demais (SOUZA, 1989; MACHADO et al, 2009).

Os aços rápidos à base de molibdênio têm maior resistência ao impacto do que os aços à base de tungstênio. O molibdênio pode substituir o tungstênio na proporção de 1 para 1,6-2,0, entretanto, nos aços à base de tungstênio, não se deve elevar muito o percentual de molibdênio para que não ocorra a descarbonetação em excesso que o molibdênio provoca (SOUZA, 1989; COUTINHO, 1992).

Como visto nas tabelas 3 e 4, o cromo é adicionado nos aços rápidos num teor próximo de 4%. O vanádio está presente, em geral, em teores entre 1 e 3%, podendo chegar a 5%, como no aço T15.

Segundo Coutinho (1992), o vanádio forma carbonetos muito estáveis, praticamente insolúveis às temperaturas usuais de austenitização, logo atuam como uma barreira importante ao crescimento de grão austenítico, função esta citada na tabela 2.

Por fim, o teor de carbono determina a dureza final do aço rápido para teores constantes de cromo e tungstênio. Este elemento é o responsável pela formação de carbonetos complexos. Os teores de carbono devem variar entre 0,70% e 1,50%, com cerca de 30% destes valores dissolvidos na matriz (SOUZA, 1989; COUTINHO, 1992).

A microestrutura de aços rápidos, na condição temperada, consiste de uma matriz martensítica, austenita retida e elevada concentração de carbonetos eutéticos heterogeneamente distribuídos. Esses carbonetos são formados durante a solidificação e podem apresentar durezas muito superiores à da martensita e do carboneto de ferro. No aço rápido AISI M2, verifica-se a formação dos carbonetos eutéticos: M_2C , M_6C , MC , em que M são os metais presentes no aço, incluindo W, Mo, V e Cr. O tipo predominante de carboneto encontrado neste aço é o M_2C . A participação desses carbonetos na composição final depende da composição química de base e da taxa de solidificação (SARTORI, 2009; ZHOU et al., 2011).

Em relação aos carbonetos usualmente presentes em aços rápido, Vitry et al. (2012) destaca que estes podem ser identificados pela morfologia e localização na microestrutura. A Tabela 4 resume estas informações. De acordo com Vitry et al. (2012), a fórmula do carboneto de vanádio é normalmente V_8C_7 e são geralmente chamados de MC . Os carbonetos de cromo são, em geral, do tipo M_7C_3 ou $M_{23}C_6$. Carbonetos de tungstênio e de molibdênio são do tipo M_2C ou M_6C .

Tabela 4 – Morfologia e localização de carbonetos nos aços rápido

Carboneto	Morfologia	Composição Química	Localização
MC		Globular; Espesso; Isolado ou associado;	Centro ou contornos de grãos (em associação com M_7C_3);
M_2C		Acicular ou lamelar; Associado;	Áreas interdendríticas;
M_6C		Lamelas finas; Associado;	Áreas de forte resfriamento (primeiros 5 mm a partir da superfície);
M_7C_3		Lamelas grossas; Associado;	Áreas interdendríticas;
$M_{23}C_6$		Pequenos glóbulos; Isolados.	Homogeneamente distribuídos na matriz.

Fonte: VITRY et al., 2012(adaptada).

3.2.2. Processamento e propriedades dos aços rápidos

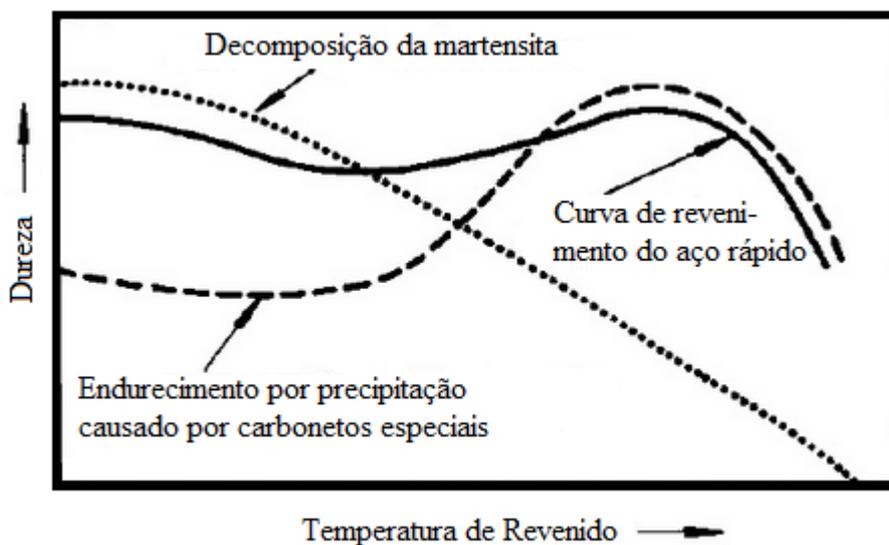
De modo geral, as peças de aços ferramenta, incluindo-se os aços rápidos, são fabricadas por meio de forjamento a quente ou metalurgia do pó, seguido dos tratamentos térmicos comuns aos dos aços de alta resistência (normalização, recozimento, alívio de tensões, têmpera e revenimento). A faixa de temperaturas para a conformação a quente é estreita, exigindo-se cuidadoso controle do processo (SOUZA, 1989; SILVA; MEI, 2010; DOBRZANSKI et al., 2004).

A temperatura e a atmosfera utilizadas no forjamento devem ser adequadas e controladas para se evitar a descarbonetação durante a operação. O resfriamento após o forjamento deve ser lento para minimizar o aparecimento de tensões internas e, conseqüentemente, o aparecimento de trincas (SOUZA, 1989; SILVA; MEI, 2010).

Uma vez que os aços rápidos possuem dureza extremamente elevada, utilizam-se os tratamentos de normalização, recozimento ou alívio de tensões para permitir a usinagem das peças feitas por esses materiais. No entanto, a estrutura final dos aços rápidos é obtida pelo tratamento térmico de têmpera e revenimento (SOUZA, 1989). O revenimento, em especial, é capaz de produzir um fenômeno característico aos aços rápidos e promove modificações em sua dureza (CHIAVERINI, 1996).

Essas modificações de dureza em aços revenidos podem ser observadas na Figura 4. A curva pontilhada corresponde a um aço comum, a curva tracejada é relativa a um aço “endurecível por precipitação” e a curva contínua é relativa a um aço rápido.

Figura 4 – Curvas de revenido para três condições



Fonte: CHIAVERINI, 1996 (adaptada).

Segundo Chiaverini (1996), observa-se que para o aço comum há a queda contínua da dureza em função da temperatura de revenimento, devido à decomposição da martensita. Na curva tracejada, observa-se a elevação da dureza pela precipitação de compostos. Por fim, a curva cheia refere-se ao fenômeno típico de aços altamente ligados e mais acentuado nos aços rápidos: o endurecimento secundário. O endurecimento secundário, responsável pela alta

dureza a quente de aços rápidos, é resultado da transformação da martensita obtida na têmpera em martensita revenida de alta temperatura (sorbita); da austenita retida em martensita, durante o resfriamento no revenimento; e, principalmente, da intensa precipitação de carbonetos de elementos de liga finamente dispersos na estrutura (TOTTEN, 2007).

A precipitação dos carbonetos durante o revenimento contribui no aumento da dureza e da resistência mecânica do aço. Tal efeito é pronunciado em aços com molibdênio, vanádio, tungstênio, titânio e também em aços com altos teores de cromo. É relevante destacar que após a dureza passar por um pico, o coalescimento dos carbonetos metálicos implica novamente em perda de dureza no aço. Quanto aos elementos de liga não formadores de carbonetos, como o Si, o Ni e o Co, eles não possuem efeito de endurecimento secundário, mas aumentam a dureza por solução sólida (SILVA; MEI, 2010; TOTTEN, 2007).

A contribuição da formação de martensita através da austenita retida se dá em temperaturas de revenido entre 540°C e 590°C. A contribuição pela formação dos carbonetos se dá, em geral, quando as temperaturas de revenido variam entre 480°C e 560°C (CHIAVERINI, 1996). Logo, obtêm-se como produto final, os carbonetos dispersos em uma matriz martensítica revenida, resultando em uma microestrutura endurecida, porém relativamente tenaz (SOUZA, 1989).

Na Tabela 5 são mostradas a dureza a quente de alguns tipos de aços rápidos. Observa-se que estes sofrem pequenas reduções de dureza quando trabalham a temperaturas muito elevadas, pois, como já dito, em temperaturas superiores às ideais de revenimento, há o coalescimento dos precipitados.

Tabela 5 – Dureza a quente de alguns tipos de aços rápidos

Tipo (AISI)	Dureza Rockwell C			
	Temp. Ambiente	A 593°C	A 620°C	A 635°C
M1	66,0	63,0	57,5	-
M2	65,5	62,5	58,0	56,5
T1	66,0	62,5	57,5	-
T2	65,5	63,0	59,5	59,0

Fonte: CHIAVERINI, 1996 (adaptada).

Para a seleção de aços rápidos, o primeiro passo é determinar quais são as propriedades mais importantes em função das condições de trabalho e fabricação da ferramenta, sabendo-se que para este tipo de aço as principais propriedades são dureza a quente e resistência à abrasão. Deve-se também levar em conta o custo da ferramenta, além do custo das posteriores operações de usinagem e tratamentos térmicos (SILVA; MEI, 2010).

3.2.3. Tratamento térmico de aços rápidos - Aspectos práticos

Como já dito na seção anterior, os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento conferem a estrutura final aos aços rápidos. No entanto, a têmpera deve ser sempre precedida de um recozimento. Este tratamento, além de permitir a usinagem das ferramentas sem o aparecimento de tensões internas extremamente altas, confere maior estabilidade dimensional à peça para quando esta for austenitizada para a têmpera (SILVA; MEI, 2010; COUTINHO, 1992).

Em relação ao tratamento térmico de têmpera, considerando a temperatura de austenitização empregada, são feitas as seguintes considerações:

- O pré-aquecimento é sempre recomendável. Este evita choques térmicos e o consequente aparecimento de tensões residuais, além de diminuir o tempo a altas temperaturas, reduzindo as chances de descarbonetação (SILVA; MEI, 2010);
- Ainda em relação à descarbonetação, tanto este pré-aquecimento quanto o aquecimento de fato para a austenitização exigem ambiente protetor, sendo o banho de sal o meio mais adequado (CHIAVERINI, 1996).

De acordo com Chiaverini (1996), quando se utiliza uma única etapa de pré-aquecimento, empregam-se duas faixas de temperaturas: 705°C a 790°C, quando a descarbonetação é um problema acentuado; e 815° a 900°C, quando a descarbonetação não constitui um problema. No caso de banhos de sal é recomendado um duplo pré-aquecimento, primeiramente em um forno entre 540°C e 650°C e, em seguida, em um forno entre 845°C e 870°C.

As faixas de temperatura de austenitização usuais para os aços do tipo M (ao molibdênio) variam entre 1170°C e 1240°C. Já para os aços do tipo T (ao tungstênio) essa faixa varia entre 1250°C e 1290°C (COUTINHO, 1992). Quando o cobalto está presente há variações nessas

temperaturas de austenitização (CHIAVERINI, 1996). A seguir, na Tabela 6, são apresentadas as temperaturas usuais de austenitização para alguns tipos de aços rápidos.

Tabela 6 – Temperaturas de austenitização para alguns tipos de aços rápidos

Tipo (AISI)	Faixas de Temperatura de Austenitização (°C)
T1	1260 - 1302
T3	1232 - 1274
T4	1260 - 1302
T5	1274 - 1302
M1	1177 - 1218
M2	1190 - 1232
M3	1204 - 1302
M4	1204 - 1302

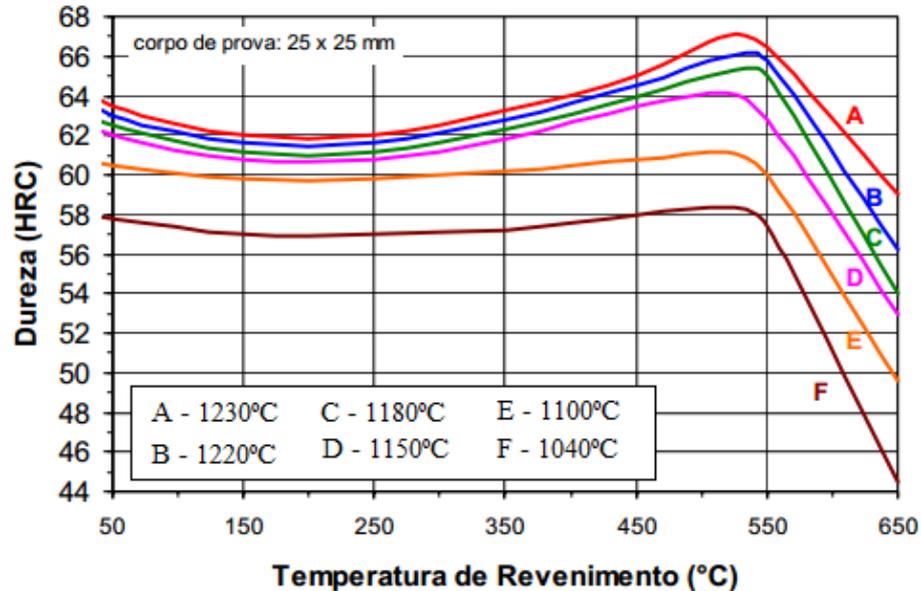
Fonte: CHIAVERINI, 1996 (adaptada).

Segundo Coutinho (1992), assim que a dissolução dos carbonetos começa a ocorrer, o procedimento adequado é deixar a ferramenta em um pequeno tempo de encharque a 1100°C e, então, levá-la rapidamente a temperatura de austenitização especificada, mantendo-a o menor tempo possível nesta temperatura. Este tempo é compatível com a necessária dissolução dos carbonetos e deve ser mínimo para evitar a fusão do incipiente e minimizar o crescimento de grão.

Os parâmetros de austenitização definirão o tamanho de grão austenítico, a quantidade de carbono e elementos de liga em solução na austenita, além da quantidade de elementos de liga na forma de carbonetos. Logo, as condições de austenitização tem influência direta sobre os resultados da têmpera (SILVA; MEI, 2010).

As curvas de revenido a seguir, Figura 5, ilustram o que foi dito anteriormente sobre a influência das temperaturas de austenitização sobre as propriedades do aço AISI M2.

Figura 5 – Curvas de revenimento do aço AISI M2



Fonte: VILLARES METALS, 2003.

A temperabilidade dos aços rápidos é alta, logo, a depender do resfriamento, da composição da liga, das condições de austenitização e do tamanho da seção transversal, é possível obter a microestrutura e propriedades desejadas com uma mínima distorção e trincas de resfriamento (KRAUSS, 1990).

Relativamente à têmpera, os meios de resfriamento usuais para os aços rápidos são ar, óleo e banhos de sal (ou chumbo derretido) (CHIAVERINI, 1996).

Devido à já comentada alta temperabilidade dos aços rápidos, é comum a utilização da têmpera interrompida. Neste processo, a ferramenta é retirada do forno e mantida ao ar até que perca o brilho causado pela alta temperatura. Em seguida, a peça é resfriada em óleo. Este procedimento evita problemas de segurança (COUTINHO, 1992).

Após o processo de têmpera, o aço rápido obtido possui uma microestrutura formada de matriz martensítica altamente ligada, 15% a 30% de austenita retida e um certo percentual de carbonetos (COUTINHO, 1992). A composição da matriz austenítica é o que determina a morfologia da microestrutura martensítica formada (KRAUSS, 1990).

Sabe-se que a microestrutura martensítica obtida diretamente da têmpera tem níveis de tensões residuais elevados e, portanto, é necessário realizar um tratamento térmico subsequente, o revenimento, para aliviar estas tensões e ajustar a dureza da ferramenta tratada

(COLPAERT, 2008). Além de revenir a martensita obtida, o revenimento busca também eliminar a austenita retida. Para esta finalidade são realizados vários revenimentos (SILVA; MEI, 2010). Segundo Coutinho (1992):

“Ao resfriar o aço a partir da temperatura de revenimento [...] a estrutura será formada de carbonetos, martensita revenida, martensita (recém-formada) e austenita retida. A nova martensita se originou da austenita retida, tornada menos estável pela precipitação de carbonetos. É claro, pois, que um único revenimento deixa o aço em uma condição instável, devida à martensita não revenida e austenita retida restante.” (COUTINHO, 1992, p. 297).

Neste contexto, um novo revenimento é realizado para revenir esta martensita formada a partir da austenita retida (KRAUSS, 1990). De acordo com Coutinho (1992), em alguns aços rápidos há a necessidade de se realizar até três ou quatro revenimentos.

Outra alternativa ao revenimento é a realização do tratamento subzero, para a eliminação da austenita retida. Este tratamento consiste em resfriar a ferramenta até temperaturas de cerca de -100°C . Atualmente, este tratamento tem pouco uso comercial, no entanto, é conveniente para a correção de superaquecimento ou para estabilização dimensional (CHIAVERINI, 1996).

Na tabela a seguir, Tabela 7, é mostrado o percentual de austenita retida após múltiplos revenimentos para o aço AISI M2.

Tabela 7 – Percentual de austenita retida no aço AISI M2, austenitizado a 1215°C , temperado em óleo e submetido a revenimentos múltiplos a 565°C (2,5 horas/ciclo)

Ciclos de Revenimento	Austenita Retida (% em volume)	
	Sem Tratamento Sub-Zero	Com Tratamento Sub-Zero após Têmpera e após cada Revenimento
Como Temperado	25,2	14,9
1	3,3	4,0
2	6,3	2,3
3	1,9	4,1
4	3,8	2,5

Fonte: COUTINHO, 1992.

A seguir, Tabela 8, são mostrados os parâmetros usuais de processamento e tratamento térmico do aço rápido AISI M2.

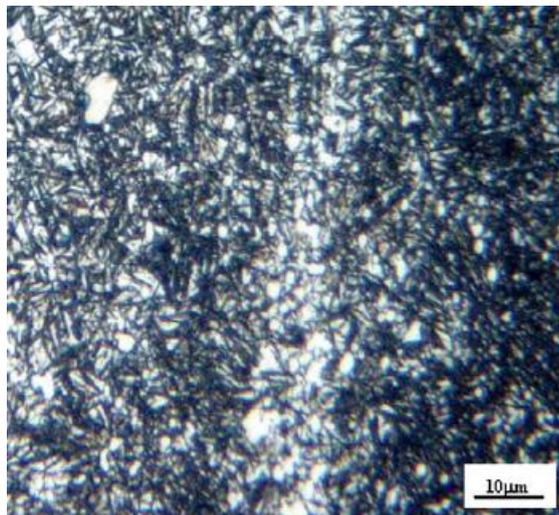
Tabela 8 – Parâmetros indicativos de processamento e tratamento térmico do aço rápido AISI M2

Tipo	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimento
	Início: 1120°C	850/900°C	1180/1120°C	550°C/600°C
M2	Final: 950°C min	Resfriamento lento	Pré-aquecimento a 550°C e 850°C Resfriamento em óleo	Dureza e tenacidade elevadas

Fonte: SILVA; MEI, 2010.

Na Figura 6 é apresentada fotomicrografia óptica do aço rápido AISI M2 temperado e revenido (AKBARI et al., 2010). É possível observar a microestrutura martensítica e carbonetos dispersos pela matriz.

Figura 6 – Fotomicrografia de aço AISI M2 temperado e revenido



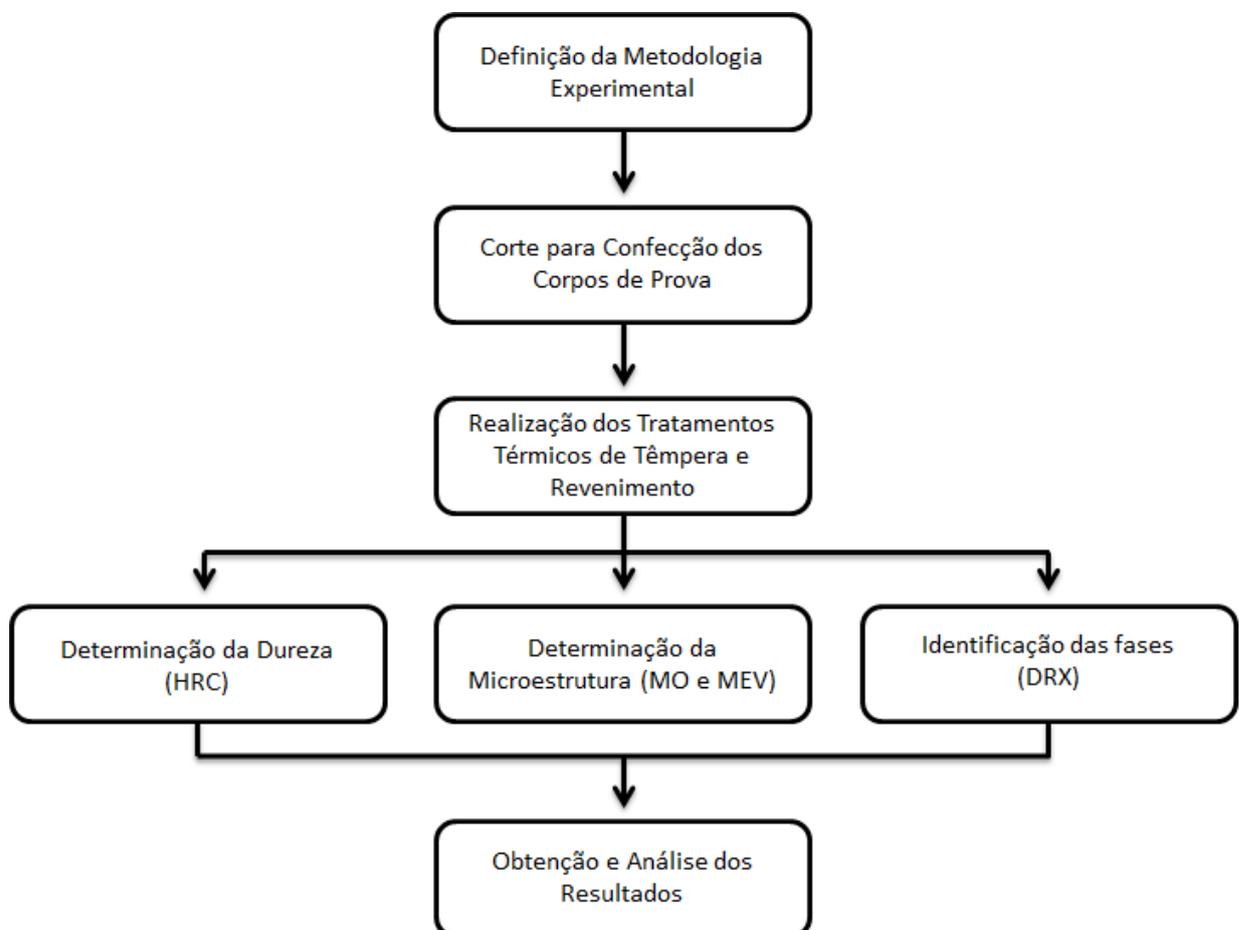
Fonte: AKBARI et al., 2010.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Descrição Geral do Trabalho

O objetivo principal deste trabalho foi verificar os efeitos de diferentes parâmetros de tratamento térmico na microestrutura e propriedades do aço AISI M2. A seguir, o fluxograma da Figura 7 apresenta de forma esquemática as etapas de desenvolvimento do trabalho.

Figura 7 – Etapas de desenvolvimento do trabalho



Fonte: Próprio Autor.

O primeiro passo para a determinação da metodologia experimental foi a escolha dos parâmetros de têmpera. Em seguida, determinou-se os parâmetros de revenimento, assim como as análises para a caracterização do material após tratamento térmico. As análises foram escolhidas com base nas principais alterações microestruturais e de propriedades mecânicas esperadas para o aço utilizado neste trabalho.

As condições de têmpera e revenimento foram determinadas com base nos parâmetros estabelecidos na metodologia experimental e na literatura. Após a realização dos tratamentos térmicos, procedeu-se para a realização dos ensaios de dureza Rockwell C (HRC) e avaliação microestrutural dos corpos de prova submetidos a cada condição, por meio de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), obtendo-se, assim, as imagens e os dados necessários para a análise dos resultados, interpretação e obtenção de conclusões. Por fim, foi realizada a difração de raios-X das amostras (DRX), com o objetivo de identificar as fases presentes.

4.2. Materiais

O material utilizado e estudado neste trabalho foi o aço rápido AISI M2. Amostras deste aço foram adquiridas comercialmente na forma de barras quadráticas cortadas a partir de lingotes. Os corpos de prova foram produzidos pelo corte das barras do aço, obtendo-se amostras de dimensões adequadas para a realização dos tratamentos térmicos e dos ensaios de caracterização.

A composição química foi informada pelo fornecedor por meio de catálogo técnico e é apresentada na Tabela 9.

Tabela 9 – Composição química informada pelo fornecedor do aço AISI M2

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

Fonte: Schomolz – Bickenback.

4.3. Corpos de Prova

Cada corpo de prova foi produzido, como já dito, pelo corte de barras do aço AISI M2. Barras de seção transversal quadrática, com espessura e altura de 1,5 cm, foram subdivididas em pequenos corpos de prova com aproximadamente 1,5 cm de comprimento, de forma a se obter pequenos cubos do material. No total, vinte e quatro corpos de prova foram confeccionados para que se pudesse dar início aos tratamentos térmicos. Um corpo de prova em estado inicial é mostrado a seguir na Figura 8.

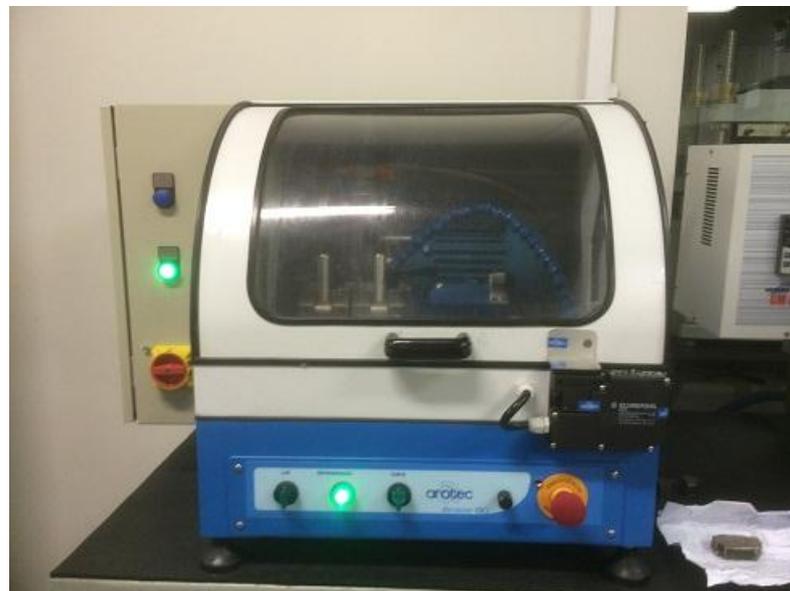
Figura 8 – Corpo de prova do Aço AISI M2 em estado inicial



Fonte: Próprio Autor.

O corte das barras foi realizado no equipamento para corte de materiais metálicos marca AROTEC, modelo COR 80/2, localizado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais, cuja imagem é mostrada na Figura 9.

Figura 9 – Aparelho para corte de materiais metálicos



Fonte: Próprio Autor.

4.4. Tratamentos Térmicos

Inicialmente, doze corpos de prova em estado inicial foram temperados a 1000°C. Da mesma forma, outros doze corpos de prova foram temperados a 1200°C. Os parâmetros de têmpera são mostrados na Tabela 10.

Tabela 10 – Parâmetros das têmperas realizadas

Temperatura de austenitização	Tempo de encharque	Meio de resfriamento	Número de Amostras
1000°C	1 hora	Óleo	12
1200°C	1 hora	Óleo	12

Fonte: Próprio Autor.

Para a realização dos tratamentos térmicos de revenimento, diversas temperaturas foram definidas por meio de consulta à literatura e de acordo com as transformações microestruturais esperadas. Das doze amostras previamente temperadas a 1000°C, duas permaneceram sem revenimento e as outras dez amostras, de duas em duas foram revenidas em temperaturas de revenimento distintas. O mesmo ocorreu com as amostras temperadas a 1200°C – duas permaneceram sem revenimento e as outras dez foram revenidas de duas em duas em cinco temperaturas distintas.

Na Tabela 11 são apresentados os parâmetros de revenimento estabelecidos para este trabalho.

Tabela 11 – Parâmetros dos revenimentos empregados

Amostras	Temperatura de revenimento	Tempo de revenimento	Meio de resfriamento	Número de Amostras
	S/ Revenimento			2
1000°C	500°C	1 hora	Ar	2
	525°C			2
	550°C			2
	575°C			2
	600°C			2
	S/ Revenimento			2
1200°C	500°C	1 hora	Ar	2
	525°C			2
	550°C			2
	575°C			2
	600°C			2

Fonte: Próprio Autor.

Os corpos de prova foram temperados e revenidos no forno elétrico com sistema de controle de temperaturas digital da marca Magnus. Na Figura 10 é apresentado o forno em questão, localizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais.

Figura 10 – Forno elétrico

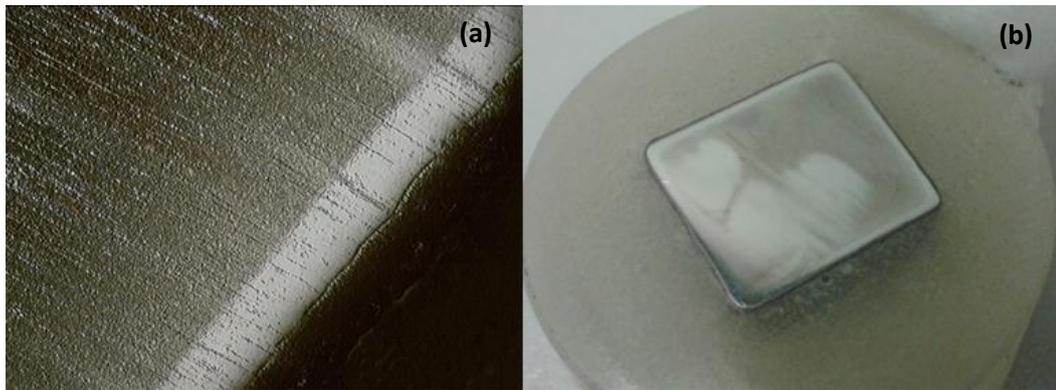


Fonte: Próprio Autor.

Após os tratamentos térmicos, todos os vinte e quatro corpos de prova foram cortados ao meio. Tal procedimento é justificado pela descarbonetação superficial sofrida pelas peças quando submetidas a altas temperaturas. Dessa forma, foi analisada, tanto para os ensaios de dureza quanto para a obtenção das imagens da microestrutura, a parte interna dos corpos de prova, isenta da influência da descarbonetação. Na figura 11, observa-se a ocorrência da descarbonetação superficial em uma amostra. O corte foi também realizado no aparelho para corte de materiais metálicos, já mostrado.

Após a divisão das peças, passou-se a trabalhar com vinte e quatro corpos de prova tratados a 1000°C e vinte e quatro corpos de prova tratados a 1200°C, obtendo-se, portanto, quatro corpos de prova provenientes de cada condição, após revenimento. Destes, dois de cada condição foram inicialmente encaminhados para a realização dos ensaios de dureza e os outros dois foram encaminhados para a preparação metalográfica e realização das análises microestruturais.

Figura 11 – Amostra de aço AISI M2 revelando a descarbonetação



- (a) Fotomicrografia de amostra do aço AISI M2 tratada termicamente com ampliação de 100X
(b) Amostra embutida do aço AISI M2 revelando faixa de descarbonetação em sua extremidade
Fonte: Próprio Autor.

4.5. Propriedade Mecânica

A propriedade mecânica analisada neste trabalho foi a dureza, tendo sido determinada para os corpos de prova após cada condição de tratamento térmico, por meio dos ensaios de dureza Rockwell C. Os ensaios foram realizados no durômetro da marca *IGV*, modelo RM401/A, localizado no Laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais, mostrado na Figura 12.

Figura 12 – Durômetro



Fonte: Próprio Autor.

Para a medição, uma pré-carga de 10 kgf e uma carga de 150 kgf foram aplicadas. O penetrador usado foi o cônico de diamante com um ângulo de 120°. O tempo de aplicação da carga foi de 15 segundos e após este tempo a leitura do valor da dureza foi feita por meio do relógio comparador acoplado ao equipamento.

Duas amostras de cada condição de tratamento térmico foram analisadas e três medidas de dureza foram feitas para cada uma delas, para que, posteriormente, fosse possível definir um valor de dureza média. Nota-se, então, que a média foi definida pelos seis valores de dureza obtidos para cada condição.

4.6. Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural dos corpos de prova do aço AISI M2 foi realizada por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A preparação metalográfica das amostras ocorreu no Laboratório de Metalografia, no Departamento de Engenharia de Materiais. O primeiro passo foi embutir as amostras a frio com acrílico autopolimerizante. Duas amostras de cada condição foram embutidas, preparadas e analisadas microestruturalmente.

Em seguida, as amostras foram lixadas em lixas de granulometria de #120, #240, #320, #400 e #600, nesta ordem, e depois polidas em panos com pasta de diamante de 9 µm e 3 µm, nesta sequência. Equipamentos utilizados no preparo metalográfico estão apresentados na Figura 13: lixadeiras elétricas das marcas Struers e Arotec e politrizes também das marcas Struers e Arotec.

Após o polimento, os corpos de prova foram atacados com o reagente Nital 5% (5 ml de ácido nítrico e 95 ml de álcool etílico), de forma a revelar as microestruturas no microscópio óptico e no microscópio eletrônico de varredura.

Com as amostras devidamente preparadas, imagens com ampliações de 400X e 800X foram obtidas utilizando o microscópio óptico, marca Kontrol, modelo IM713, localizado no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais. Imagens com ampliações maiores, 2000X e 4000X, foram obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura, da marca Shimadzu modelo SSX-550, situado no Laboratório de Caracterização do Departamento de Engenharia de Materiais. A Figura 14 ilustra os dois microscópios utilizados neste trabalho.

Figura 13 – Lixadeiras e poltrizes utilizadas para a preparação metalográfica



(a), (b), (c) Lixadeiras; (d) e (e) Poltrizes

Fonte: Próprio Autor.

Figura 14 – Microscópio óptico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV)



(a) Óptico, (b) Eletrônico de varredura

Fonte: Próprio autor.

4.7. Caracterização Qualitativa

Para a determinação qualitativa das fases presentes nos corpos de prova do aço AISI M2 após tratamento térmico, utilizou-se a técnica de Difração de Raios-X (DRX). Doze amostras, uma de cada condição, foi decapada em ácido clorídrico concentrado por duas horas.

O difratômetro de raios-x, da marca Shimadzu, modelo XRD-7000, encontra-se no Laboratório de Caracterização, no Departamento de Engenharia de Materiais e está apresentado na Figura 15.

Figura 15 – Difratômetro de raios-X



Fonte: Próprio Autor.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Análise de Dureza do Aço AISI M2 após Tratamento Térmico

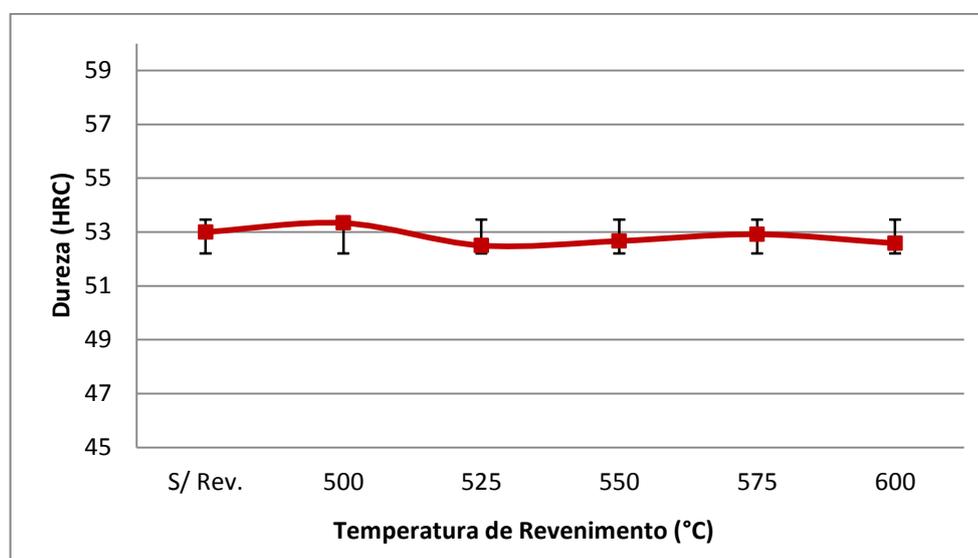
Na Tabela 12 são apresentados os resultados de dureza Rockwell C para as amostras do aço AISI M2 após têmpera a 1000°C e diversas temperaturas de revenimento. Na Figura 16 é mostrada a curva obtida a partir das durezas médias relatadas na Tabela 12.

Tabela 12 – Valores de dureza Rockwell C para os corpos de prova temperados a 1000°C em diversas condições de revenimento

Temperatura de Revenimento (°C)	Dureza Média (HRC)	Desvio-Padrão (σ)
S/ Revenimento	53,000	1,643
500°C	53,333	1,751
525°C	52,500	1,049
550°C	52,667	1,538
575°C	52,917	1,158
600°C	52,583	0,801

Fonte: Próprio Autor.

Figura 16 – Curva de dureza para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e revenido a diversas temperaturas



Fonte: Próprio Autor.

Considerando inicialmente o resultado obtido para o material apenas temperado, observa-se que o valor é compatível com o comportamento esperado para uma microestrutura martensítica característica de aço com alto teor de carbono após o tratamento térmico. Em relação aos valores médios de dureza e a curva obtida para o aço temperado e revenido, nota-se que, independentemente da temperatura de revenimento, a dureza permanece praticamente constante, não sendo observadas alterações significativas.

Esse comportamento possivelmente está associado ao fato de que à temperatura de 1000°C de aquecimento na têmpera, o carbono e os elementos de liga que antes estavam na forma de carbonetos não entraram em solução sólida na estrutura austenítica (ou apenas uma reduzida quantidade entrou), a partir da qual formou-se martensita e austenita retida. Logo, durante o revenimento, a quantidade de carbono e elementos de liga na estrutura martensítica foi insuficiente para que a precipitação destes na forma de carbonetos causasse elevação de dureza do material. Independente da temperatura de revenimento, como a austenitização foi insuficiente para solubilizar quantidade considerável de carbonetos, não houve precipitação de carbonetos significativa que levasse tanto à alteração de dureza e como evidenciasse a ocorrência do fenômeno de endurecimento secundário, esperado para o aço analisado (TOTTEN, 2007).

Ressalta-se que, comparando com o material apenas temperado, também não foi verificada redução progressiva na dureza durante o revenimento, corroborando a informação de que certos elementos de liga retardam a ocorrência de algumas transformações nesse tratamento e, com isso, impedem a queda acentuada da dureza na liga (COUTINHO, 1992; CHIAVERINI, 1996).

Para os corpos de prova do aço AISI M2 após têmpera a 1200°C e diversas temperaturas de revenimento, os valores médios de dureza obtidos em ensaio de dureza Rocwell C estão relacionados na Tabela 13. Na Figura 17 é apresentada a curva obtida a partir das durezas médias mostradas.

Para o aço AISI M2 apenas temperado a 1200°C, verifica-se que, similarmente ao que foi observado para o material temperado a 1000°C, o resultado de dureza média obtido também é compatível com o desenvolvimento de estrutura martensítica. No entanto, nota-se que esse resultado é superior ao anterior. Esse comportamento pode ser relacionado ao fato de que a temperatura de austenitização de 1200°C foi suficientemente elevada para que uma grande (ou ao menos maior) quantidade de carbonetos dissolvessem e, em consequência, átomos de

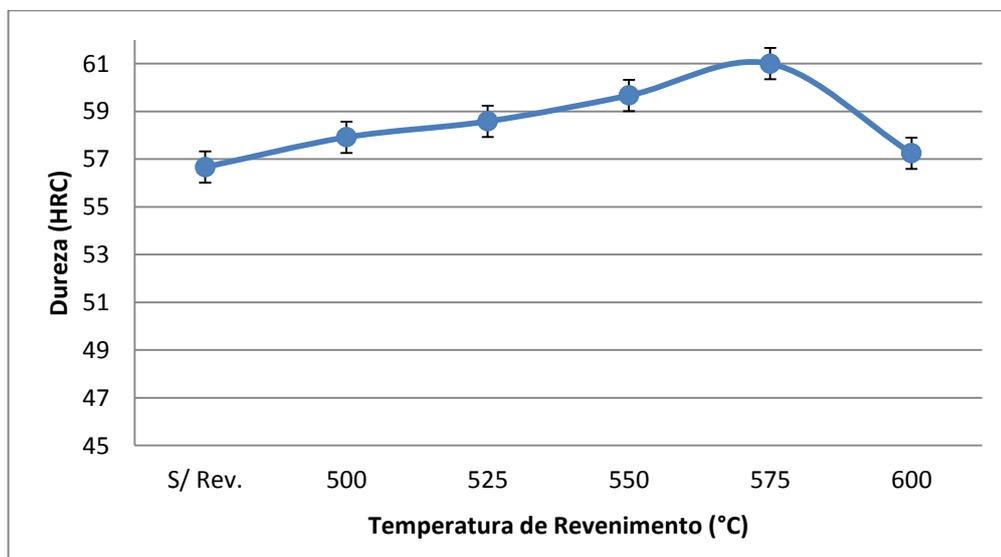
carbono e de elementos de liga entrassem em solução sólida – o carbono como elemento intersticial e os elementos de liga na forma de elementos substitucionais. Ao entrar em solução sólida, os elementos de liga elevaram a temperabilidade do material, facilitando a transformação martensítica. O carbono, por sua vez, além de elevar a temperabilidade, ao estar em maior quantidade na austenita parente, gerou uma martensita de maior teor de carbono, portanto com estrutura TCC de maior tetragonalidade, que leva a uma maior distorção da rede cristalina e resulta em plaquetas de maior dureza (COLPAERT, 2008).

Tabela 13 – Valores de dureza Rockwell C para os corpos de prova temperados a 1200°C com diversas condições de revenimento

Temperatura de Revenimento (°C)	Dureza Média (HRC)	Desvio-Padrão (σ)
S/ Revenimento	56,667	1,211
500°C	57,917	1,068
525°C	58,583	0,970
550°C	59,667	0,983
575°C	61,000	0,949
600°C	57,250	1,541

Fonte: Próprio Autor.

Figura 17 – Curva de dureza para o aço AISI M2 temperado a 1200°C e revenido a diversas temperaturas



Fonte: Próprio Autor.

No caso das amostras temperadas em óleo, com temperatura de austenitização de 1200°C, e revenidas, nota-se claramente a ocorrência do fenômeno de endurecimento secundário. À medida que se eleva a temperatura de revenimento, mais energia é fornecida para que os átomos de carbono e elementos de liga precipitem na forma de carbonetos extremamente duros, além de finamente dispersos. Além disso, a precipitação dos carbonetos e a consequente diminuição da distorção da estrutura cristalina do material (que passa de tetragonal de corpo centrado para cúbica de corpo centrado), possivelmente fez com que a austenita retida se tornasse menos estável, o que promoveu a transformação desta em martensita no resfriamento do revenimento (COUTINHO, 1992). Logo, acredita-se que o endurecimento da estrutura se deu pela precipitação de carbonetos ultraduros e a formação de nova martensita.

Observa-se que o pico de endurecimento da estrutura foi a 575°C, em que os dois fenômenos de endurecimento descritos anteriormente provavelmente tiveram seu ponto ótimo. No entanto, à temperatura de revenimento de 600°C, nota-se uma diminuição da dureza. Essa redução na dureza subsequente ao pico do endurecimento secundário é associada na literatura à ocorrência de coalescimento dos carbonetos, que gradualmente se tornam cada vez menos finos e dispersos de forma homogênea (SILVA; MEI, 2010; TOTTEN, 2007).

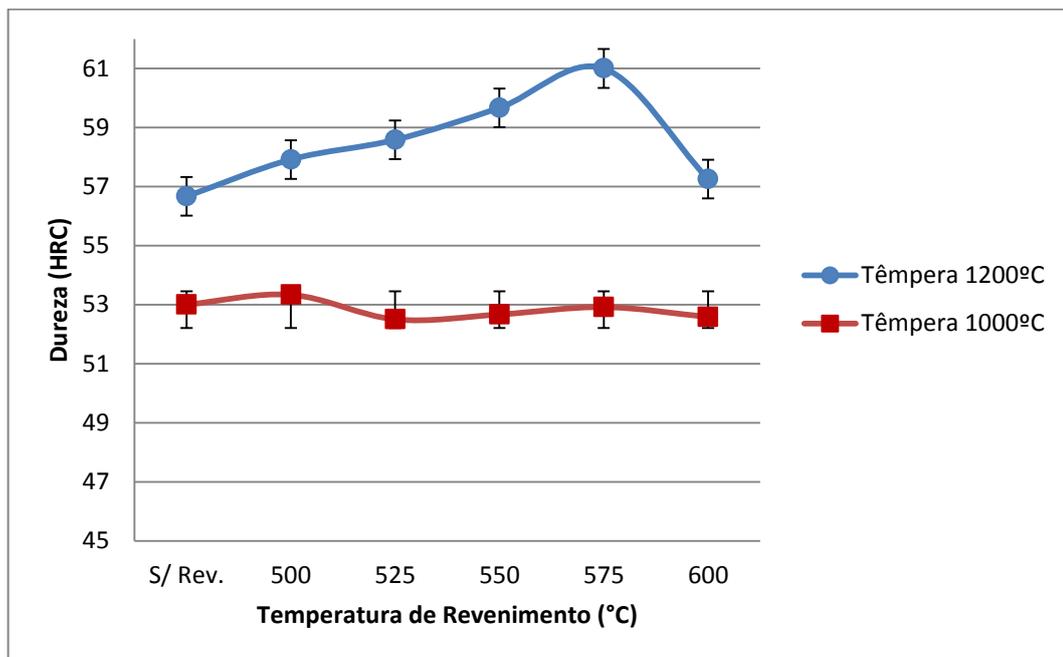
Na Figura 18 é apresentada as curvas de dureza para as amostras temperadas a 1000°C e 1200°C e revenidas a diversas temperaturas.

A partir da comparação entre as curvas obtidas, nota-se a elevação de dureza com o aumento da temperatura de austenitização. À mesma temperatura de revenimento, para todos os casos, as amostras temperadas a 1200°C apresentaram durezas superiores às durezas das amostras temperadas a 1000°C.

Como mencionado, temperaturas mais elevadas de austenitização levam a uma dissolução de uma maior quantidade de carbonetos, fazendo com que mais carbono e elementos de liga entrem em solução sólida na estrutura austenítica. Dessa forma, a concentração de carbono na estrutura austenitizada a 1200°C é maior do que a concentração de carbono na estrutura a 1000°C. Quanto maior a concentração de carbono na austenita, mais martensita será formada e, além disso, de maior dureza será essa martensita. Por fim, a estrutura austenitizada a 1200°C possui, além de maior quantidade de carbono, mais elementos de liga em solução sólida, que com o aumento das temperaturas de revenimento, permitirão a precipitação de

carbonetos e endurecimento da estrutura, fenômeno não observado nas amostras austenitizadas a 1000°C.

Figura 18 – Curvas de dureza para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e 1200°C e revenido a diversas temperaturas



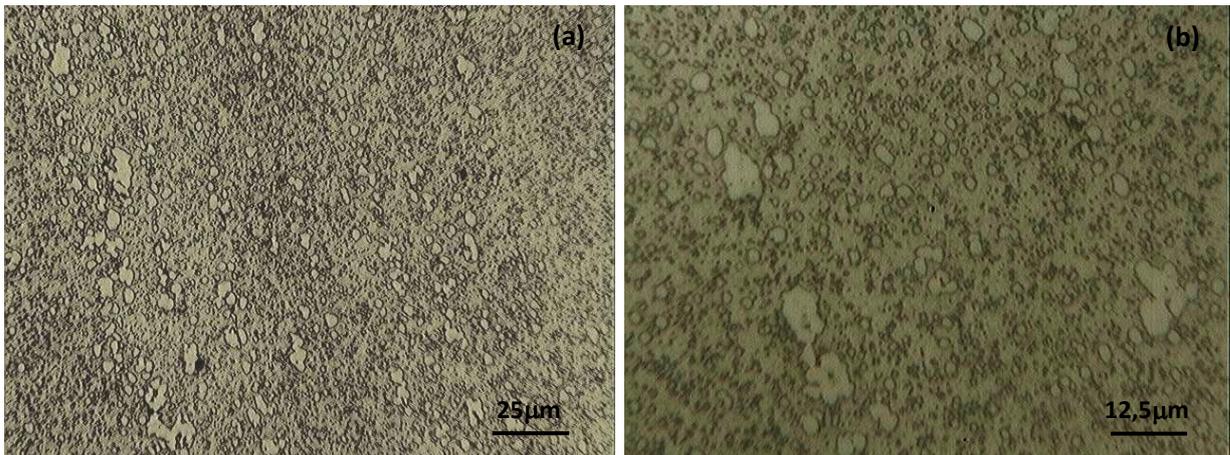
Fonte: Próprio Autor.

5.2. Análise da Microestrutura do Aço AISI M2 após Tratamento Térmico

5.2.1. Micrografias obtidas para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e 1200°C

Nas Figuras 19 e 20 são apresentadas as fotomicrografias das microestruturas obtidas para o aço AISI M2 por meio do microscópio óptico e do microscópio eletrônico de varredura, respectivamente. As amostras foram apenas temperadas a 1000°C e resfriadas em óleo. Na Figura 20 (b), obtida por meio do microscópio eletrônico de varredura, são indicados, como exemplos, os tipos de carbonetos possivelmente presentes no material, de acordo com a literatura (VITRY et al., 2012).

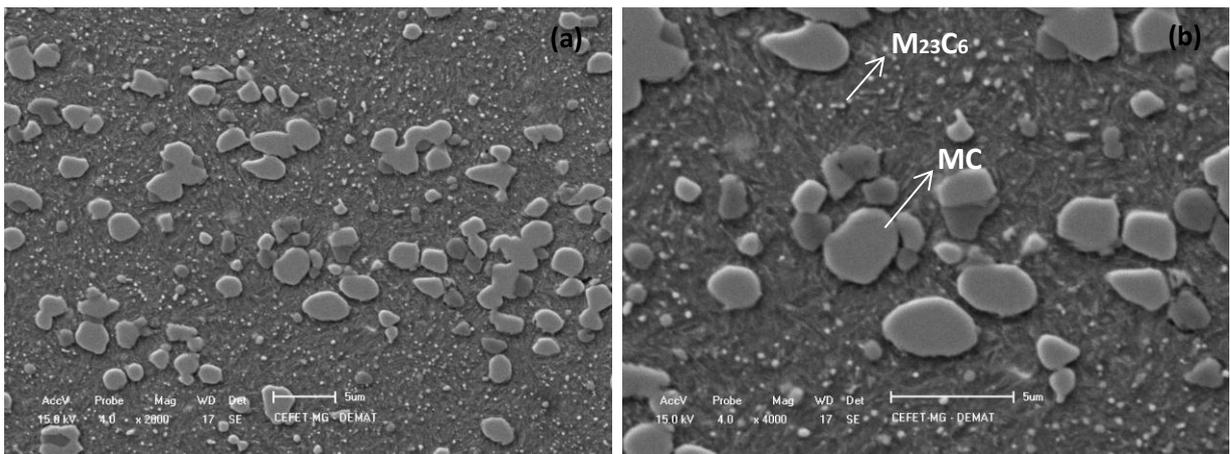
Figura 19 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

Figura 20 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C

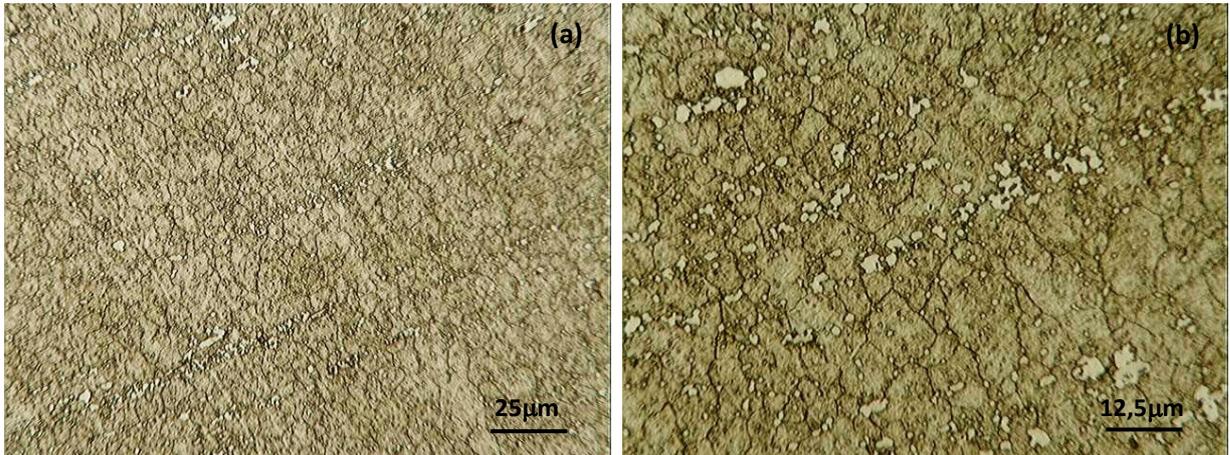


(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

Já as Figuras 21 e 22 apresentam as fotomicrografias de microestruturas obtidas exatamente da mesma forma e com as mesmas ampliações do que as Figuras 19 e 20, porém para o aço rápido AISI M2 apenas temperado à temperatura de austenitização de 1200°C e resfriado em óleo. Da mesma forma, carbonetos são identificados, como exemplo, na imagem (a) da Figura 22, segundo a literatura (VITRY et al., 2012).

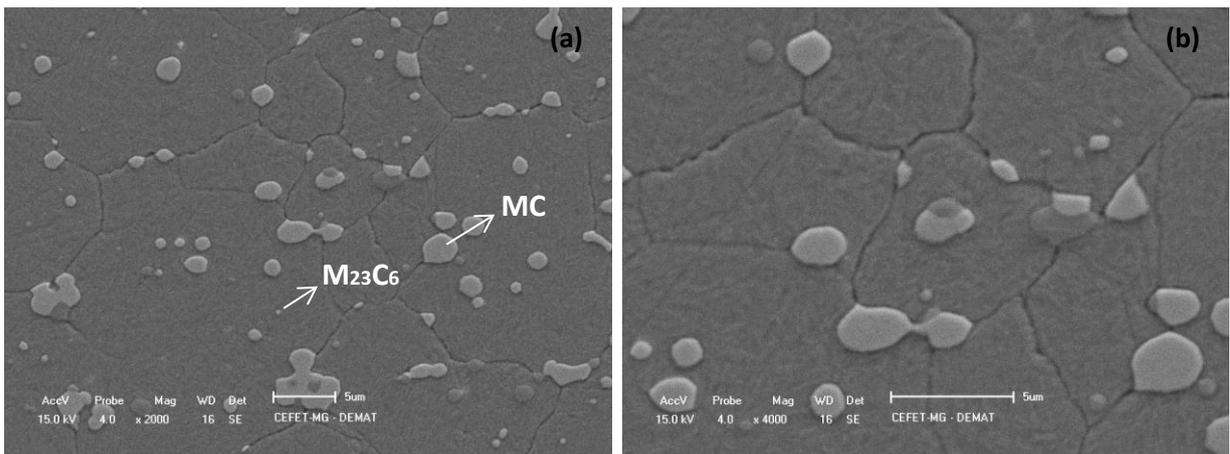
Figura 21 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

Figura 22 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

A partir da comparação das fotomicrografias, é possível observar que, para as duas temperaturas de austenitização, a estrutura formada a partir da têmpera é constituída de uma matriz martensítica e carbonetos.

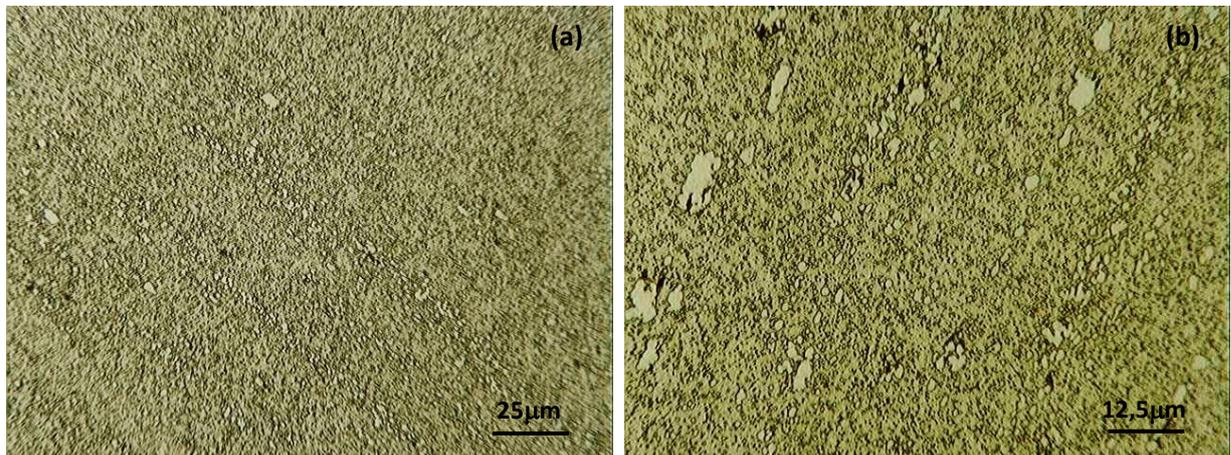
No entanto, a estrutura temperada a 1000°C apresenta maior quantidade de carbonetos, uma vez que esta temperatura foi insuficiente para fazer com que grande quantidade desses precipitados dissolvessem e carbono e elementos de liga entrassem em solução sólida. Desta forma, as micrografias estão de acordo com o que foi observado e discutido a partir dos resultados e curvas de dureza obtidos para os dois casos.

Em relação aos carbonetos, nas duas condições é possível identificar carbonetos do tipo MC e $M_{23}C_6$ (VITRY et al., 2012), os quais seriam carbonetos de vanádio e de cromo, respectivamente, e estão identificados nas Figuras 19 (b) e 21 (a). No entanto, na condição temperada a 1000°C observa-se quantidade bem superior desses dois tipos de carbonetos em relação ao aço temperado a 1200°C. Espera-se que os carbonetos do tipo M_2C e M_6C também estejam presentes na microestrutura do aço AISI M2 (SARTORI, 2009; ZHOU et al., 2010), no entanto, estes não foram revelados nas fotomicrografias.

5.2.2. *Micrografias obtidas para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e revenido a diversas temperaturas*

Nas Figuras 23 a 32 são apresentadas as fotomicrografias das microestruturas obtidas para o aço AISI M2 temperado a 1000°C e revenido em diversas temperaturas. Novamente, as fotomicrografias foram obtidas por meio do microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura.

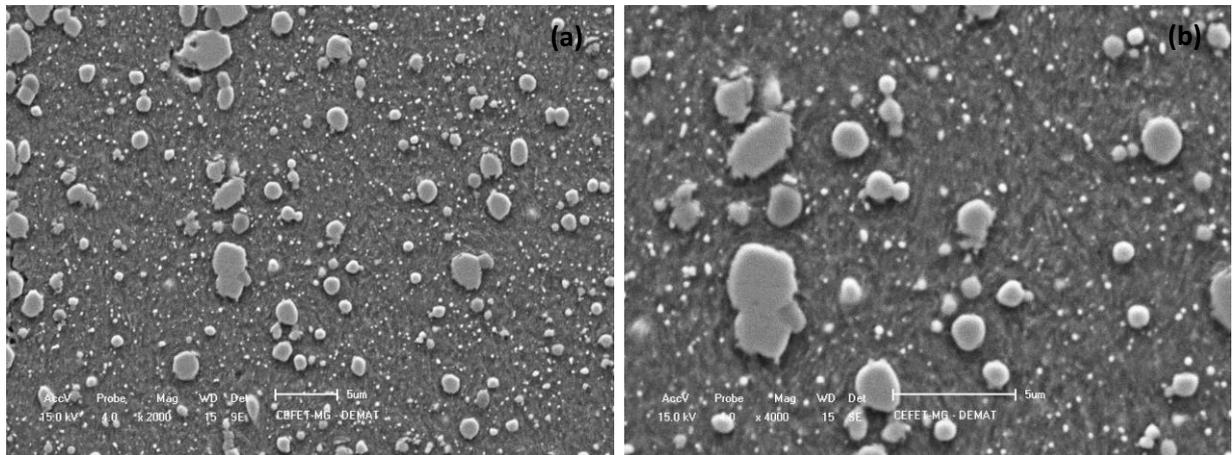
Figura 23 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 500°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

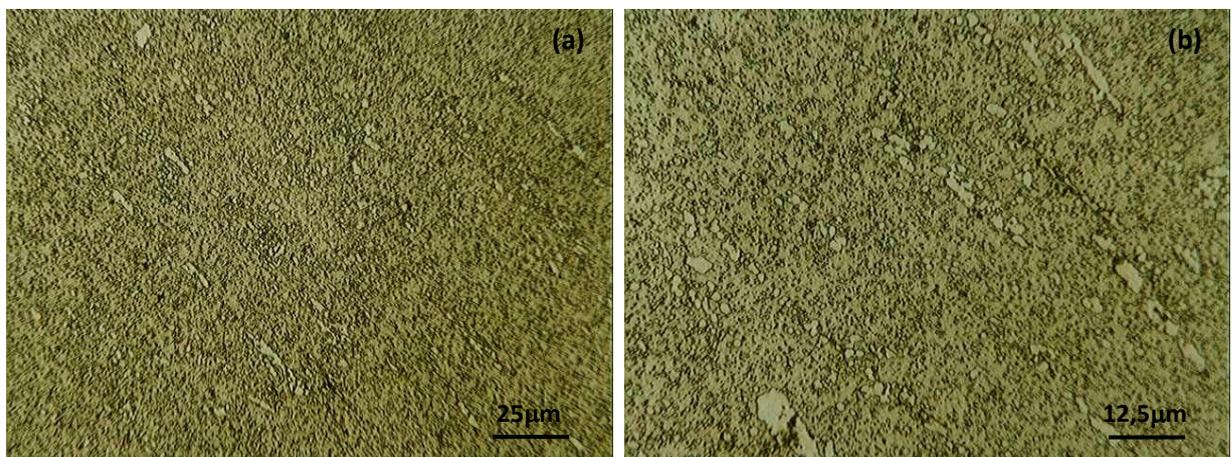
Figura 24 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 500°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

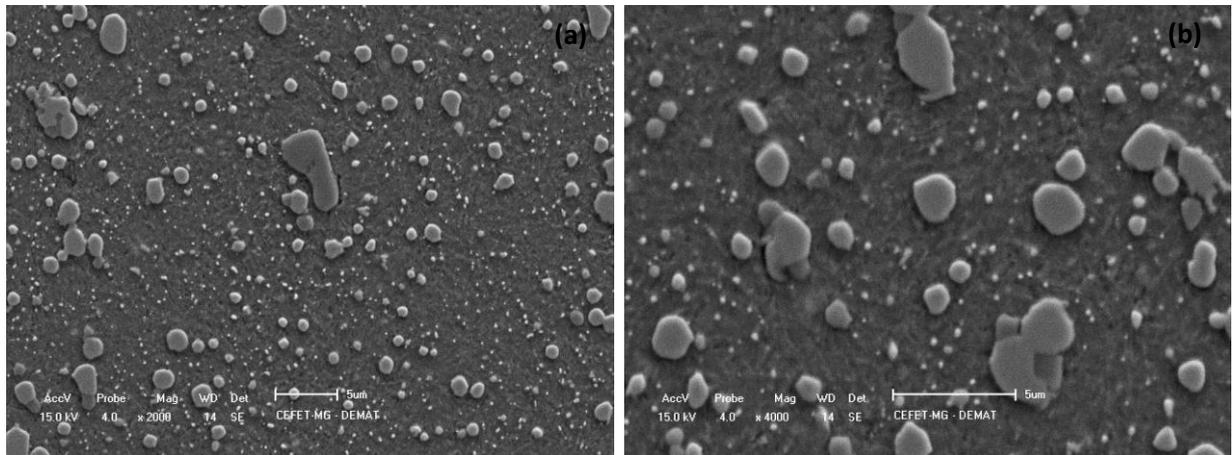
Figura 25 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 525°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

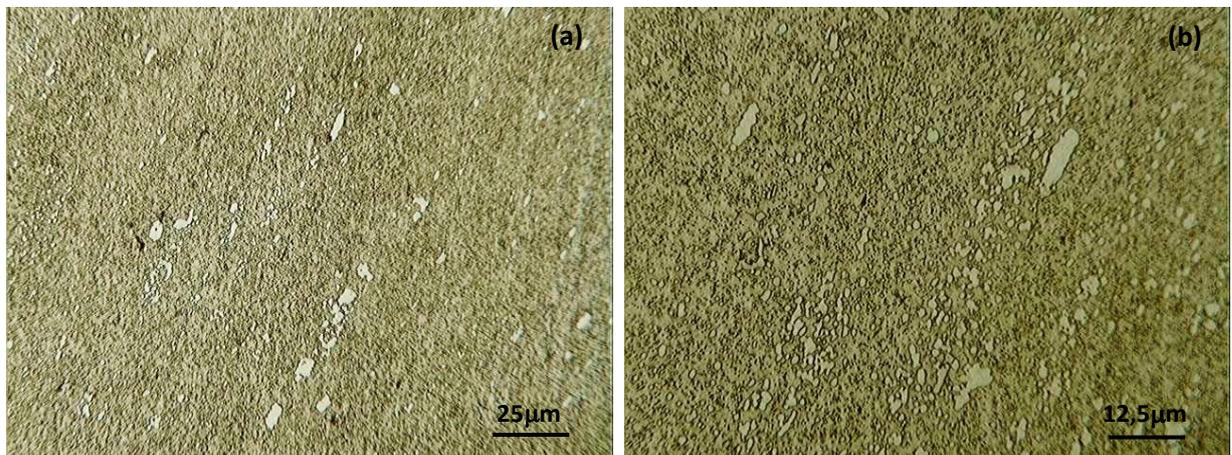
Figura 26 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 525°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

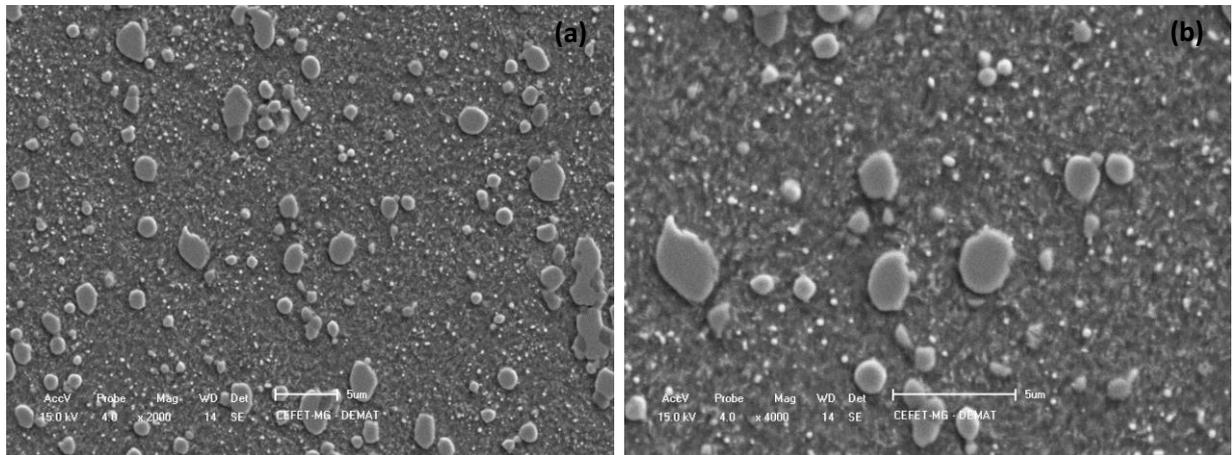
Figura 27 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 550°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

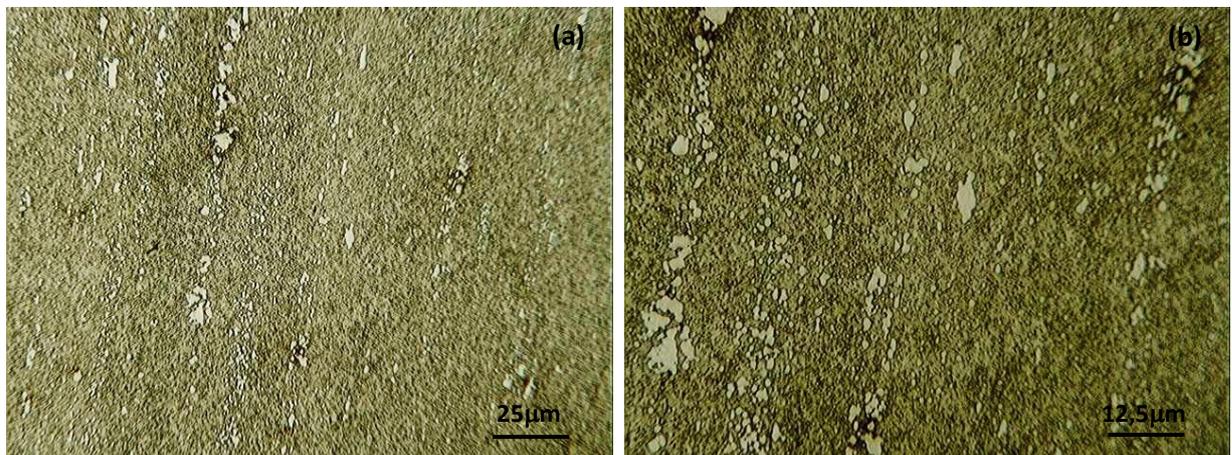
Figura 28 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 550°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

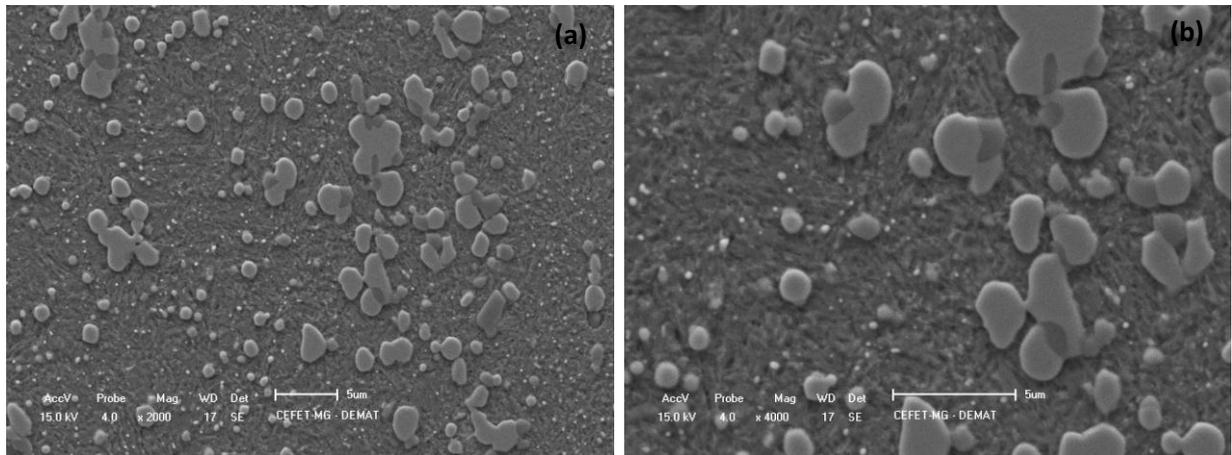
Figura 29 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 575°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

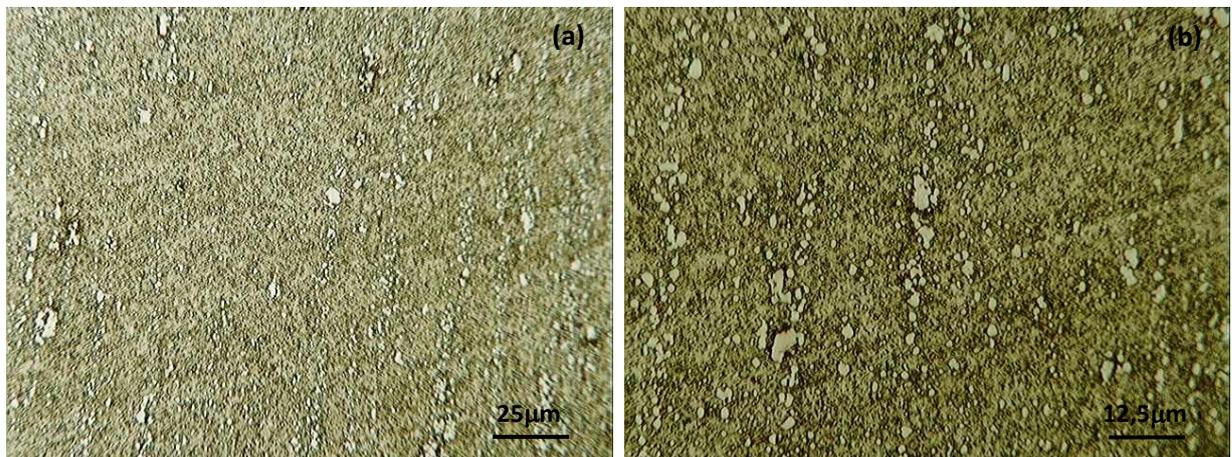
Figura 30 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 575°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

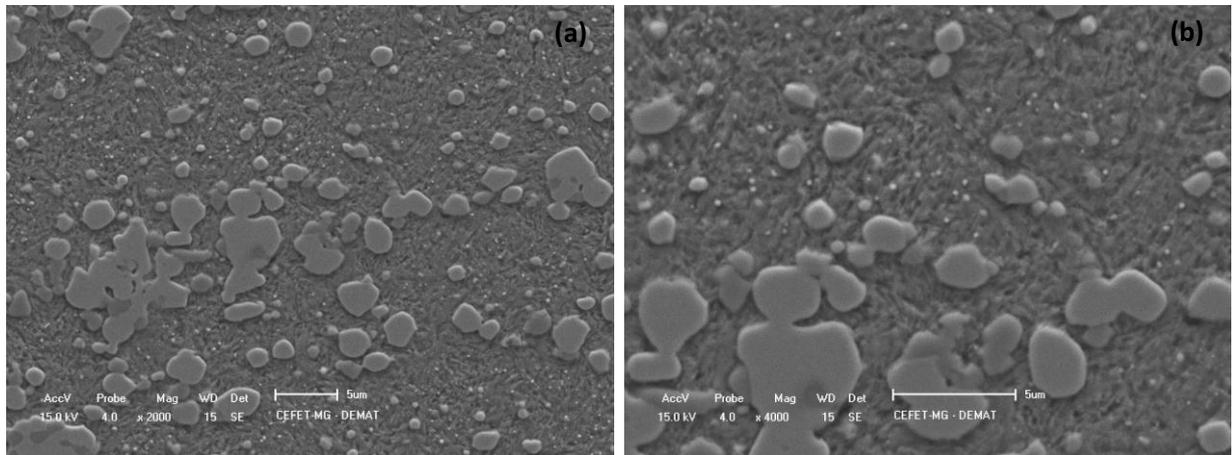
Figura 31 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 600°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

Figura 32 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1000°C e revenido a 600°C



(a) e (b) ampliações distintas

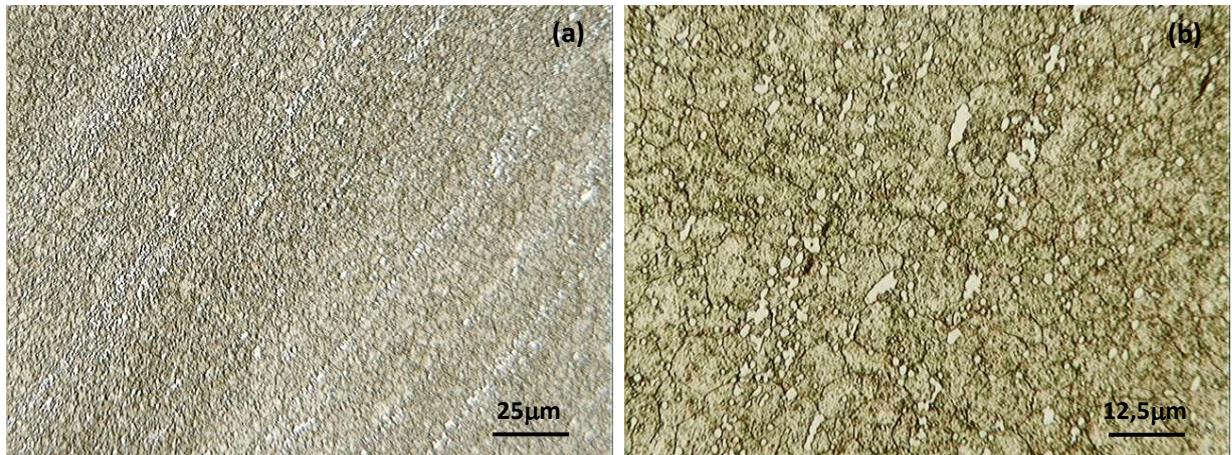
Fonte: Próprio Autor.

Em todas as condições de revenimento das amostras temperadas à 1000°C, observa-se uma matriz martensítica e grande quantidade de carbonetos. Nota-se novamente a presença de dois tipos de carbonetos – MC e $M_{23}C_6$. No entanto, o aumento das temperaturas de revenimento parece ter promovido uma diminuição na quantidade de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$. Não foram percebidas outras alterações tanto com a realização do revenimento como com o aumento da temperatura desse. Em relação à matriz martensítica, espera-se que sua estrutura se torne mais difusa com a realização do segundo tratamento térmico. Esse fenômeno não foi observado certamente devido ao ataque químico realizado para a revelação dos constituintes.

5.2.3. Micrografias obtidas para o aço AISI M2 temperado a 1200°C e revenido a diversas temperaturas

Das Figuras 33 a 42 são apresentadas as fotomicrografias das microestruturas obtidas para o aço AISI M2 temperado a 1200°C e revenido a diversas temperaturas.

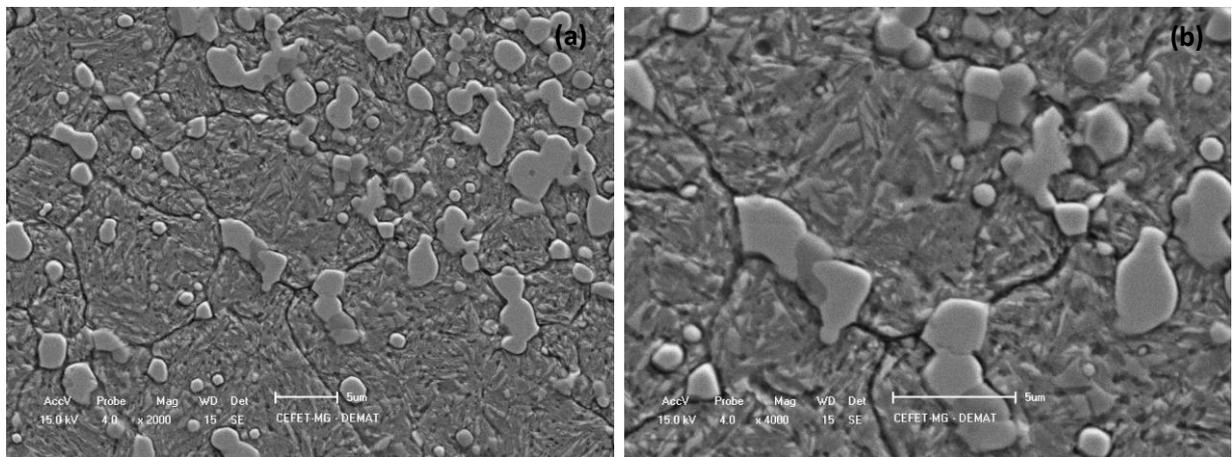
Figura 33 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 500°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

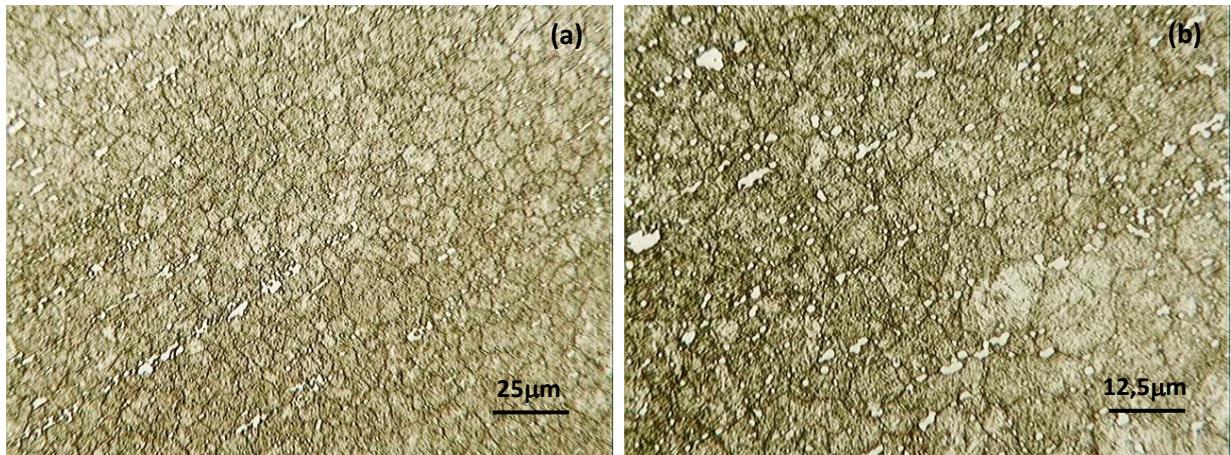
Figura 34 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 500°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

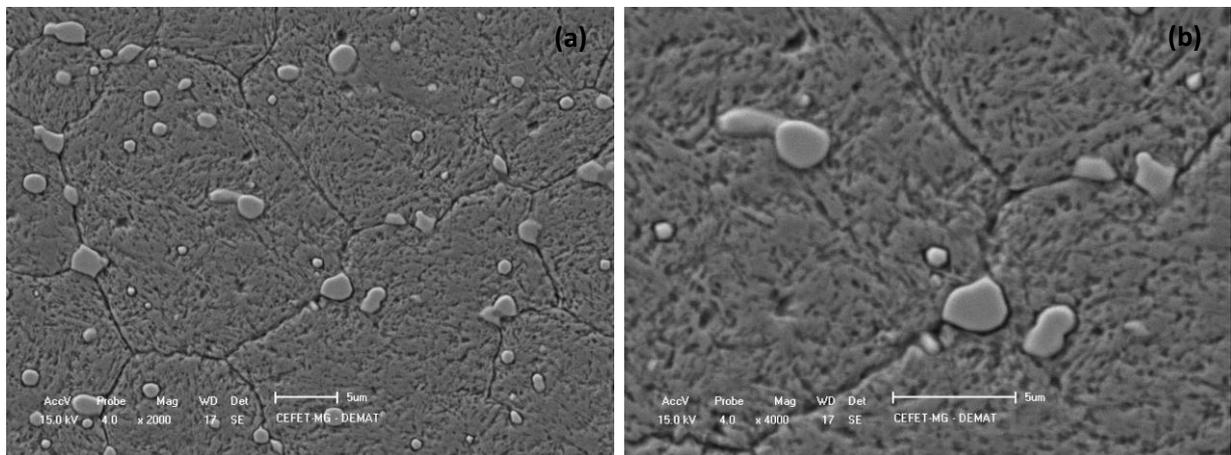
Figura 35 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 525°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

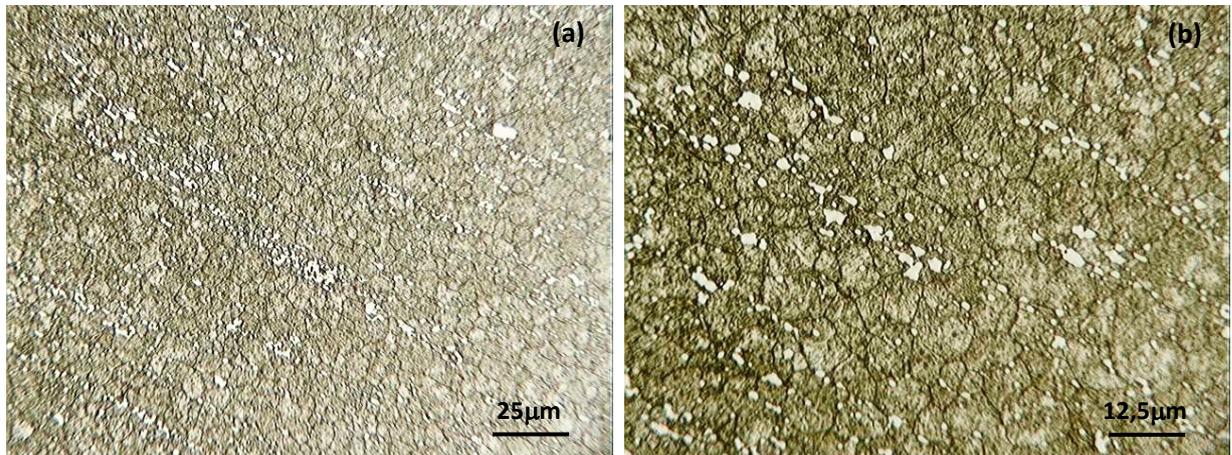
Figura 36 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 525°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

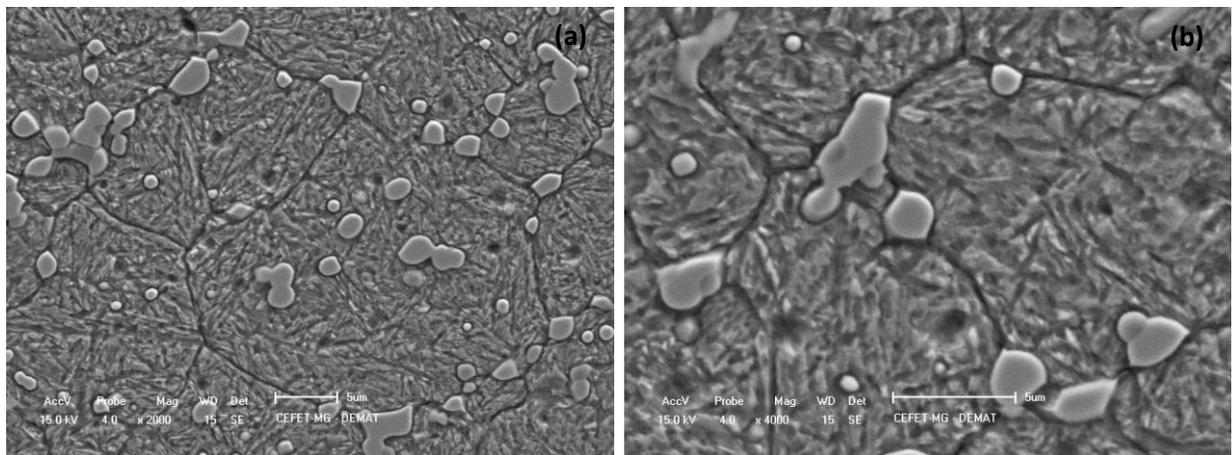
Figura 37 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 550°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

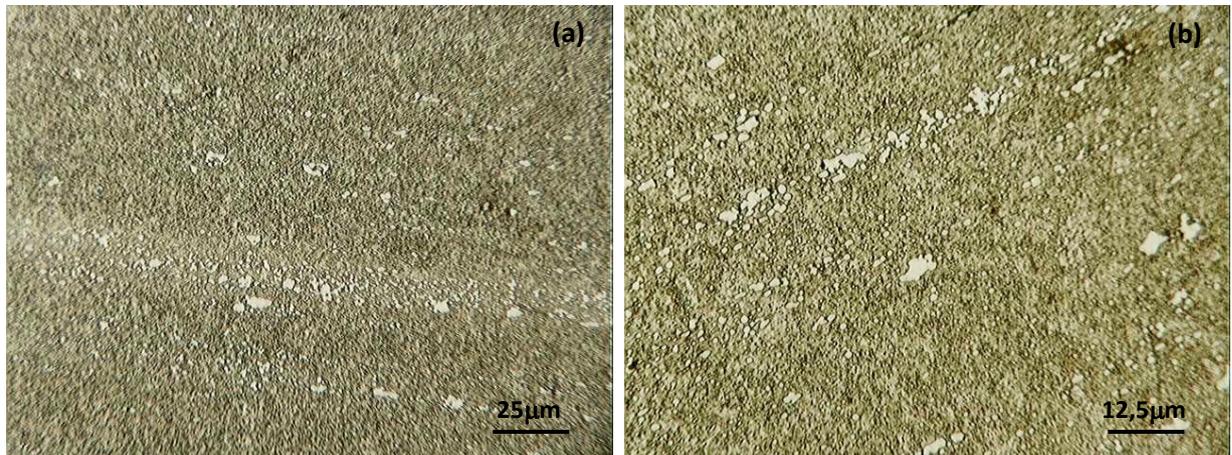
Figura 38 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 550°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

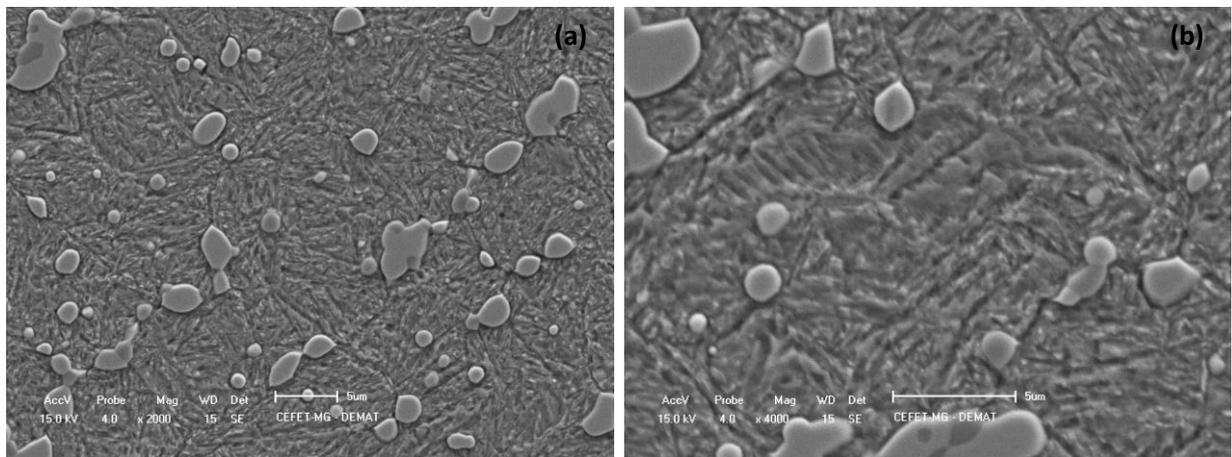
Figura 39 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 575°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

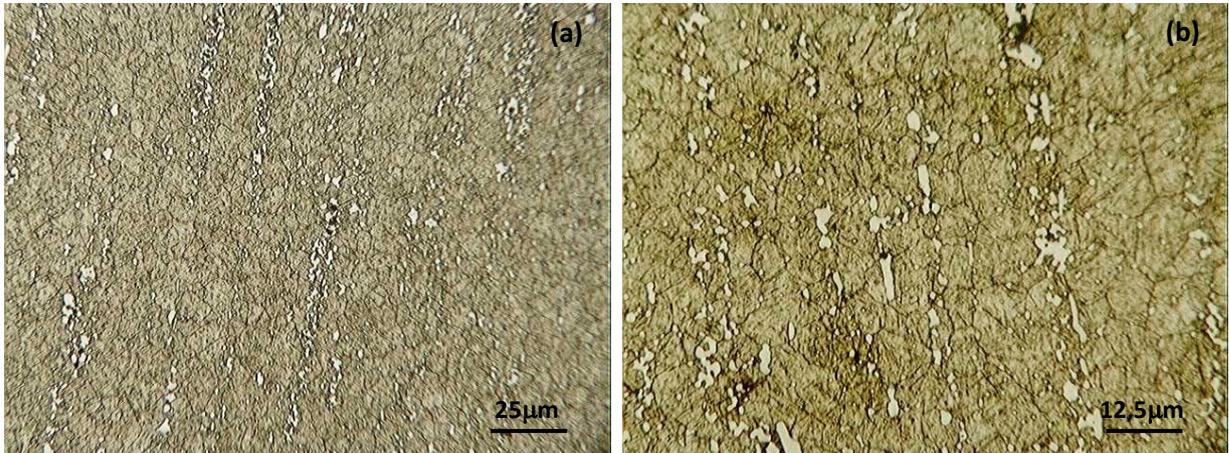
Figura 40 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 575°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

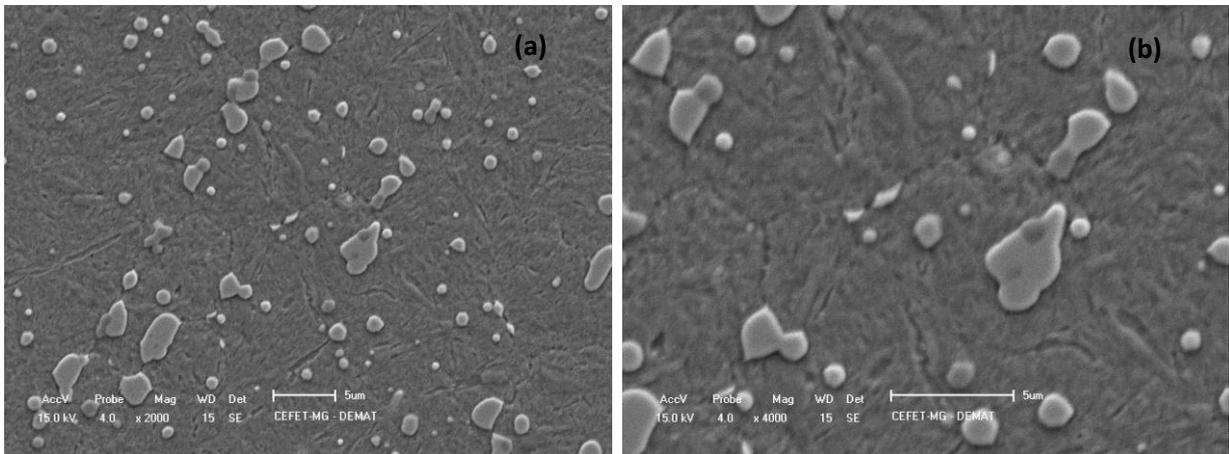
Figura 41 - Fotomicrografias (MO) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 600°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

Figura 42 - Fotomicrografias (MEV) do aço AISI M2 temperado em óleo a 1200°C e revenido a 600°C



(a) e (b) ampliações distintas

Fonte: Próprio Autor.

No caso dos corpos de prova temperados à temperatura de austenitização de 1200°C e revenidos a diversas temperaturas, nota-se grande quantidade de martensita revenida e carbonetos do tipo MC e $M_{23}C_6$. No entanto, para todas as condições de revenimento, observa-se menor quantidade dos dois tipos de carbonetos nas amostras temperadas a 1200°C do que para as amostras temperadas a 1000°C. Tal fato vai ao encontro dos resultados de dureza obtidos para os dois casos e justifica-se pela, já comentada, maior dissolução dos carbonetos à 1200°C.

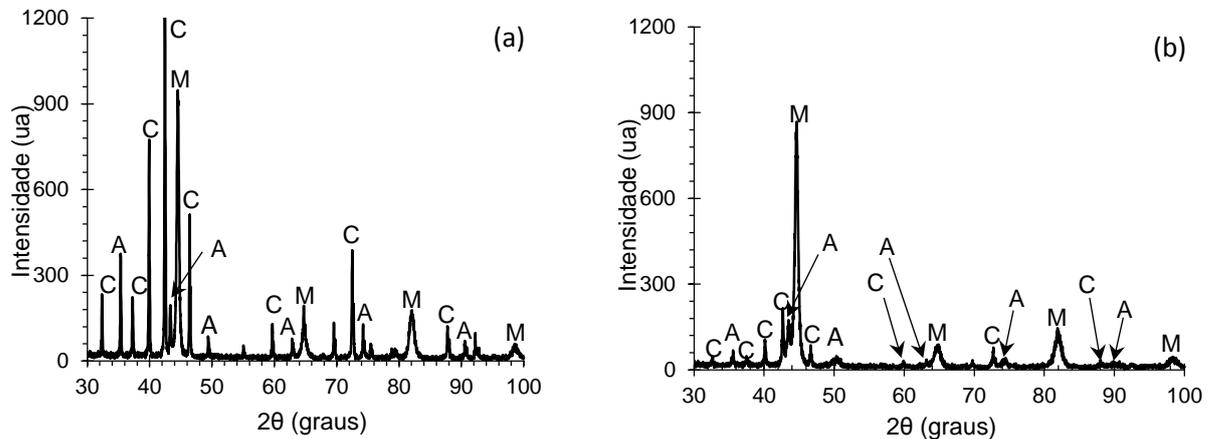
Nota-se que carbonetos tipo MC estão localizados nos contornos e centros dos grãos, de acordo com o que foi apresentado por Vitry et al. (2012). Os carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ estão distribuídos pela matriz martensítica, também corroborando com o que foi apresentado por este autor.

5.3. Análise Qualitativa das Fases Presentes no Aço AISI M2 após Tratamento Térmico

5.3.1. Análise para amostras do aço AISI M2 temperadas a 1000°C e 1200°C

Na Figura 43 (a) e (b) são apresentados os difratogramas para amostras temperadas a 1000°C e 1200°C, sem a realização de revenimento. Nos gráficos que seguem, A representa a austenita retida, M representa a martensita e C, os carbonetos. A identificação dos picos foi realizada a partir da comparação dos resultados com os trabalhos de Moon, Lee e Kwon (2008), Akbari et al. (2010) e Dobrzanski et al. (2004) e os padrões das fases martensita e austenita.

Figura 43 – Difratograma do aço AISI M2 após têmpera a 1000°C e 1200°C



(a) Têmpera à 1000°C e (b) 1200°C

Fonte: Próprio Autor.

Os difratogramas obtidos para as amostras em questão revelaram a presença de martensita, austenita retida e carbonetos. Com base nestes, de forma qualitativa, observa-se que a amostra temperada a 1200°C parece apresentar menor quantidade de carbonetos, uma vez que, em concordância com o que foi discutido para os resultados de dureza e fotomicrografias, a

austenitização a 1200°C promoveu maior dissolução de carbonetos do que na outra condição. Logo, após o resfriamento brusco, mais carbono e elementos de liga estão em solução sólida na estrutura do material e, conseqüentemente, menos carbonetos.

Sobre a martensita, pode-se dizer que a amostra temperada a 1000°C parece exibir menor quantidade desta fase/constituente do que a amostra temperada a 1200°C. Ressalta-se que essa observação é qualitativa, baseada na visualização das áreas abaixo de todos os picos dos difratogramas. Uma maior proporção de martensita era esperada para o aço rápido AISI M2 aquecido a 1200°C, conforme comentado nos itens anteriores.

A partir da comparação dos difratogramas para as duas condições, não foi possível identificar diferenças pronunciadas entre os resultados obtidos para a austenita retida.

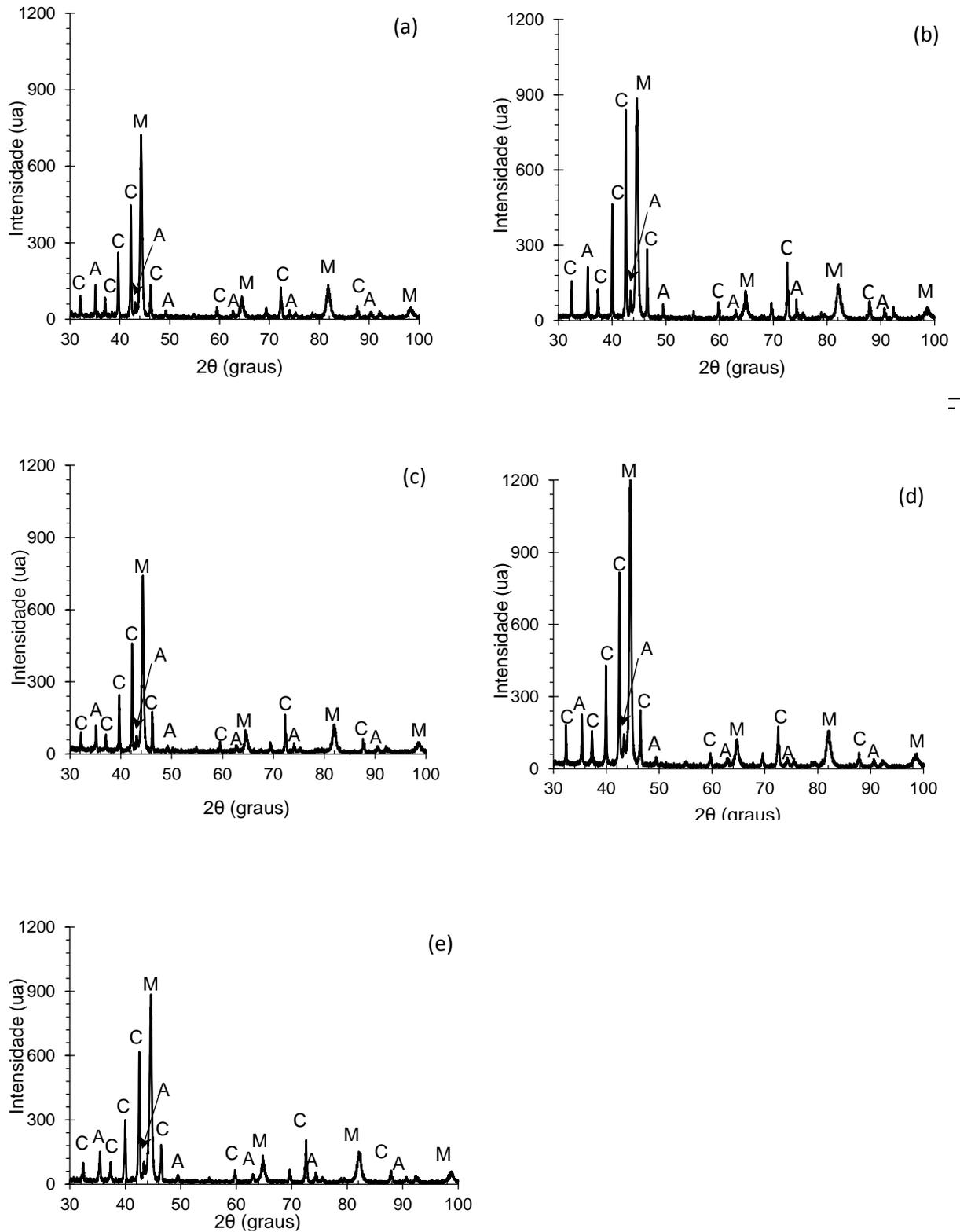
Em relação aos carbonetos, de acordo com Moon, Lee e Kwon (2008), Akbari et al. (2010) e Dobrzanski et al. (2004), são observados picos característicos dos seguintes precipitados: VC, MC e M₆C.

Por fim, menciona-se que alguns dos picos podem ainda ter sido influenciados pelos óxidos gerados no processo de decapagem e acredita-se que os picos que não puderam ser identificados a partir de padrões e estudos, sejam de óxidos.

5.3.2. Análise para amostras do aço AISI M2 temperadas a 1000°C e 1200°C e revenidas a diversas temperaturas

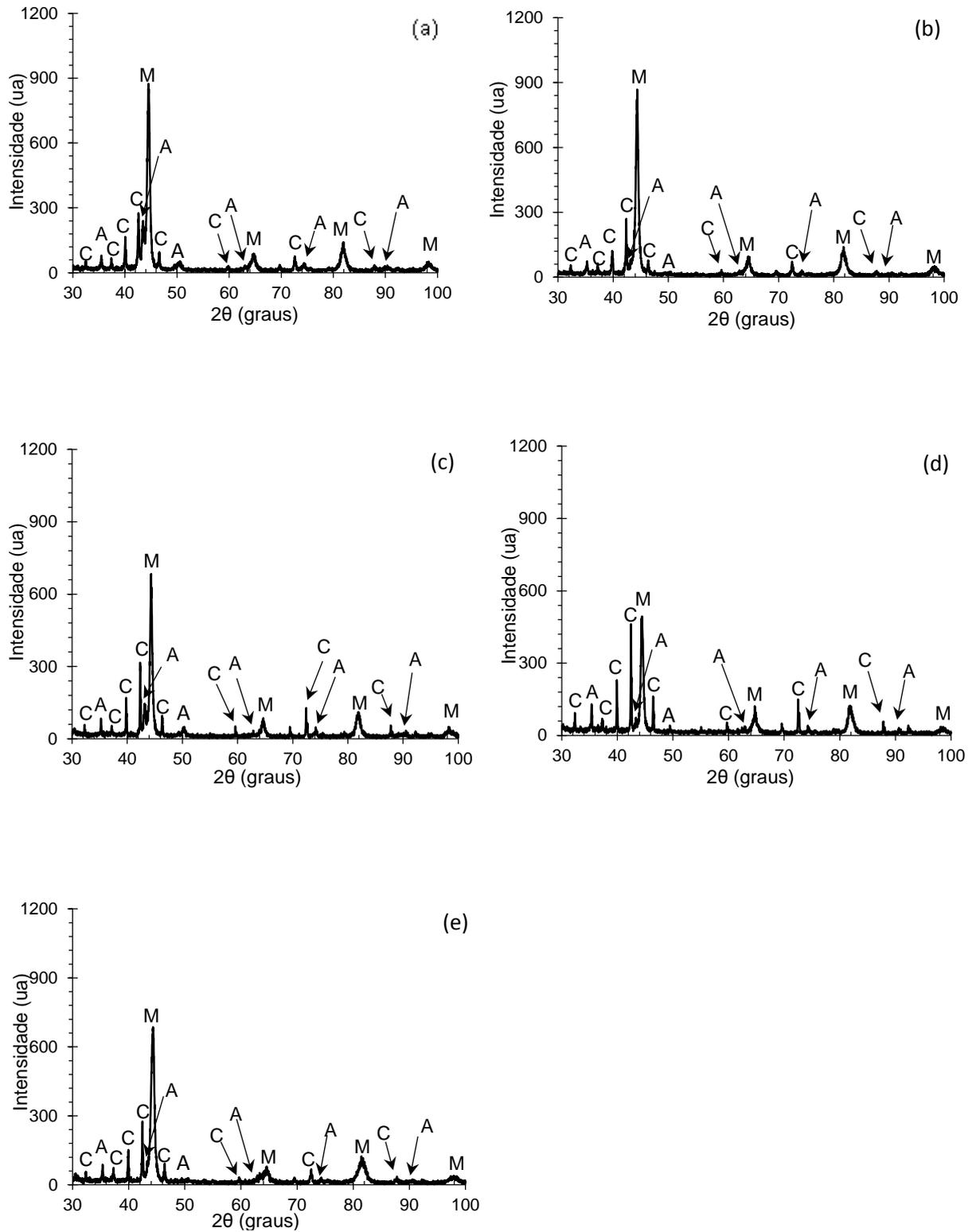
A seguir, nas Figuras 44 e 45 são apresentados os difratogramas de raios-X obtidos para amostras temperadas a 1000°C e 1200°C respectivamente, revenidas a 500°C (a), 525°C (b), 550°C (c), 575°C (d) e 600°C (e). Os picos estão identificados pelas letras M, A e C, que, assim como anteriormente, representam martensita, austenita retida e carbonetos, respectivamente, e foram identificados pela comparação com estudos e padrões das fases martensita e austenita.

Figura 44 – Difratoogramas do aço AISI M2 temperado a 1000°C e revenido a diversas temperaturas



Fonte: Próprio Autor.

Figura 45 - Difratomogramas do aço AISI M2 temperado a 1200°C e revenido a diversas temperaturas



(a) Revenimento à 500°C, (b) 525°C, (c) 550°C, (d) 575°C e (e) 600°C

Fonte: Próprio Autor.

Os difratogramas obtidos para as amostras temperadas a 1000°C e 1200°C, sob diversas temperaturas de revenimento, também apresentaram picos característicos, revelando a presença de martensita, austenita retida e carbonetos.

As amostras temperadas a 1000°C parecem apresentar quantidade constante de martensita à medida que se eleva a temperatura de revenimento. A quantidade de austenita identificada nesta amostra também parece não sofrer alterações significativas com o aumento da temperatura de revenimento, assim como a quantidade de carbonetos. Tais resultados corroboram com os resultados de dureza e fotomicrografias obtidos para esta amostra, os quais permanecem sem significativas alterações com o aumento da temperatura de revenimento.

Nas amostras temperadas a 1200°C, qualitativamente, pode-se observar ligeira queda na quantidade de austenita retida à medida que se eleva a temperatura de revenimento, o que é justificado pela transformação desta em estrutura martensítica, fenômeno já comentado por contribuir na elevação de dureza no endurecimento secundário. Ainda sobre o endurecimento secundário verificado para esta amostra, esperava-se que com o aumento da temperatura de revenimento fosse possível observar maior quantidade de carbonetos, principalmente à temperatura de 575°C, na qual foi observada maior valor de dureza do material. No entanto, a partir dos difratogramas obtidos, não é possível observar alterações significativas nas quantidades dos carbonetos. Sobre a martensita, alterações significativas também não foram observadas.

As amostras temperadas a 1200°C parecem apresentar maior quantidade de martensita do que as amostras temperadas a 1000°C, independentemente da temperatura de revenimento, fato esperado e comentado anteriormente. Diferenças significativas entre a quantidade de carbonetos e de austenita retida não foram observadas entre as amostras de condições distintas.

Em relação aos tipos de carbonetos, de acordo com os estudos de Moon, Lee e Kwon (2008), Akbari et al. (2010) e Dobrzanski et al. (2004), são observados, para todas as condições de tempera e revenimento, picos característicos dos mesmos precipitados: VC, MC e M₆C.

Reitera-se que alguns dos picos podem ter sofrido influência de óxidos gerados no processo de decapagem.

6. CONCLUSÃO

- Em termos de dureza, o aço AISI M2 apenas temperado, tanto a 1000°C como a 1200°C, apresentou valores compatíveis com o que era esperado de uma estrutura martensítica.
- As amostras temperadas a 1000°C mantiveram dureza praticamente constante independente da realização do revenimento e da temperatura deste revenimento.
- O aumento das temperaturas de revenimento apenas surtiu efeito, causando endurecimento secundário, nas amostras temperadas à 1200°C, em que o pico de endurecimento foi observado à temperatura de 575°C.
- Em relação à microestrutura, as transformações de fase decorrentes da têmpera foram as esperadas para as duas temperaturas de austenitização: formação de uma matriz martensítica com presença de carbonetos. Nesse caso, foi observado que o material temperado a 1200°C apresentou menor quantidade de carbonetos.
- Dois tipos de carbonetos foram observados na microestrutura a partir das fotomicrografias, são eles: MC e $M_{23}C_6$.
- Em nenhuma condição foi possível identificar austenita retida a partir da análise de imagens da microestrutura, no entanto, a partir dos difratogramas de raios-X foi possível observar a presença desta fase.
- Nos difratogramas de raios-x foi observada a presença de martensita, austenita retida, como já dito, e carbonetos dos tipos VC, MC e M_6C .

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKBARI, A.; MOHAMMADZADEH, R.; TEMPLIER, C.; RIVIERE, J. P. Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel. **Surface and Coatings Technology**. [s.l.], v. 204, n. 24, p. 4114- 4120, 2010. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.05.042.

ASM HANDBOOK. **Heat treating**. Ohio: ASM International, 2002. v.4. 2173p.

BRICK, R. M.; GORDON, R. B.; PHILLIPS, A. **Structure and properties of alloys**. 3. ed. Nova Iorque: McGraw-hill Book Company, 1965. (McGraw-Hill series in materials science and Engineering).

BRYSON, William E. **Heat Treatment, Selection, and Application of Tool Steels**. 2. ed. Cincinnati, Ohio: Hanser Publications, 2013. 254 p.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 1996. 599p.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008. 672 p. Edição revista e atualizada por André Luiz V. da Costa e Silva.

COUTINHO, Carlos Bottrel. **Materiais metálicos para engenharia**. Belo Horizonte: UFMG: Fundação Christiano Ottoni, 1992. 405 p.

DOBRZANSKI, L. A.; MATULA, G.; VÁREZ, A.; LEVENFELD, B.; TORRALBA, J. M. Fabrication methods and heat treatment conditions effect on tribological properties of high speed steels. **Journal of Materials Processing Technology**. [s.l.], v. 157-158, p. 324-330. Dez. 2014. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.09.051.

KRAUSS, G. **Steel: heat treating and processing principles**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1990. 497p.

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**. [s.1], v. 474, p. 328-334. 2008. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.msea.2007.04.014.

SARTORI, Carlos Humberto. **Influência dos tratamentos térmicos e tratamentos criogênicos na tenacidade do aço rápido AISI M2**. 2009. 142 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

SCHMOLZ + BICKENBACH. **Rapidur 3343**. 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: 20 nov. 2015.

SERNA, Marilene Morelli. **Quantificação e identificação de carbonetos no aço ferramenta AISI/SAE M2**. 2008. 108 f. Tese (Doutorado) - Curso de Tecnologia Nuclear - Materiais, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2008. Disponível em: <file:///D:/Users/e608864/Downloads/MarileneMorelliSerna (1).pdf>. Acesso em: 18 nov. 2015.

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

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 Blücher, 1989. 134 p.

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

VILLARES METALS S.A. (Sumaré). **Aços rápidos VWM2**. Disponível em: <http://www.villaresmetals.com.br/portuguese/files/FT_11_VWM2.pdf>. Acesso em: 27 jul. 2014.

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 & Design**, [s.l.], v. 34, p. 372-378, fev. 2011. Elsevier BV. Disponível em: <<http://api.elsevier.com/content/article/PII:S026130691100519X?httpAccept=text/xml>>. Acesso em: 23 nov. 2015.

ZHOU, X. F; FANG, F.; LI, F.; JIANG, J. Q. Morphology and microstructure of M₂C carbide formed at different cooling rates in AISI M2 high speed steel. **J Mater Sci**, [s.l.], v. 46, n. 5, p.1196-1202, 16 set. 2010. Springer Science + Business Media.