

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

PAULO AUGUSTO COTA LEITE

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO DIN EN 14.116 APÓS TÊMPERA E REVENIMENTO**

BELO HORIZONTE
2015

PAULO AUGUSTO COTA LEITE

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO DIN EN 14.116 APÓS TÊMPERA E REVENIMENTO**

Monografia apresentada como Trabalho de Conclusão de Curso, do Curso 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 (a): Elaine Carballo Siqueira Corrêa
Coorientador (a): Wellington Lopes

BELO HORIZONTE
2015

PAULO AUGUSTO COTA LEITE

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO
INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO DIN EN 14.116 APÓS TÊMPERA E
REVENIMENTO**

Monografia apresentada como Trabalho de Conclusão de Curso, do Curso 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 14/12/2015

BANCA EXAMINADORA

Prof^a.Dra.Elaine Carballo Siqueira Corrêa - Orientadora

Prof. Dr. Wellington Lopes - Coorientador

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela força e por estar sempre ao meu lado guiando meus passos.

À minha mãe Angela, ao meu pai Carlos e ao meu irmão Luiz pelo apoio incondicional ao longo desta jornada.

À minha namorada Niki, sendo ela a maior responsável pela força extra necessária nos momentos mais difíceis.

À minha professora orientadora Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa pela dedicação, esclarecimentos e cobrança durante a realização do trabalho tornando assim possível, a conclusão do trabalho

Ao meu coorientador, professor Dr. Wellington Lopes, pelo apoio e incentivo.

Aos meus amigos do laboratório de Metalografia, os quais foram responsáveis pelos momentos de descontração e aprendizado durante a realização deste trabalho.

RESUMO

O aço inoxidável martensítico DIN EN 14.116 é uma liga de alto valor agregado sendo muito utilizado na fabricação de ferramentas de corte, facas de alta qualidade e talheres. No presente trabalho foram avaliados os efeitos das condições de tratamento térmico de têmpera e revenimento na microestrutura, e nas propriedades mecânicas do aço. A avaliação microestrutural foi realizada por meio dos testes de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X (DRX). As propriedades mecânicas foram avaliadas por meio do ensaio de microdureza Vickers. Foi observado um aumento na dureza do aço para ambas as temperaturas de austenitização estudadas, sendo que para o tratamento a uma temperatura de 850°C, não foi suficiente para dissolver os carbonetos presentes na matriz. Tanto para o aço austenitizado a 850°C e 1050°C com revenimento subsequente observou-se o aparecimento do pico referente ao endurecimento secundário a uma temperatura de 500°C. A análise por meio do DRX revelou a presença dos constituinte martensita, carbonetos e austenita retida.

Palavras-chave: Aço inoxidável martensítico, tratamento térmico, carbonetos.

ABSTRACT

The DIN EN 14.116 martensitic stainless steel is a high technological alloy being used as cutting tools, high quality knives and cutlery. In this study were analyzed the effects of different conditions of the heat treatments of quenching followed by tempering in its microstructure, such as martensitic, retained austenite and carbides, and its mechanical properties. The microstructural evaluation was done by the optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD). The mechanical behavior was carried out by Vickers hardness testing. It was observed that during the increase in the austenitizing temperature led in an increase in the hardness. The austenitizing at a temperature of 850°C, was not enough to dissolve the carbides present in the matrix. For both the austenitized steel at 850°C to 1050°C it was observed the appearance of the peak of the secondary hardening when tempered. Analysis via XRD revealed the presence of the components martensite, retained austenite and carbides.

Keywords: martensitic stainless steel, heat treatment, carbide.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Curva de polarização para um metal com transição ativa-passiva.....	14
Figura 2 - Micrografia ótica de aço TRIP após ataque químico com LePera	15
Figura 3 – Exemplo de microestrutura do aço inoxidável austenítico.....	17
Figura 4 – Exemplo de microestrutura do aço inoxidável ferrítico.....	19
Figura 5 – Exemplo de microestrutura do aço inoxidável dúplex.....	20
Figura 6 – Exemplo de microestrutura do aço inoxidável endurecível por precipitação.....	22
Figura 7 – Imagens de microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado e revenido.....	25
Figura 8 – Imagens de microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 403 e AISI 420 temperados e revenidos.....	25
Figura 9 – Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera.....	28
Figura 10 – Curvas de resfriamento da superfície e do centro de uma barra de aço de 28 mm de diâmetro resfriada em água.....	29
Figura 11 – Representação dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.....	31
Figura 12 - Efeito do revenimento sobre as propriedades mecânicas do aço AISI 4340.....	32
Figura 13- Efeito da temperatura de revenimento na microestrutura do aço AISI 4320.....	32
Figura 14 - Fluxograma descrevendo a etapa experimental desenvolvida.....	35
Figura 15 – Guilhotina utilizada no corte dos corpos de prova.....	36
Figura 16 – Cortadora metalográfica utilizada no corte dos corpos de prova.....	36
Figura 17 - Forno elétrico utilizado nos tratamentos térmicos.....	36
Figura 18 - Prensa de embutimento utilizada no embutimento a quente das amostras.....	38
Figura 19 – Lixadeiras elétricas.....	38
Figura 20 – Politrizes.....	39
Figura 21 - Microscópio óptico utilizado na caracterização microestrutural.....	39
Figura 22 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).....	40
Figura 23 – Difratômetro de raios X (a) e detalhe do porta amostras (b).....	41
Figura 24 – Microdurômetro Vickers da marca <i>Shimadzu</i>	41
Figura 1 – Fotomicrografias (MO) do aço no estado inicial.....	42
Figura 26 – Fotomicrografias (MEV) do aço no estado inicial.....	42
Figura 27 – Dureza Vickers em função da temperatura de austenitizaçã.....	44
Figura 28 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C.....	45
Figura 29 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 850°C.....	45

Figura 30 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C.....	46
Figura 31 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C.....	46
Figura 32 – Dureza Vickers em função da temperatura de revenimento nos aços temperados a 850°C e 1050°C.....	48
Figura 33 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 100°C.....	49
Figura 34 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 200°C.....	49
Figura 35 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 850°C e revenimento a 200°C.....	50
Figura 36 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 300°C.....	50
Figura 37 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 400°C.....	51
Figura 38 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 850°C e revenimento a 400°C.....	51
Figura 39 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 500°C.....	52
Figura 40 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 850°C e revenimento a 500°C.....	52
Figura 41 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 600°C.....	53
Figura 42 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 850°C e revenimento a 600°C.....	53
Figura 43 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 100°C.....	54
Figura 44 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 200°C.....	54
Figura 45 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C e revenimento a 200°C.....	55
Figura 46 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 300°C.....	55
Figura 47 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 400°C.....	56
Figura 48 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C e revenimento a 400°C.....	56
Figura 49 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 500°C.....	57
Figura 50 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C e revenimento a 500°C.....	57
Figura 51 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 600°C.....	58
Figura 52 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C e revenimento a 600°C.....	58
Figura 53 - Difratomogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 850°C.....	59
Figura 54 - Difratomogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 850°C e revenimento a 400°C.....	60
Figura 55 – Difratomogramas do aço DIN EM 14.116 após têmpera a 850°C e revenimento a 500°C.....	60
Figura 56 - Difratomogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 1050°C.....	61
Figura 57 - Difratomogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 1050°C e revenimento a 400°C.....	61
Figura 58 - Difratomogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 1050°C e revenimento a 500°C.....	62

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química de três aços inoxidáveis austeníticos comerciais.....	16
Tabela 2 – Composição química de três aços inoxidáveis ferríticos comerciais.....	18
Tabela 3 – Composição química de três aços inoxidáveis duplex.....	20
Tabela 4 – Composição química de três aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.....	21
Tabela 5 – Composição química de exemplos de aços inoxidáveis martensíticos.....	24
Tabela 6 – Tratamentos térmicos de alguns aços inoxidáveis martensíticos.....	26
Tabela 7 – Propriedades mecânicas de aços inoxidáveis após tratamentos térmicos.....	26
Tabela 8 - Severidade da têmpera em diferentes meios de resfriamento.....	30
Tabela 9 - Composição química do aço inoxidável martensítico DIN EN 14.116.....	34
Tabela 10 - Especificação técnica do aço inoxidável martensítico DIN EN 14.116.....	34
Tabela 11 - Condições de têmpera consideradas no trabalho.....	37
Tabela 12 - Condições de revenimento consideradas no trabalho.....	37
Tabela 13 – Valor de dureza Vickers para a amostra do aço no estado inicial.....	42
Tabela 14 – Valores de Dureza – Amostras austenitizadas a 850°C e 1050°C.....	44
Tabela 15 – Média dos valores de dureza Vickers após o Revenimento.....	47

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	11
2. OBJETIVOS.....	12
2.1. Objetivos Gerais.....	12
2.2. Objetivos Específicos.....	12
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	13
3.1. Aços Inoxidáveis.....	13
3.1.1. Características gerais dos aços inoxidáveis.....	13
3.1.2. Aços inoxidáveis martensíticos.....	17
3.2. Tratamentos Térmicos em Ligas Metálicas Ferrosas.....	27
3.2.1. Têmpera.....	27
3.2.2. Revenimento.....	31
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	34
4.1 Material.....	34
4.2 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido.....	34
4.3 Corpos de Prova.....	35
4.4 Tratamentos Térmicos.....	35
4.5 Caracterização Microestrutural.....	37
4.5.1 Microscopia Óptica.....	37
4.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura.....	39
4.5.3 Difração de raios-X (DRX)	40
4.6 Caracterização Mecânica.....	40
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	42
5.1 Caracterização Mecânica e Microestrutural do Material no Estado Inicial.....	42
5.2 Caracterização Mecânica do Material Temperado.....	43
5.3 Caracterização Microestrutural do Material Temperado.....	44
5.4 Caracterização Mecânica do Material Temperado e Revenido.....	47
5.5 Caracterização Microestrutural do Material Temperado e Revenimento.....	49
5.6 Difração de Raio-X.....	59
6 CONCLUSÃO.....	64
REFERÊNCIAS.....	65

1. INTRODUÇÃO

A utilização do ferro pelo homem vem desde 1200 a.C. Apesar da sua abundância sua presença na natureza é bastante rara, sendo assim, o homem desenvolveu processos para extraí-lo dos minérios de ferro mais comuns. Durante as diversas etapas deste processo, foi observado que a presença de carbono afetaria positivamente suas propriedades, dando origem a uma das principais ligas de ferro, o aço. Com a percepção de que adições significativas de carbono diminuiriam o ponto de fusão de ligas de ferro facilitando sua produção, teve início em grande escala a produção do aço, o que ocorreu a partir do século XVIII (COLPAERT, 2008).

O conhecimento desenvolvido acerca do aço, referente à sua composição química, estrutura, propriedades, desempenho e o efeito do processamento sobre as suas características possibilitou uma maior aplicabilidade do mesmo, e também o desenvolvimento de novas ligas e o aperfeiçoamento de outras já existentes. A importância do aço se deve à abundância do ferro na crosta terrestre, o baixo custo de produção e as várias combinações de propriedades físicas e mecânicas (COLPAERT, 2008).

Engenheiros e metalurgistas tem se preocupado cada vez mais com a ação da corrosão sobre os aços, os levando a aperfeiçoar e criar novas ligas resistentes a corrosão (CHIAVERINI, 2005).

Uma das modificações encontradas foi a adição do elemento cromo, que aumenta a resistência à oxidação e à corrosão do aço. Os aços que possuem teores de cromo superiores de 12% são conhecidos como aços inoxidáveis e possuem grande resistência à corrosão, boas propriedades mecânicas a temperaturas elevadas e tenacidade. Os aços inoxidáveis são agrupados em cinco classes: ferríticos; austeníticos; dúplex; endurecíveis por precipitação e o martensítico, que será estudado mais profundamente durante o trabalho (COLPAERT, 2008)

Os aços inoxidáveis martensíticos, são ligas de ferro e cromo. O elevado teor de cromo presente nestes aços é responsável pela sua alta temperabilidade. Sua composição química possibilita, além da resistência à corrosão, a mudança de fase no estado sólido, ou seja, esses aços se tornam austeníticos na faixa de 950°C – 1000°C e, assim, podem se transformar em martensita no resfriamento (COUTINHO, 1992).

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivos Gerais

O objetivo geral do trabalho foi analisar os efeitos de alterações nos parâmetros de têmpera no revenimento subsequente de um aço inoxidável martensítico.

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos do trabalho são listados de maneira detalhada nos tópicos a seguir.

- Verificar os efeitos de alterações na temperatura de austenitização na têmpera nas propriedades mecânicas de aço inoxidável martensítico.
- Avaliar a influência das condições mencionadas no item anterior na microestrutura desenvolvida, considerando a presença de martensita, austenita retida e carbonetos diversos.
- Observar os efeitos da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas do aço inoxidável martensítico.
- Analisar a evolução microestrutural do material com a elevação da temperatura de revenimento empregada.
- Verificar a influência dos parâmetros de têmpera no revenimento subsequente do aço inoxidável martensítico, considerando tanto os aspectos microestruturais como a curva dureza x temperatura de revenimento.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

3.1.1 Características gerais dos aços inoxidáveis

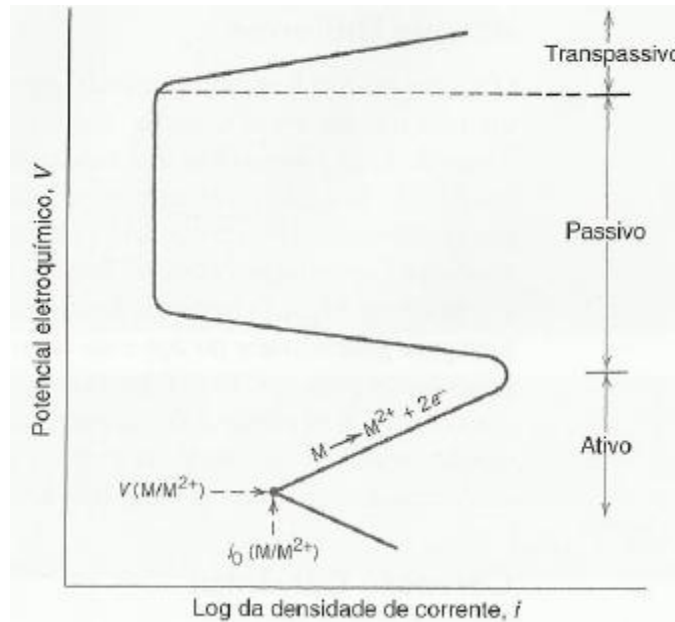
Os aços inoxidáveis foram desenvolvidos acidentalmente no começo do século XX. Essas ligas possuem teores de cromo superiores a 12%, podendo ainda apresentar outros elementos químicos, como o níquel e o molibdênio, e têm elevada resistência à oxidação e à corrosão em meios diversos, propriedades conferidas principalmente pela adição de cromo (COLPAERT, 2008).

A resistência à corrosão de ligas à base de Fe, C e Cr está associada ao fenômeno de passivação, isto é, à formação de uma grande camada de óxidos mistos (de ferro, cromo e de outros elementos de liga) e à dissolução dessa camada no meio corrosivo. Os efeitos dos diversos elementos de liga sobre a microestrutura dos aços inoxidáveis podem ser apreciados a partir dos diagramas de equilíbrio de fase (SILVA & MEI, 2010). Neste caso, o alto teor de cromo como elemento de liga por solução sólida no ferro aparece como o principal fator presente nos aços inoxidáveis a levar à formação de uma camada protetora minimizando o desenvolvimento de ferrugem (CALLISTER, 2008).

Ainda em relação à formação da camada de passivação, segundo Callister (2008), alguns metais e ligas normalmente ativos, sob determinadas condições ambientais, perdem a sua reatividade química e se tornam extremamente inertes. Tal comportamento passivo é resultado da formação de um filme de óxido fino e altamente aderente que fica sobre a superfície do metal, protegendo contra a corrosão, minimizando dessa forma a formação da ferrugem. Este fenômeno de passivação é explicado pelas curvas do potencial de polarização em função do logaritmo da densidade de corrente. A curva de polarização para um metal que exhibe uma transição ativa-passiva é vista na Figura 1 (COLPAERT, 2008). Tendo-se valores de potencial baixos, contidos dentro da região ativa, tem-se um comportamento linear. Aumentando-se o potencial, a densidade de corrente diminui até um valor muito baixo, permanecendo assim independente do material, região esta chamada de região passiva. Em

valores de potencial ainda menores, a densidade de corrente aumenta em função do potencial, ocorrendo na região transpassiva.

Figura 1 – Curva de polarização para um metal com transição ativa-passiva



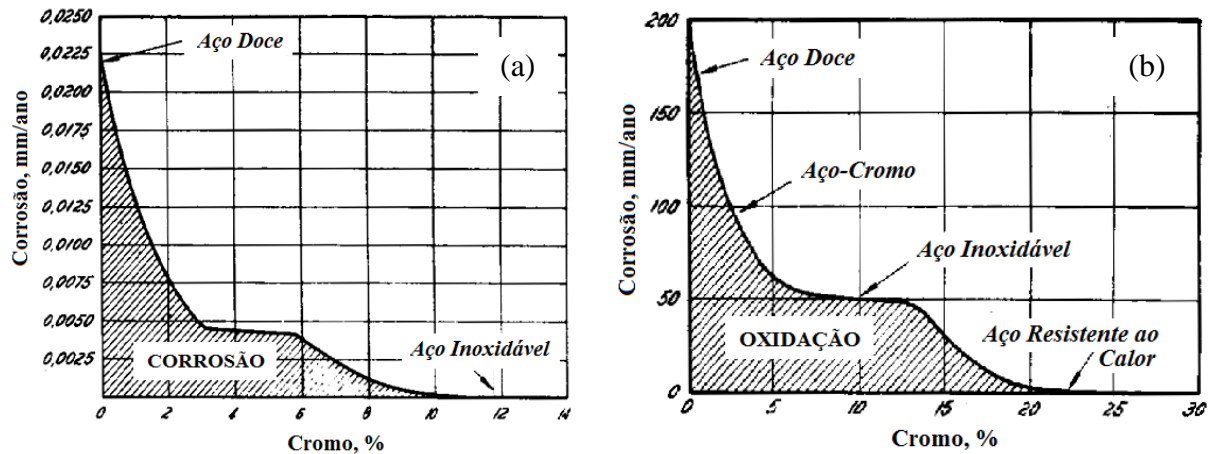
Fonte: (CALLISTER, 2008).

Considerando novamente as ligas ferrosas com a presença de cromo, na Figura 2 são mostrados exemplos da influência desse elemento químico na resistência à corrosão dos aços, tanto à temperatura ambiente, em um ambiente apontado como industrial, como a 1000°C, ao ar (CHIAVERINI, 2005). Para a temperatura ambiente, percebe-se que a corrosão diminui com o aumento do teor de cromo e, a partir de 10% ou 11%, praticamente não é observada corrosão no aço. Para a temperatura de 1000°C, ao ar, também ocorre uma diminuição da corrosão com a elevação da presença de cromo. Neste caso, no entanto, para que não ocorra corrosão, teores mais elevados de cromo são necessários.

De acordo com a composição química das ligas, diferentes microestruturas são desenvolvidas nos aços inoxidáveis e, como suas propriedades (mecânicas ou relativas à corrosão e oxidação) estarão diretamente associadas às mesmas, esses materiais são classificados essencialmente em cinco grupos distintos: ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação e duplex ou austenoferríticos (COLPAERT, 2008). Uma descrição sucinta de cada um desses grupos é apresentada a seguir, sendo que para os aços inoxidáveis

martensíticos, tema do presente trabalho, uma seção específica com maiores detalhes é apresentada posteriormente.

Figura 2 – Influência da quantidade de cromo na resistência à corrosão dos aços



Fonte: (CHIAVERINI, 2005). – (a) exposição por 10 anos a uma atmosfera industrial e (b) exposição por 48 horas ao ar a 1000°C.

Aços Inoxidáveis Austeníticos - São considerados os mais comuns entre os aços inoxidáveis e possuem, como características gerais, resistência à corrosão muito boa, elevada tenacidade e boa soldabilidade (COLPAERT, 2008). Sua denominação está associada basicamente à presença em teores relativamente elevados do elemento químico níquel, classificado como um elemento gamagáneo (CHIAVERINI, 2005), levando assim à estabilidade da fase austenítica no aço no estado sólido.

A presença acentuada de níquel na composição química, além de estabilizar a austenita, como comentado no parágrafo anterior, leva também a outras características, como alta ductilidade e capacidade de encruamento, fato que faz com que esses aços sejam muito utilizados na fabricação de peças onde altos níveis de deformação são exigidos, assim como uma série de detalhes (SILVA & MEI, 2010).

Em relação à soldabilidade, de maneira geral, os aços inoxidáveis austeníticos podem ser soldados sem maiores dificuldades, não formando estruturas frágeis na zona termicamente afetada, uma vez que apresentariam austenita no estado sólido. Alguns efeitos prejudiciais podem ocorrer durante o processo, tal como a fissuração a quente, devido à presença de tensões residuais formadas a partir da contração na solidificação. Ajustando a composição do

aço, a fim de se obter ou formar apenas uma pequena quantidade de ferrita delta, podem ser minimizadas as tensões de contração (COUTINHO, 1992).

A corrosão intergranular é um dos fenômenos indesejáveis que ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos e se dá principalmente através da precipitação de carbonetos. Para evitar esse fenômeno, opta-se pela adição de titânio e/ou de nióbio, que possuem a função de fixar o carbono na forma de carbonetos de titânio e de nióbio, evitando assim a precipitação de carboneto de cromo nos contornos de grão.

Por fim, os aços inoxidáveis austeníticos não são endurecíveis de forma acentuada por tratamentos térmicos, sendo comumente submetidos a operações para remover efeitos de processamento mecânico (encruamento) anterior, refinar o tamanho de grão, aliviar tensões, dentre outros. No caso do primeiro exemplo, as etapas usuais são 1) solubilização, onde o objetivo é garantir a manutenção da estrutura austenítica à temperatura ambiente, realizada através do aquecimento do aço a uma temperatura elevada para remover modificações advindas dos processos de fabricação e dissolver os carbonetos; 2) encharque, mantendo o material a determinada temperatura; 3) resfriamento relativamente rápido, de forma a evitar a formação dos carbonetos indesejáveis (CHIAVERINI, 2005).

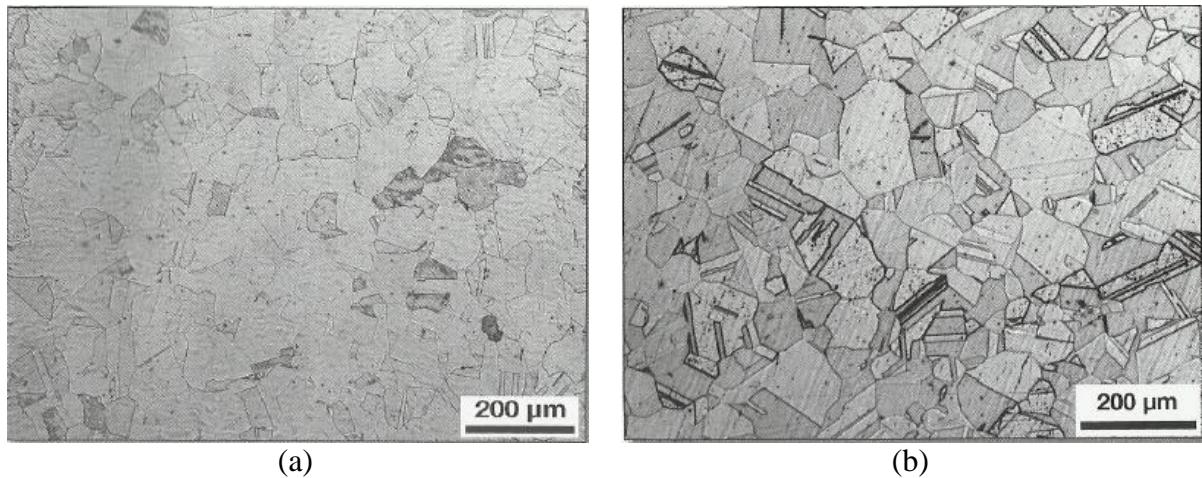
Na Tabela 1 são apresentadas, como exemplos, as composições químicas de três dos principais aços inoxidáveis austeníticos comerciais (CHIAVERINI, 2005). Na Figura 3 são exibidas, também como exemplos, microestruturas do aço inoxidável AISI 304 após processamento de diferentes maneiras (COLPAERT, 2008), com grãos de austenita e maclas.

Tabela 1 – Composição química de três aços inoxidáveis austeníticos comerciais

aço	elementos químicos (% em peso)						
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	P
303	0,15 máx.	17,0-19,0	8,0-10,0	2,0 máx.	1,0 máx.	0,6 máx.	0,2 máx.
304	0,08 máx.	17,0-19,0	8,0-10,5	2,0 máx.	1,0 máx.	-	0,04 máx.
316	0,06 máx.	16,0-18,5	10,5-13,5	2,0 máx.	1,0 máx.	2,0-2,5	0,04 máx.

Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005).

Figura 3 – Exemplo de microestrutura do aço inoxidável austenítico



Fonte: (COLPAERT, 2008). – (a) Aço inoxidável austenítico AISI 304 solubilizado a 1050°C, resfriado em água. Austenita. Ataque: ácido oxálico. (b) Aço austenítico AISI 304 forjado e solubilizado. Austenita, com grãos grandes. Ataque: Ácido oxálico.

Aços Inoxidáveis Ferríticos - Os aços inoxidáveis ferríticos possuem de 14% a 27% de cromo e outros elementos de liga em teor variável. As ligas mais usadas têm o teor de cromo na faixa 17% a 26% e, neste caso, são totalmente ferríticas até a sua temperatura de fusão. Essa característica é relacionada diretamente à presença e à quantidade de cromo, que é classificado como um elemento alfa-gêneo, estabilizando, portanto, a ferrita (CHIAVERINI, 2005).

Considerando as propriedades mecânicas, os aços inoxidáveis ferríticos possuem valores de ductilidade e tenacidade menores (considerada de média a baixa) que os aços inoxidáveis austeníticos e o seu crescimento de grão se torna acentuado apenas a uma temperatura de tratamento térmico a partir de 900 °C. A ferrita com alto teor de cromo é considerada relativamente frágil e apresenta temperatura de transição dúctil-frágil (COUTINHO, 1992). Dessa forma, em geral, não são os tipos de aços inoxidáveis mais recomendados para aplicações criogênicas, diferentemente dos aços inoxidáveis austeníticos, abordados anteriormente.

Ainda em relação às propriedades, possuem boas características de resistência à corrosão, especialmente a trincas de corrosão sob tensão. A boa resistência à oxidação se deve ao alto teor de cromo e à ausência de níquel, que melhora o desempenho do aço sob alguns aspectos, quando comparado ao aço inoxidável austenítico.

Este tipo de aço não apresenta boa soldabilidade, visto que a operação de soldagem pode levar ao crescimento de grão na zona termicamente afetada e à segregação de determinados elementos nos contornos de grão, o que compromete muito tenacidade e a própria resistência à corrosão de componentes soldados. Outro fator nocivo à resistência a corrosão é a ocorrência de precipitação de carbonetos de cromo, mas este problema pode ser evitado adicionando elementos formadores de carbonetos mais estáveis, como o titânio e nióbio.

Uma vez que são totalmente ferríticas até a sua temperatura de fusão, combinação dos teores elevados de cromo e baixos de carbono, e a faixa austenítica fica totalmente eliminada, esses aços inoxidáveis não são endurecíveis por têmpera (CHIAVERINI, 2005). Segundo Silva (2011), os tratamentos térmicos mais comuns para este tipo de aço são solubilização ou recozimento, para remover feitos de deformação plástica conduzida anteriormente, utilizando ainda um tratamento de alívio de tensões na faixa de 750°C.

Na Tabela 2 são apresentadas, como exemplos, as composições químicas de três dos principais aços inoxidáveis ferríticos comerciais (CHIAVERINI, 2005). Na Figura 3 são exibidas, também como exemplos, microestruturas dos aços inoxidáveis AISI 409 laminado e recozido e AISI 430 apenas laminado (COLPAERT, 2008), nas quais pode ser observada a presença de grãos de ferrita com diferentes morfologias.

Tabela 2 – Composição química de três aços inoxidáveis ferríticos comerciais

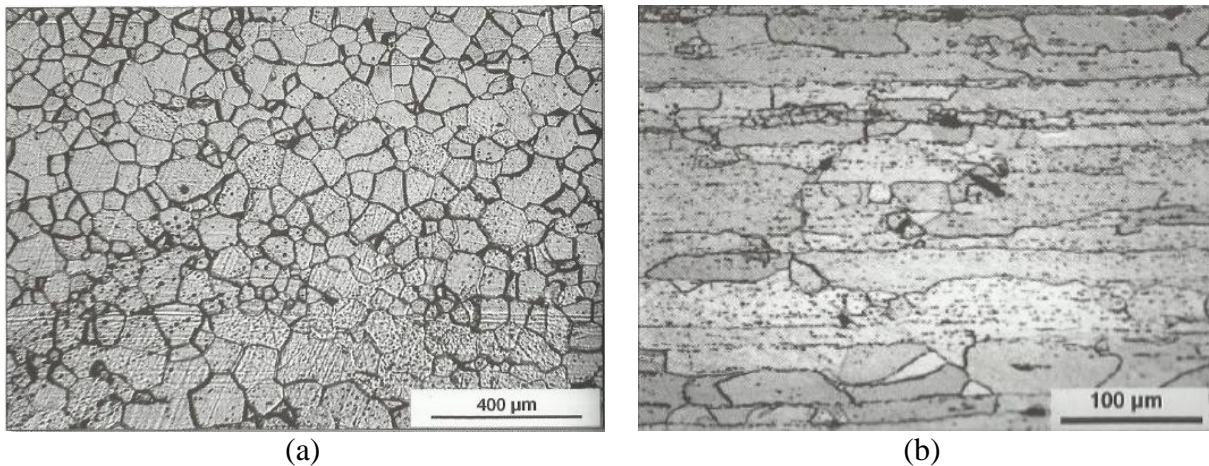
aço AISI	elementos químicos (% em peso)						
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	P
409	0,08 máx.	10,5-11,7	-	1,0 máx.	1,0 máx.	-	0,04 máx.
430	0,12 máx.	16,0-18,0	-	1,0 máx.	1,0 máx.	-	0,04 máx.
446	0,20 máx.	23,0-27,0	-	1,5 máx.	1,0 máx.	-	0,04 máx.

Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005).

Aços Inoxidáveis Duplex ou Austenoferríticos – Os aços inoxidáveis duplex possuem microestrutura que consiste em frações aproximadamente iguais das fases ferrítica e austenítica, o que leva a uma combinação considerada atrativa de propriedades, como: elevada resistência mecânica, boa tenacidade e alta resistência à corrosão em diversos meios. Essa estrutura bifásica é determinada, sobretudo, pela combinação dos teores de ferro, cromo

e níquel (CHIAVERINI, 2005), sendo ainda influenciada pela presença de molibdênio e também de nitrogênio. Os elementos cromo, níquel e molibdênio aumentam a resistência à corrosão e o nitrogênio tem efeito favorável sobre a resistência mecânica do material (COLPAERT, 2008).

Figura 4 – Exemplo de microestrutura do aço inoxidável ferrítico



Fonte: (COLPAERT, 2008). – (a) Aço 409A laminado a frio com 85% de redução e recozido a 850°C - ferrita equiaxial. (b) Aço 430A laminado a quente - ferrita alongada.

Por outro lado, a presença de muitos elementos de liga nos aços inoxidáveis duplex pode levar à precipitação de numerosas fases, que teriam efeito positivo na dureza, mas negativo em relação à tenacidade e à resistência à corrosão. Dentre essas fases secundárias, podem ser mencionados carbonetos, nitretos e compostos intermetálicos, como as fases sigma σ , chi χ , pi π e tau τ (COLPAERT, 2008). Os problemas relacionados aos elementos de liga mostram uma maior complexidade no estudo desses aços, sendo fundamental um conhecimento dos processos de precipitação que podem ocorrer, visto que situações envolvendo processamento térmico ou termomecânico são relativamente usuais durante operações de fabricação. Dessa forma, similarmente aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, o aço inoxidável duplex não é comumente submetido a tratamentos térmicos para endurecer, uma vez que seu endurecimento neste caso implicaria na formação de fases indesejáveis, que levariam à redução na tenacidade e na resistência à corrosão.

As propriedades consideradas superiores dos aços inoxidáveis duplex em relação aos demais explicam a sua utilização em aplicações de grande responsabilidade e o seu emprego crescente, tais como: indústria de processamento químico; indústria de polpa e papel; indústria de geração de energia; e indústria de extração de petróleo (CHIAVERINI, 2005).

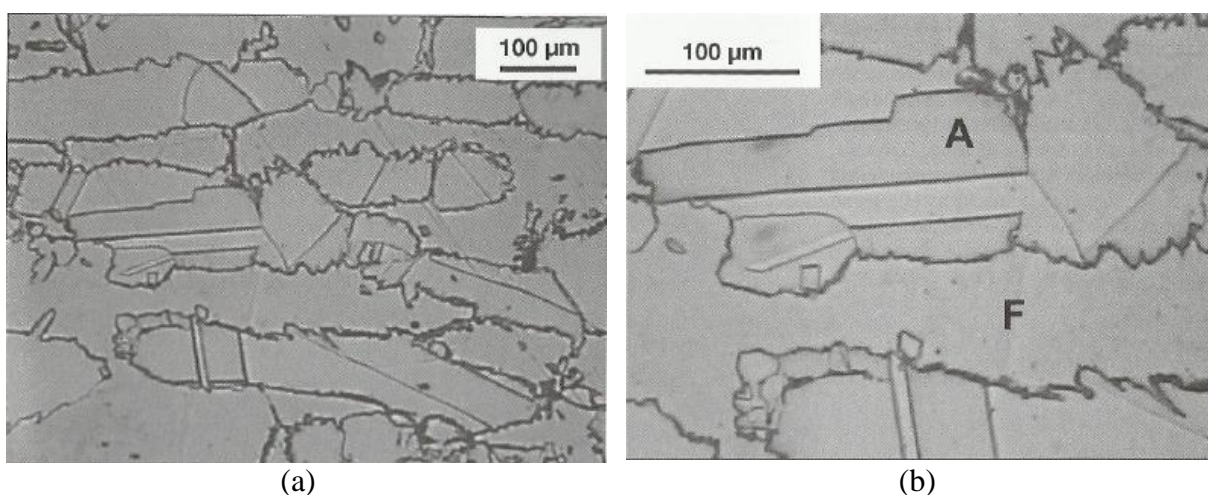
Na Tabela 3 são apresentadas, como exemplos, as composições químicas de três aços inoxidáveis duplex (CHIAVERINI, 2005) e na Figura 5 são exibidas, também como exemplos, microestruturas do aço inoxidável duplex ASTM A182 forjado e resfriado ao ar a partir de 1000°C (COLPAERT, 2008), onde podem ser verificados, com ampliações distintas, grãos de ferrita “F” e austenita “A”.

Tabela 3 – Composição química de três aços inoxidáveis duplex

aço UNS	elementos químicos (% em peso)					
	Cr	Ni	Mo	Ni	Mn	Si
532760	25,0	7,0	3,6	0,25	-	-
31200	25,0	6,0	1,2-2,0	0,14-0,2	2,0	1,0
32404	21,5	7,0	2,5	0,2	2,0	1,0

Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005).

Figura 5 – Exemplo de microestrutura do aço inoxidável duplex



Fonte: (COLPAERT, 2008). – (a) e (b) Barra forjada de aço ASTM F53 resfriada ao ar a partir de 1000°C.

Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação – Os aços endurecíveis por precipitação, indicados pela sigla PH (*precipitation hardening*), foram desenvolvidos logo após a Segunda Guerra Mundial, possuindo uma melhora nas suas propriedades mecânicas através do tratamento térmico de envelhecimento. São ligas consideradas como alternativas para os aços inoxidáveis austeníticos, a fim de se obter resistência à corrosão, boa trabalhabilidade e altos valores de propriedades estáticas e dinâmicas. Esses aços são divididos em três classes: martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos, em função da estrutura no estado solubilizado

e da estrutura resultante após o tratamento térmico. Apesar do seu elevado custo, sua utilização vem aumentando, principalmente na indústria aeronáutica (CHIAVERINI, 2005).

Segundo Colpaert (2008), o tratamento térmico típico para os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação é a sequência solubilização e envelhecimento. Na solubilização ocorre a dissolução na matriz austenítica dos compostos intermetálicos. A velocidade de resfriamento durante esse tratamento deve ser alta o suficiente para se evitar novamente a precipitação desses compostos, formando uma estrutura martensítica com baixa dureza devido ao baixo teor de carbono, após o final do processo (no caso dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação da classe martensítica). O tratamento de envelhecimento é responsável por grande parte do endurecimento deste aço, pois ocorre precipitação na matriz martensítica. O fato de o envelhecimento ser feito a baixas temperaturas acarreta pequena quantidade de problemas de distorção, trincas e descarbonetação após endurecimento.

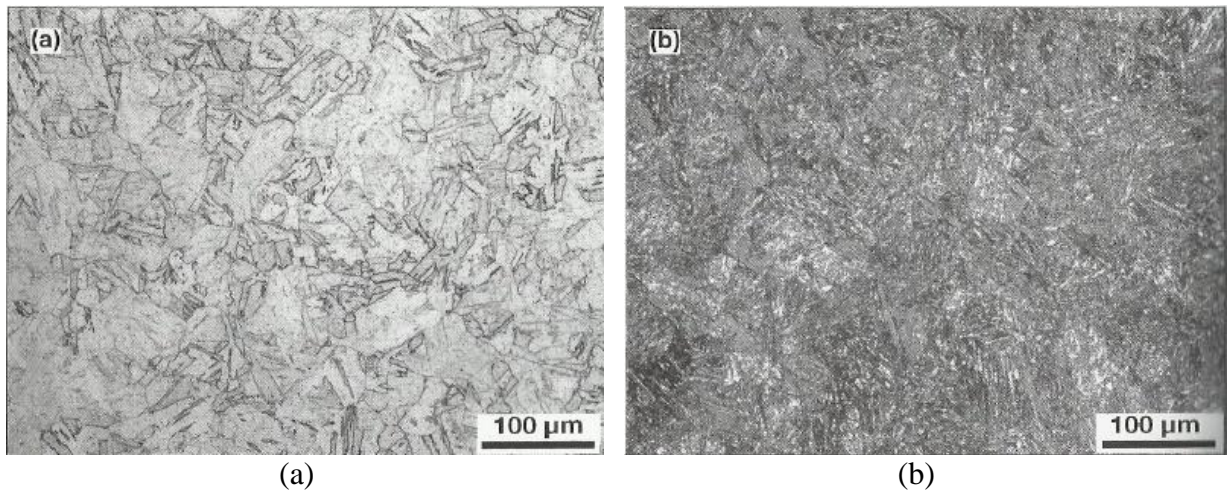
Na Tabela 4 são exibidos exemplos de três aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação com as composições químicas (CHIAVERINI, 2005) e na Figura 6 são mostradas imagens de microestrutura do aço 17-4PH submetido a tratamentos distintos (COLPAERT, 2008).

Tabela 4 – Composição química de três aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

aço	elementos químicos (% em peso)						
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	P
17-4	0,07 máx.	16,5	4,0	1,0 máx.	1,0 máx.	4,0	0,04 máx.
17-7	0,09 máx.	17,0	7,1	1,0 máx.	1,0 máx.	-	0,04 máx.
17-10	0,15 máx.	17,0	10,7	1,0 máx.	1,0 máx.	-	0,03 máx.

Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005).

Figura 6 – Exemplo de microestrutura do aço inoxidável endurecível por precipitação



Fonte: (COLPAERT, 2008). – Aço 17-4PH. (a) Aço Solubilizado a 1040 °C/1h seguido de resfriamento em água. Martensita de baixo carbono. (b) Solubilizado e envelhecido a 590 °C/4h , resfriado ao ar.

3.1.2 Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas de ferro, carbono e cromo, em geral, com teor de carbono entre 0,1% e 1,5% e teor de cromo entre 12% e 18% (PICKERING, 1984). Essa composição química possibilita, além da resistência à corrosão, a mudança de fase no estado sólido, ou seja, esses aços se tornam austeníticos na faixa de 950 °C – 1000 °C e, assim, podem se transformar em martensita no resfriamento (COUTINHO, 1992). Dessa forma, para esse grupo de aços inoxidáveis, diferentemente do que é observado para os aços ferríticos e os aços austeníticos, os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento podem ser conduzidos, produzindo peças com alta resistência mecânica, alta dureza, resistência ao desgaste e ainda alguma tenacidade (KRAUSS, 1990). Essas ligas, portanto, podem ser consideradas como equivalentes aos aços que são usualmente submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, com a diferença de que pela quantidade de cromo, possuem alta temperabilidade, temperatura de início da transformação martensítica mais baixa e maior resistência à diminuição de dureza no revenimento subsequente à têmpera (COLPAERT, 2008; SILVA & MEI, 2010).

No caso da liga tratada termicamente para elevação da dureza, depois de obtida a estrutura martensítica, faz-se o tratamento de revenimento para aumentar a ductilidade e aliviar tensões. No entanto, uma diferença significativa entre os aços baixa liga e os aços inoxidáveis martensíticos é que o último possui um teor de cromo suficientemente elevado para garantir a formação de martensita mesmo em peças de grandes espessuras. Sua resistência à corrosão,

no entanto, tende a ser inferior à dos outros grupos de aços inoxidáveis, sendo, contudo, satisfatória para meios considerados mais fracamente corrosivos (MODENESI, 2001).

Uma vez que as propriedades dos aços inoxidáveis martensíticos podem ser alteradas de maneira significativa com os parâmetros dos tratamentos térmicos, esses aços são empregados em uma grande variedade de situações, indo desde vasos de pressão e caldeiras até ferramentas de corte (PARK et al, 2007).

Dentro do grupo dos aços inoxidáveis martensíticos, podem ser consideradas basicamente três classes, divididas de acordo com o teor de carbono: baixo carbono, médio carbono e alto carbono. Os chamados aços inoxidáveis martensíticos de baixo carbono são relativamente fáceis de conformar no estado recozido, exibindo boa dureza, boa resistência à corrosão e tenacidade superior aos demais. Esses aços são empregados na fabricação de turbinas, compressores e componentes de plataformas de petróleo (SONG et al., 2010). Seu exemplo clássico é o aço AISI 410 (TSAI et al., 2002), que possui cerca de 0,15% de carbono e de 11,5% a 13,0% de cromo.

Os aços inoxidáveis martensíticos de médio teor de carbono, tradicionalmente utilizados na indústria de cutelaria e de fabricação de instrumentos cirúrgicos (CHIAVERINI, 2005), têm em seu maior exemplo o aço AISI 420, com cerca de 0,15% a 0,35% de carbono, 12% a 14% de cromo e até 0,6% de molibdênio, apresentando alta dureza e alguma tenacidade após o processamento térmico. Esse aumento no teor de carbono eleva a resistência à tração pelo aumento da fração volumétrica de carbonetos, com consequente necessidade de emprego de temperaturas de austenitização mais altas no tratamento térmico de têmpera (COUTINHO, 1992). Outros efeitos são uma diminuição na tenacidade e na soldabilidade em relação aos de baixo carbono. Esses aços são também utilizados na fabricação de engrenagens, mancais, válvulas de agulha e componentes para uso em altas temperaturas. Por fim, dos aços inoxidáveis martensíticos de alto carbono, o aço AISI 440 é a liga comercial de maior destaque (YANG *et al.*, 2006), com teor de carbono variando entre 0,6% e 1,2%, cromo entre 12% e 18% e molibdênio até 0,75%, sendo empregado em válvulas, matrizes de para fabricação de polímeros e mancais, exibindo altas dureza e resistência ao desgaste.

Na Tabela 5 são mostradas as composições químicas de alguns aços inoxidáveis martensíticos comerciais, envolvendo exemplos de aços baixo carbono, médio carbono e alto carbono (CHIAVERINI, 2005). Dentre os aços inoxidáveis martensíticos exemplificados, o aço considerado básico é o AISI 410. A partir desse, elementos de liga podem ser adicionados com objetivos específicos. Ressalta-se que, além da alteração no teor de carbono (associada às três classes de aços inoxidáveis martensíticos), outra possibilidade importante na variação de composição dessas ligas é manter a quantidade de carbono relativamente baixa e aumentar o teor de cromo. Isto é feito nas aplicações em que se exige maior resistência a corrosão como, por exemplo, em atmosferas marinhas ou ambientes com água salgada, quando se eleva o teor de cromo a 16% - 17% (COUTINHO, 1992).

Tabela 5 – Composição química de exemplos de aços inoxidáveis martensíticos

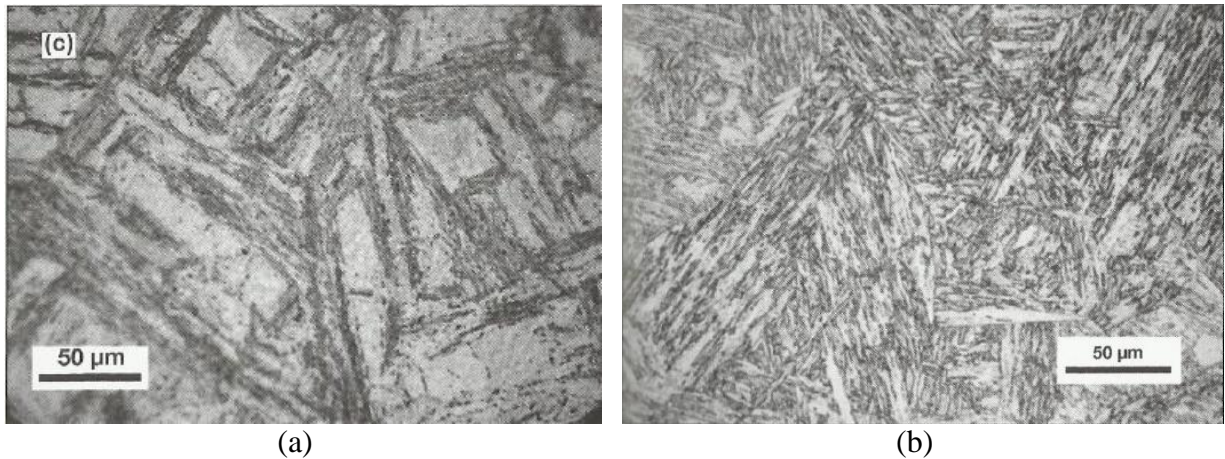
aço AISI	elementos químicos (% em peso)						
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P
403, 410	0,15 máx	11,5/13,0	-	-	1,00	0,50	0,04
414	0,15 máx	11,5/13,5	1,25/2,50	-	1,00	1,00	0,04
416	0,15 máx	11,5/13,5	-	0,60 max	1,25	1,00	0,06
416 Se	0,15 máx	11,5/13,5	-	-	1,25	1,00	0,06
420	0,16/0,25	11,5/13,5	1,00 max	-	1,00	1,00	0,04
420	0,15 máx	11,5/13,5	1,00 max	-	1,00	1,00	0,04
420	0,15 máx	12,0/14,0	1,00 max	-	1,00	1,00	0,04
420 F	0,15 máx	12,5/14,5	-	0,60 max	1,25	1,00	0,06
422	0,15 máx	12,0/14,0	-	0,75 max	1,00	0,75	0,025
431	0,15 máx	11,0/13,0	0,50/1,00	-	1,00	1,00	0,04
440 A	0,15 máx	15,0/17,0	1,25/1,00	0,75 max	1,00	1,00	0,04
440 B	0,15 máx	16,0/18,0	-	-	1,00	1,00	0,04
440 C	0,15 máx	16,0/18,0	-	-	1,00	1,00	0,04

Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005).

Na Figura 7 são exibidas, como exemplos, imagens de microestruturas do aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado e revenido (em diferentes condições), nas quais pode ser observada uma estrutura predominantemente composta de martensita revenida (COLPAERT, 2008). Na Figura 8 são mostradas, também como exemplos, microestruturas de outros dois

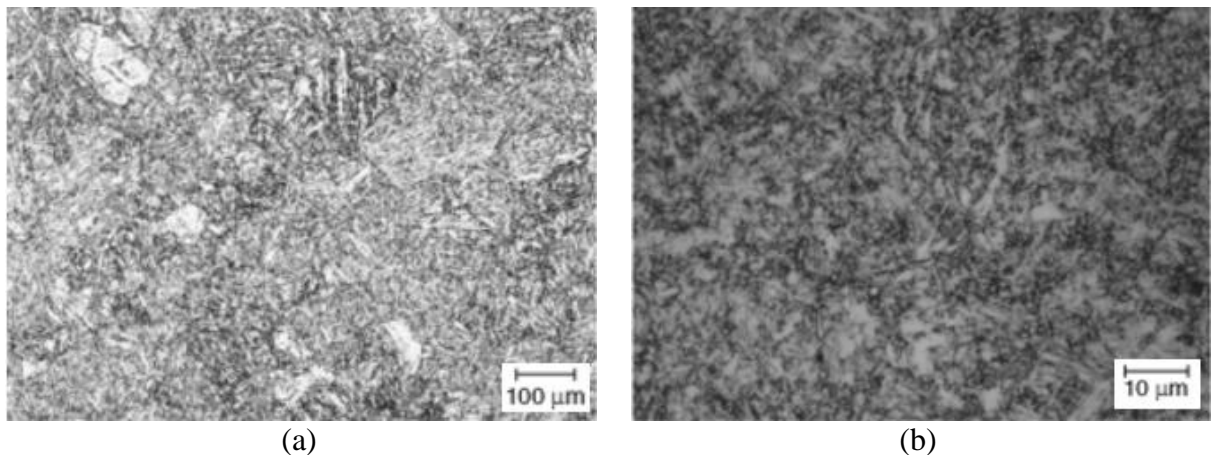
aços inoxidáveis martensíticos comerciais, os aços AISI 403 e AISI 420, após têmpera e revenimento (ASM INTERNATIONAL, 2004).

Figura 7 – Exemplos de microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 410 temperado e revenido



Fonte: (COLPAERT, 2008) – (a) e (b) Aço AISI 410 temperado e revenido – martensita revenida.

Figura 8 – Exemplos de microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 403 e AISI 420 temperados e revenidos



Fonte: (ASM INTERNATIONAL, 2004) – (a) Aço AISI 403 temperado e revenido. (b) Aço AISI 420 temperado e revenido.

Conforme mencionado, os tratamentos térmicos usuais dos aços inoxidáveis martensíticos, visando a obtenção de estruturas endurecidas, são a têmpera e o revenimento. No caso da têmpera, após o aquecimento até a austenitização completa da liga e o encharque, o resfriamento pode ser conduzido ao ar, em óleo ou em água, o que vai depender do teor de carbono apresentado pelo aço inoxidável (CHIAVERINI, 2005). Nas Tabelas 6 e 7 podem ser observados os detalhes dos tratamentos térmicos indicados para diversos aços inoxidáveis

martensíticos comerciais e as dados associados às propriedades mecânicas (resistência mecânica – limites de escoamento e resistência, ductilidade – alongamento % e tenacidade – energia absorvida no impacto) obtidas através dessas operações.

Tabela 6 – Tratamentos térmicos de alguns aços inoxidáveis martensíticos

Tipo AISI	Têmpera			Revenido		
	Temperatura °C	Tempo min.	Meio de resfriamento	Temperatura °C	Tempo h	Dureza Brinell
403	925/1000	15 a 30	óleo	225/375	1 a 3	360/380
410	925/1000	15 a 30	óleo	225/375	1 a 3	360/380
414	975/1050	15 a 30	óleo ou ar	225/400	1 a 3	370/400
416	925/1000	15 a 30	óleo	225/375	1 a 3	360/380
431	975/1075	15 a 30	ar, óleo, água	225/400	1 a 3	370/400
420	975/1050	15 a 30	ar, óleo quente	150/375	1 a 2	470/530
440A	1000/1075	15 a 30	idem	150/375	1 a 2	500/560
440B	1000/1075	15 a 30	idem	150/375	1 a 2	520/590
440C	1000/1075	15 a 30	idem	100/375	1 a 2	540/620

Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005)

Tabela 7 – Propriedades mecânicas de aços inoxidáveis após tratamentos térmicos

Tipo AISI	Propriedades mecânicas médias, após o tratamento térmico						
	Limite resistência à tração		Limite de escoamento		Alongamento %	Resistência ao choque	
	kgf/mm ²	MPa	kgf/mm ²	MPa		kgfm	J
403	130	1280	98	960	15	2,8/6,2	27,5/60,8
410	130	1280	98	960	15	2,8/6,2	27,5/60,8
414	137	1340	102	1000	15	4,1/8,3	40,2/81,4
416	130	1280	98	960	12	2,8/6,2	27,5/60,8
431	137	1340	102	1000	17	4,1/8,3	40,2/81,4
420	175	1720	158	1550	8	1,1/2,1	10,8/20,6
440A	189	1850	182	1790	5	0,4/0,8	3,9/8,85
440B	196	1920	189	1850	3	0,3/0,7	2,9/6,9
440C	200	1960	193	1890	2	0,3/0,7	2,9/6,9

Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005)

3.2 Tratamentos Térmicos em Ligas Metálicas Ferrosas

Os tratamentos térmicos dos materiais metálicos visam, através de um conjunto de operações, modificar as propriedades através de alterações na microestrutura desses, considerando ainda um custo financeiro relativamente não elevado. De maneira simplificada, essas operações

envolvem aquecimento, a taxas controladas ou não, até uma dada temperatura, cujo valor irá depender da composição química do material, do tratamento térmico conduzido e de seu estado inicial. O período de tempo no qual o metal ou liga metálica permanece à temperatura mencionada, denominado tempo de encharque, é influenciado também pela composição química do material, pelo tratamento térmico conduzido e pelo seu estado inicial, podendo ser afetado ainda pelas dimensões da peça. Por fim, o resfriamento pode ser conduzido a velocidades diversas, de acordo com a operação realizada.

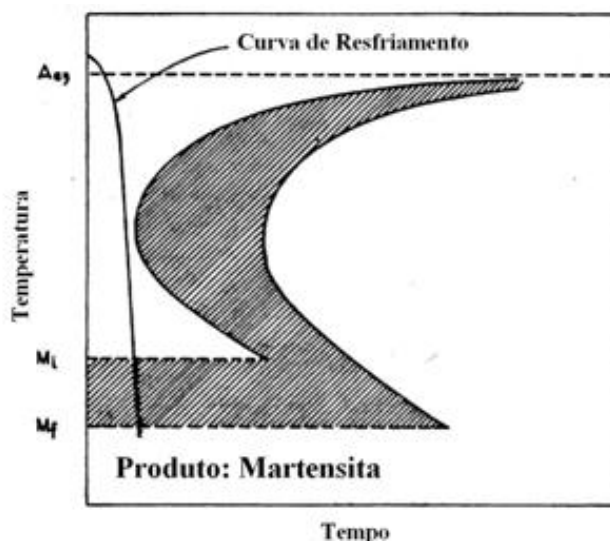
Os tratamentos térmicos podem ser divididos em dois grandes grupos: tratamentos termofísicos e tratamentos termoquímicos. Os primeiros são aqueles nos quais as alterações na estrutura do material ocorrem apenas em função do ciclo térmico, sem alteração da composição química. Como exemplos podem ser citados: recozimento para alívio de tensões, recozimento pleno, normalização, têmpera, martêmpera, revenimento e austêmpera. Já os tratamentos termoquímicos levam à modificação na estrutura com alteração na composição química da superfície da peça, sendo os principais processos a cementação e a nitretação.

A seguir são apresentados os principais aspectos dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, uma vez que essas operações são abordadas no trabalho.

3.2.1 Têmpera

Segundo Colpaert (2008), o tratamento de têmpera visa a formação da martensita, sendo esta obtida quando se aquece o material até se obter uma microestrutura austenítica, mantendo a peça neste patamar por um determinado tempo e em seguida resfriando a mesma em temperatura adequada até que seja formada martensita. Esse resfriamento pode ser realizado, em água, óleo, salmoura e, até mesmo, ao ar, de acordo com as características de temperabilidade do material. Na Figura 8 é exibida uma representação esquemática do processo superposta em uma curva tempo – temperatura - transformação, na qual M_i e M_f representam as temperaturas de início e de fim da transformação martensítica e A_{e3} a temperatura de austenitização.

Figura 9 – Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera



Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005)

De acordo com Callister (2002), para obter um aço com ótimas propriedades através da têmpera, a amostra deve conter ao final do processo elevada quantidade de martensita e evitar a formação de perlita e/ou bainita. Devido às características da peça, é impossível resfriar a mesma a uma taxa uniforme ao longo de toda a sua extensão, portanto a austenita irá se transformar ao longo de uma faixa de temperaturas, podendo levar a microestruturas distintas especialmente à medida que se considera peças de dimensões elevadas e seu interior.

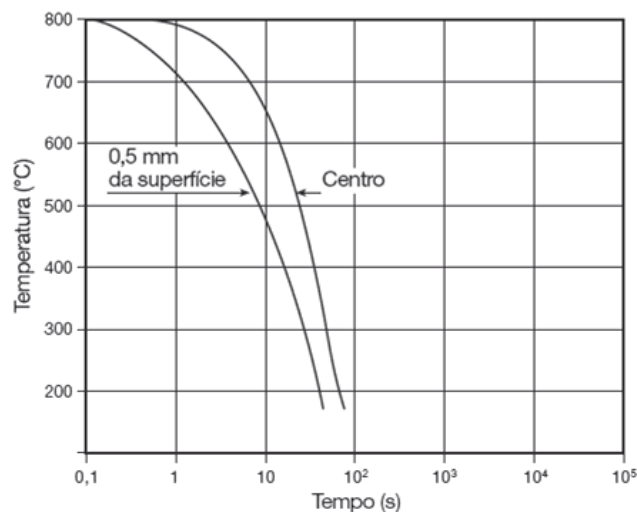
A profundidade de endurecimento e a distribuição de dureza ao longo de uma seção da peça depende da “temperabilidade” do aço, do tamanho e da forma da peça, além do tipo e da natureza do meio de têmpera.

A temperabilidade pode ser definida como a propriedade que mede a variação de dureza sofrida pela peça desde a sua superfície até o seu interior quando temperada, e está relacionada à capacidade do aço de formar martensita, ou seja, à velocidade crítica de têmpera (COLPAERT, 2008). A maioria dos elementos de liga adicionados ao aço retarda as transformações de decomposição da austenita em ferrita, perlita e/ou bainita, o que favorece a temperabilidade e leva a uma diminuição da velocidade crítica para a formação da martensita, ou seja, possibilita a utilização de meios de resfriamento menos bruscos no tratamento térmico.

Em relação ao tamanho e à forma da peça, sabendo que a energia térmica é dissipada para o meio de resfriamento na superfície da amostra, tem-se que a taxa de resfriamento no tratamento de têmpera depende da razão da área superficial sobre a massa da amostra, ou seja, quanto maior for essa razão, maior será a taxa de resfriamento e maior será o efeito de endurecimento. Com isso tem-se que amostras com formas regulares e arredondadas possuem razões superfície-massa menores do que amostras com formas irregulares, dificultando assim o endurecimento por têmpera (CALLISTER, 2008).

Dois fatores influenciam a velocidade de resfriamento das posições de uma peça após o tratamento de têmpera: 1) velocidade com que o calor é extraído da superfície da peça, devido a um determinado meio de têmpera selecionado; 2) transmissão de calor dentro da peça, ocorrida por condução (CHIAVERINI, 2012). Tais fatores influenciam nas diferentes velocidades de resfriamento vista em diferentes posições em uma peça, como pode ser observado na figura 9.

Figura 10 – Curvas de resfriamento da superfície e do centro de uma barra de aço de 28 mm de diâmetro resfriada em água



Fonte: (COLPAERT, 2008).


Em relação ao meio de resfriamento na têmpera, segundo Chiaverini (2008), os meios líquidos e gasosos são os mais comuns para se realizar o resfriamento do material metálico, sendo que em termos de meio líquido os mais comuns são: água; água contendo sal ou aditivos cáusticos; óleo, que pode conter uma variedade de aditivos; e soluções aquosas de

polímeros. Já os meios gasosos mais usuais são os gases inertes, como nitrogênio, hélio e argônio.

À medida que se aumenta a severidade da têmpera, mais rápido será o resfriamento e, como consequência indesejável, maior poderá ser a ocorrência de distorções e trincas na peça tratada. Orienta-se que para peças de geometria simples, simétricas, deve-se utilizar a água como meio de têmpera, uma vez que poderia ser tolerado algum nível de distorções. Quando fatores como distorção e aparecimento de trincas deve ser evitado, opta-se por um meio de resfriamento menos drástico, como o óleo, provocando menores gradientes de temperatura nas peças. (COLPAERT, 2008).

A Tabela 8 apresenta o fator H, que mensura a severidade na têmpera, determinado para diferentes meios de resfriamento, óleo, água e salmoura, em diferentes condições, tendo o meio de resfriamento em água sem agitação como referência, com H=1 (COLPAERT, 2008).

Tabela 8 - Severidade da têmpera em diferentes meios de resfriamento

Meio de têmpera	Severidade de têmpera (H)	
Óleo sem agitação	0,2	 Crescem: Velocidade de resfriamento Trincas Distorção
Óleo moderadamente agitado	0,5	
Óleo violentamente agitado	0,7	
Água sem agitação	1,0	
Água fortemente agitada	1,5	
Salmoura sem agitação	2,0	
Salmoura fortemente agitada	5,0	

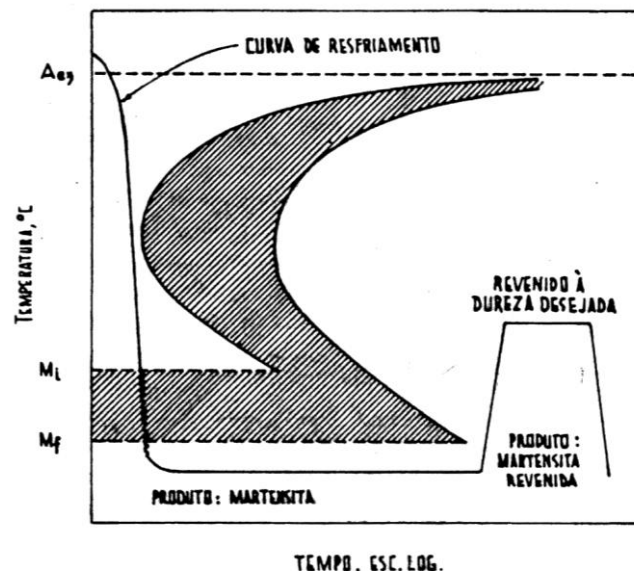
Fonte: (COLPAERT, 2008)

3.2.2 Revenimento

Após o tratamento de têmpera, em geral, o material apresenta um alto nível de tensões residuais e tenacidade e ductilidade muito baixas, o que limita o emprego em grande parte das aplicações. O tratamento de revenimento (ou revenido) é um tratamento posterior, que produz

alterações na microestrutura e alivia as tensões residuais decorrentes da têmpera, aumentando assim o seu uso (CHIAVERINI, 2005). O procedimento consiste em reaquecer o aço temperado em temperaturas inferiores às de austenitização, deixar o material permanecer nesta temperatura por um determinado período de tempo e depois resfriar ao ar. Na Figura 10 pode ser observada uma representação do procedimento subsequente à têmpera (CHIAVERINI, 2005). Um exemplo dos efeitos do revenimento sobre as propriedades mecânicas de um aço pode ser visto na Figura 11 (COLPAERT, 2008):

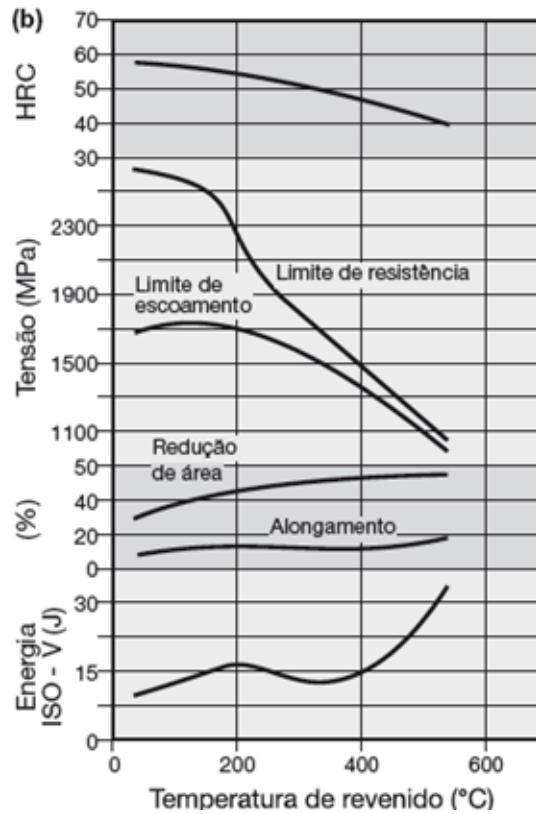
Figura 11 – Representação dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento



Fonte: adaptado de (CHIAVERINI, 2005)

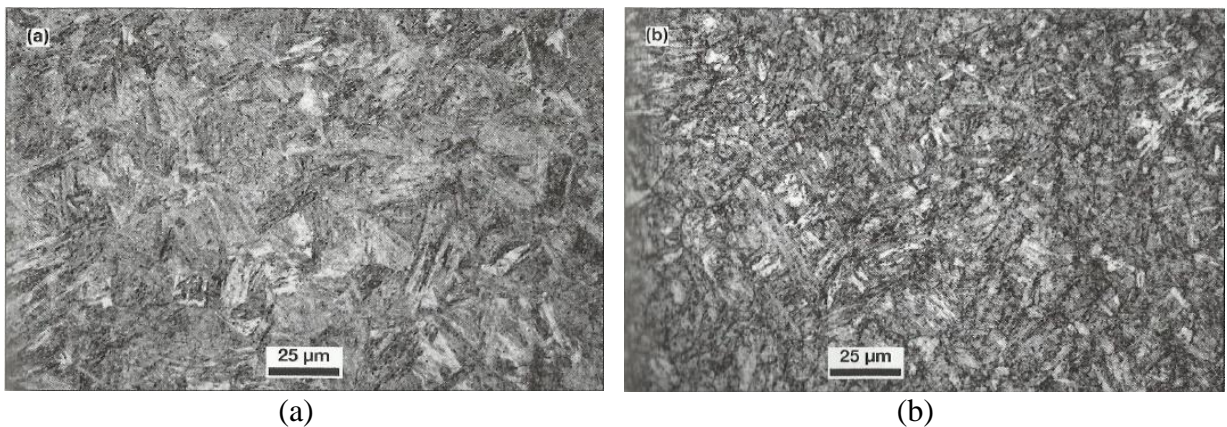
Colpaert (2008) afirma que através do revenimento tem-se uma redução da dureza, da resistência mecânica e aumento da ductilidade. Nos aços-ferramenta, pode ocorrer um aumento da dureza, causado pelo chamado endurecimento secundário. Em geral, um aumento da temperatura de revenimento acarreta em um aumento da tenacidade, o que é confirmado através da análise das micrografias do aço AISI 4320, Figura 12, resfriados a partir de temperaturas diferentes. Observa-se que um aumento na temperatura de revenimento diminui o aspecto acicular, aumentando assim a tenacidade do aço.

Figura 12 - Efeito do revenimento sobre as propriedades mecânicas do aço AISI 4340



Fonte: (COLPAERT, 2008).

Figura 13- Efeito da temperatura de revenimento na microestrutura do aço AISI 4320.



Fonte: (COLPAERT, 2008). – (a) AISI 4320 - 200°C. (b) AISI 4320 - 600°C.

Segundo Callister (2008), o revenimento é obtido através do aquecimento do aço até uma temperatura abaixo da eutetóide por um determinado período de tempo. A temperatura na qual o revenimento ocorre está entre 250°C e 650°C, mas as tensões internas podem ser aliviadas em temperaturas menores, na faixa de 200°C. O revenimento permite, através do processo de difusão, a formação da martensita revenida, que é composta pelas fases estáveis ferrita e cementita. A fase cementita é dura e reforça a matriz de ferrita ao longo das

fronteiras, que atuam como barreiras contra o movimento das discordâncias. Já a ferrita, que é muito dúctil e relativamente tenaz, é responsável pela melhoria nessas duas propriedades vistas na martensita revenida.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

O material utilizado no trabalho foi o aço inoxidável DIN EN 14.116, cuja composição química e a especificação técnica, ambas com % em peso, são mostradas nas Tabelas 9 e 10. O aço foi adquirido por doação da empresa ARCELORMITTAL INOX BRASIL., na forma de chapas com 2mm de espessura, 290mm de comprimento e 210mm de largura. Trata-se de um aço inoxidável da classe dos martensíticos, de médio teor de carbono, desenvolvido com o objetivo de melhorar a resistência à corrosão e a tenacidade em comparação com outros aços inoxidáveis tradicionais, como o aço AISI 420 (ARCELORMITTAL INOX BRASIL., 2010).

Tabela 9 - Composição química do aço inoxidável martensítico DIN EN 14.116.

Elemento	C	Si	Cr	Mo	V
Teor (%)	0,45	0,39	14,92	0,65	0,10

Fonte: Comunicação pessoal.

Tabela 10 - Especificação técnica do aço inoxidável martensítico DIN EN 14.116.

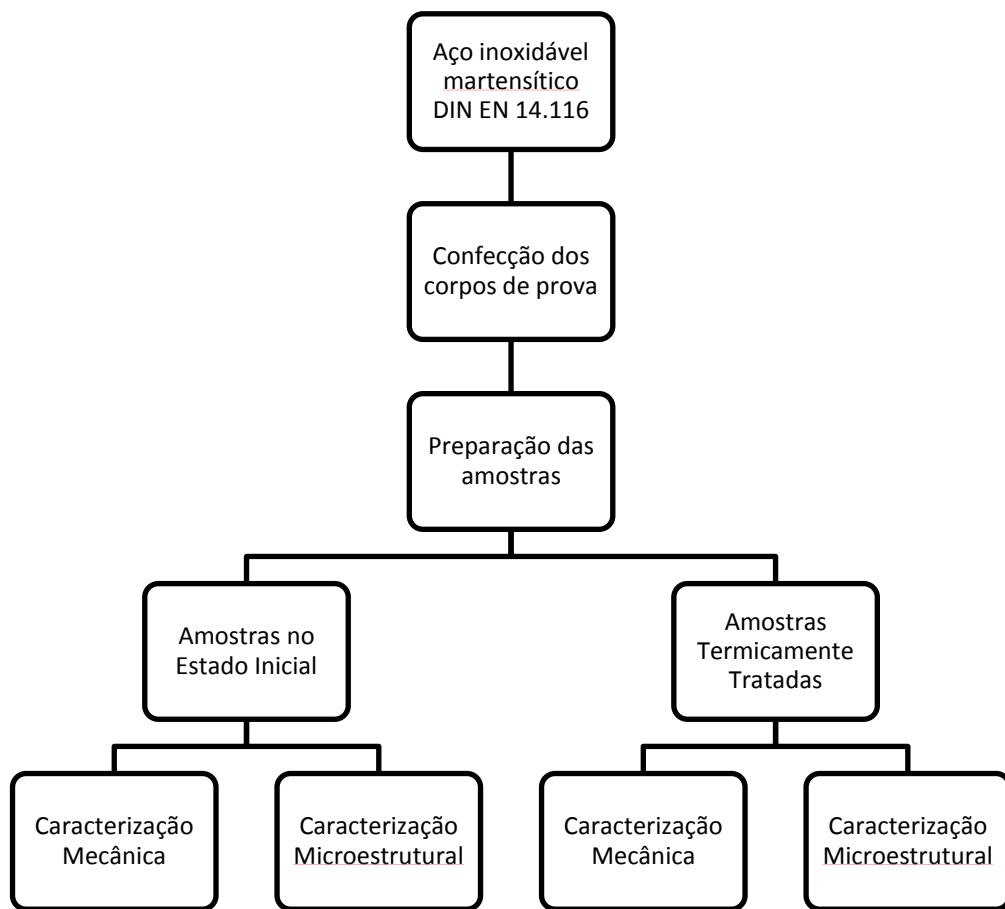
Elemento	C	Mn	Si	Cr	Mo	N	V
Teor (%)	0,42 - 0,47	0,50	0,30 - 0,70	14,00 - 14,50	0,50 - 0,55	0,02- 0,04	0,10 - 0,20

Fonte: (CATÁLOGO ARCELORMITTAL INOX BRASIL., 2010)

4.2 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido

No presente trabalho foi realizada a caracterização mecânica, por meio da análise dos resultados obtidos em testes de dureza, e a caracterização microestrutural, por meio da avaliação de fotomicrografias obtidas em microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura e difração de raios X, do aço inoxidável martensítico descrito no item anterior, considerando diferentes condições de tratamentos térmicos de têmpera e de revenimento. Na Figura 14 é apresentado um fluxograma com a descrição geral do trabalho experimental desenvolvido.

Figura 14 - Fluxograma descrevendo a etapa experimental desenvolvida.



Fonte: (Autor)

4.3 Corpos de Prova

As chapas do material foram cortadas em tiras de 10mm de largura na guilhotina da marca Newton modelo TM 10, mostrada na Figura 15, e em seguida com o uso da cotadora metalográfica da marca Telux, vista na figura 16, foram obtidos os corpos de prova com 2mm de espessura, 15mm de comprimento e 10mm de largura, que foram utilizados para caracterização no estado inicial e após os tratamentos térmicos distintos.

4.4 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados nos corpos de prova previamente cortados. Os tratamentos realizados foram a têmpera e o revenimento, onde o equipamento utilizado foi o forno elétrico da marca Brasimet modelo Heraus (Figura 17).

Figura 15 – Guilhotina utilizada no corte dos corpos de prova.



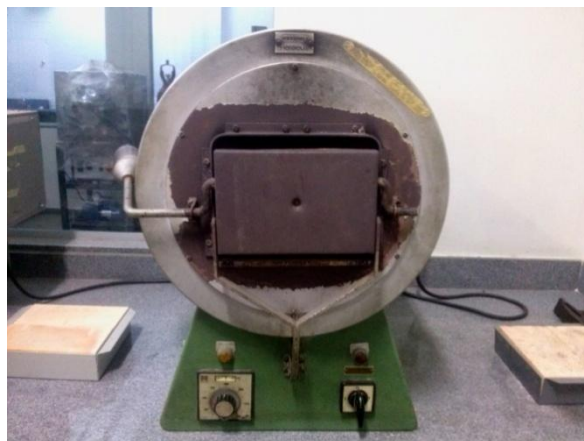
Fonte: (Autor)

Figura 16 – Cortadora metalográfica utilizada no corte dos corpos de prova.



Fonte: (Autor)

Figura 17 - Forno elétrico utilizado nos tratamentos térmicos.



Fonte: (Autor)

Para o tratamento de têmpera, o meio de resfriamento foi a água, duas temperaturas de aquecimento e um mesmo tempo de encharque, conforme a tabela 11. No tratamento de revenimento as amostras foram resfriados ao ar e foram empregados 6 temperaturas e um tempo de encharque, conforme a tabela 12. Para a realização do trabalho, uma parte das amostras foi apenas temperada e o restante delas temperada e revenida.

Tabela 11 - Condições de têmpera consideradas no trabalho.

Aço	Temperaturas de Têmpera (°C)	Tempo de Encharque (minutos)	Meio de Resfriamento
Aço Inoxidável Martensítico DIN EN 14.116	850, 1050	30	Água

Fonte: (Autor)

Tabela 12 - Condições de revenimento consideradas no trabalho.

Aço	Temperaturas de Revenimento (°C)	Tempo de Encharque (minutos)	Meio de Resfriamento
Aço Inoxidável Martensítico DIN EN 14.116	100, 200, 300, 400, 500, 600	30	Ar

Fonte: (Autor)

Com o objetivo de evitar o resfriamento das peças a serem temperadas e temperadas e revenidas no contato com o acessório para retirada dessas do forno (tenaz), todas as amostras foram envolvidas em arame de baixo teor de carbono e o contato do dispositivo se deu nesse arame.

4.5 Caracterização Microestrutural

4.5.1 Microscopia Óptica

A caracterização microestrutural por microscopia óptica (MO) foi realizada no material nos estados inicial e tratado termicamente. A preparação das amostras para a caracterização

microestrutural envolveu as etapas usuais de metalografia: 1) embutimento a frio com acrílico auto polimerizável em molde de silicone e embutimento a quente realizado na prensa de embutimento da marca Arotec (figura 18), onde a amostra é embutida com a resina baquelite e utilizando-se pressão e aquecimento para efetuar a polimerização; 2) lixamento com as granulometrias #240, #320, #400 e #600, com limpeza e rotação de 90° entre as mesmas; 3) polimento com pasta de diamante de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m, empregando álcool como lubrificante e 4) ataque químico por imersão. Neste caso, foi utilizado o reagente Villela (1g de ácido pícrico, 100 ml de álcool etílico e 5 ml de ácido clorídrico) por imersão (ASM INTERNATIONAL, 2004). Para a preparação, em termos de equipamentos, além da prensa de embutimento, foram empregadas lixadeiras elétricas da marca Struers e Arotec e politrizes das marcas Struers e Arotec, ambos mostrados (como exemplos) nas figuras 19 e 20.

Figura 18 - Prensa de embutimento utilizada no embutimento a quente das amostras.



Fonte: (Autor)

Figura 19 – Lixadeiras elétricas.

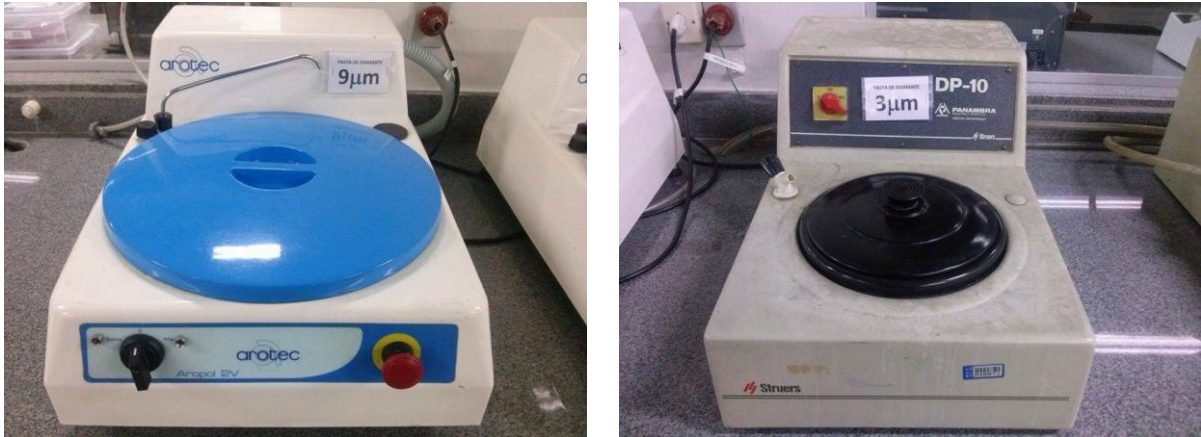


Lixadeiras elétricas da marca Struers(a) e Arotec(b)

Fonte: Autor

Após a preparação, as amostras foram analisadas em um microscópio óptico da marca Fortel com sistema de aquisição de imagens acoplado, conforme mostrado na Figura 21. Nessa etapa, foram digitalizadas imagens da microestrutura do aço martensítico com duas ampliações distintas.

Figura 20 – Politrizes.



Politrizes da marca Arotec (a) e Struers (b)
Fonte: Autor

Figura 21 - Microscópio óptico utilizado na caracterização microestrutural.



Fonte: (Autor)

4.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada em um microscópio da marca *Shimadzu*, modelo SSX-550. O equipamento é mostrado na figura 22. Para obtenção do resultado, foi utilizada a opção de elétrons secundários para assim obter imagens com definição em função da profundidade/topografia da microestrutura. Para a realização da análise foram selecionadas doze amostras, provenientes da microscopia óptica. Nesse caso,

foram escolhidas as seguintes condições, em função dos resultados de microscopia óptica e de dureza: estado inicial, têmpera considerando as duas temperaturas de aquecimento e tempera seguida de revenimento considerando quatro temperaturas de revenimento para cada condição de têmpera.

Figura 22 – Microscópio Eletrônico de Varredura.



Fonte: Autor

4.5.3 Difração de raios X

Para a análise de difração de raios X (DRX) foi utilizado um equipamento da marca *Shimadzu* modelo 7000. O ângulo de varredura empregado foi de 10° a 100° , com o cobre sendo utilizado como alvo metálico. Foram utilizadas seis amostras durante a análise. Para utilização no difratômetro foi necessária a retirada do embutimento das amostras realizado anteriormente. Na figura 23 podem ser observadas imagens do difratômetro utilizado.

4.6 Caracterização Mecânica

A análise do comportamento mecânico do aço foi realizada por meio de testes de dureza Vickers (HV) realizados em um microdurômetro HMV Shimadzu modelo 2T, com penetrador Vickers, com carga de 500gf, e tempo de aplicação de 15 segundos. Na Figura 27 podem ser observadas imagens do equipamento utilizado no experimento. A preparação das amostras para esses testes foi a mesma conduzida para a caracterização microestrutural por microscopia óptica, porém sem a realização de ataque químico. Para a realização dos ensaios, foram analisadas uma amostra no estado inicial e as demais tratadas termicamente, totalizando a análise de 15 amostras. Foram realizadas 10 testes para cada amostra.

Figura 23 – Difratorômetro de raios X.



(a)



(b)

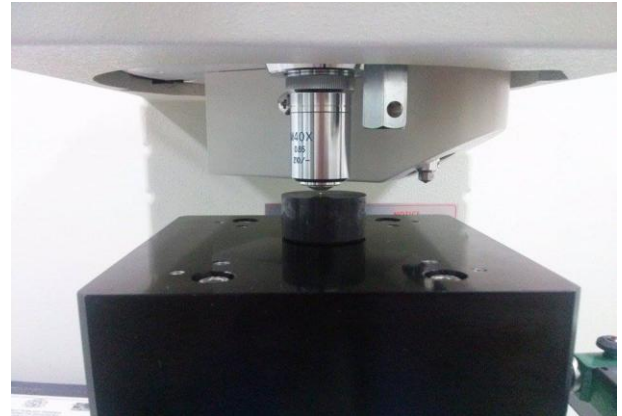
(a) vista geral e (b) detalhe

Fonte: Autor

Figura 24 – Microdurômetro Vickers.



(a)



(b)

(a) vista geral e (b) detalhe

Fonte: Autor

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização Mecânica e Microestrutural do Material no Estado Inicial

Na tabela 13 é apresentado o valor médio de dureza do material no estado inicial e seu respectivo valor de desvio padrão. Como pode ser visto, o aço apresentou dureza inicial de 253 ± 5 HV. O valor de dureza encontrado está de acordo com o valor observado no catálogo do fabricante, onde o valor de dureza para este material é 100 HB, que quando convertido para a escala Vickers equivale ao valor de dureza de 254 HV (CATÁLOGO ARCELORMITTAL, 2010).

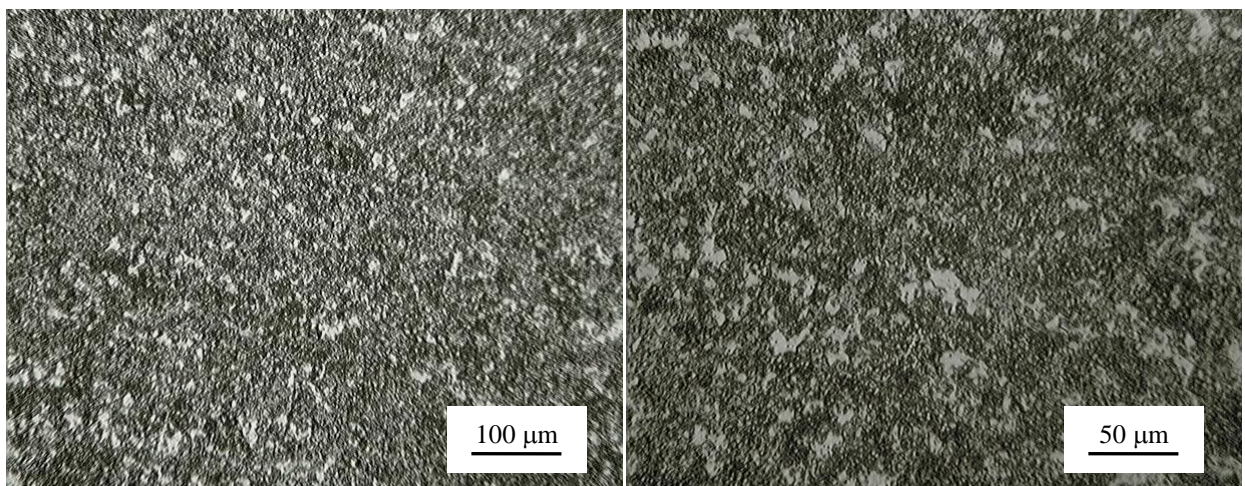
Tabela 13 – Valor de dureza Vickers para a amostra do aço no estado inicial.

Estado Inicial	
Média	253 ± 5

Fonte: Autor

Nas figuras 25 e 26 são apresentados as fotomicrografias obtidas por meio de MO e do MEV para as amostras no estado inicial.

Figura 3 – Fotomicrografias (MO) do aço no estado inicial.



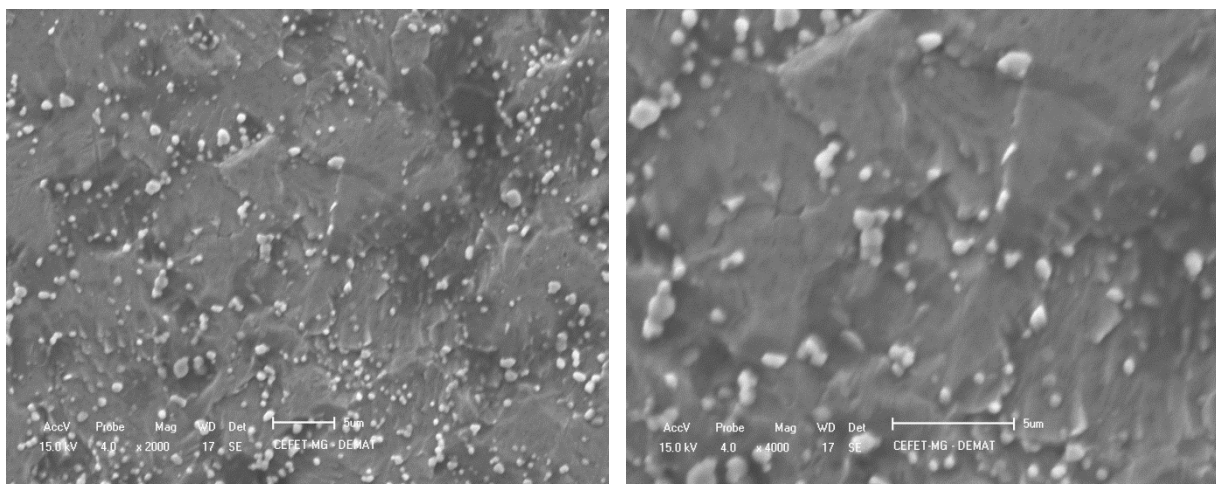
(a)

(b)

(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Autor

Figura 26 – Fotomicrografias (MEV) do aço no estado inicial.



(a)

(b)

(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Autor

Por meio da análise das fotomicrografias é possível observar que a microestrutura inicial do aço é composta por carbonetos dispersos em uma matriz ferrítica. Na figura 26 são exibidas as imagens do MEV para o aço no estado inicial. Segundo a literatura, Bjarbo et al (2001), aços com teor de carbono maior do que 0,2% e valores de cromo maiores que 12-13% contêm os seguintes tipos de carboneto: M_3C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$, e a precipitação dos carbonetos presentes vai depender do tempo, sendo que o M_3C irá precipitar primeiro, seguido do M_7C_3 e por último o $M_{23}C_6$. Neste trabalho, foram identificados apenas carbonetos $M_{23}C_6$ (Figura 26), caracterizados morfolologicamente como pequenos glóbulos isolados, homoganeamente distribuídos na matriz como foi estudado por LO et al (2009). Sendo que M é composto principalmente por ferro e cromo.

5.2 Caracterização Mecânica do Material Temperado

A tabela 14 é referente aos valores médios de dureza encontrados para o aço tratado termicamente em duas diferentes temperaturas de austenitização. Através dos valores de dureza encontrados foi elaborado o gráfico que pode ser visto na figura 27.

Analisando os valores de dureza encontrados é possível observar que o aumento da temperatura de austenitização implicou em um aumento na dureza. Este aumento de dureza, segundo Pinedo (2004), se deve a uma maior dissolução dos carbonetos de cromo que elevam o teor de cromo e de carbono dissolvidos na matriz austenítica antes do resfriamento. Com

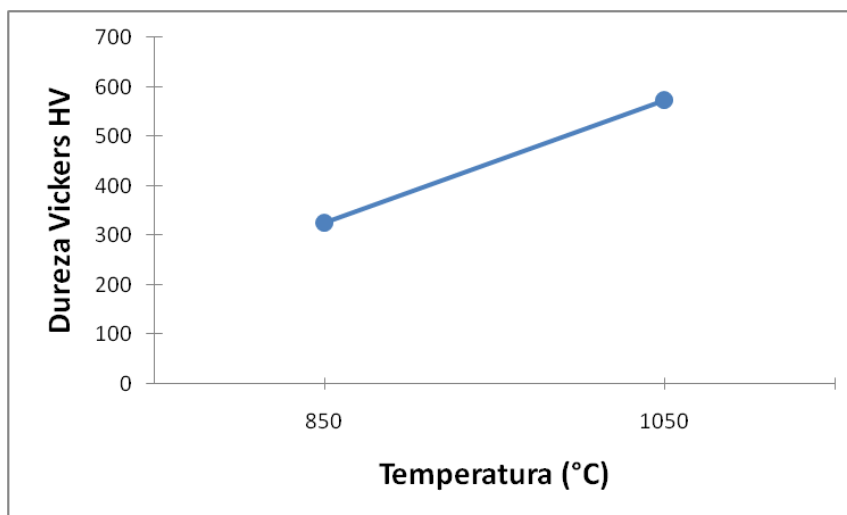
isso, a austenita se torna de maior teor de carbono, o que eleva a temperabilidade do material, retardando as transformações difusionais no resfriamento e, conseqüentemente, facilitando a transformação martensítica. Em adição a esse fato, uma vez que a austenita ficou com teor de carbono mais elevado, a martensita transformada também exibiu maior teor de carbono. Dessa forma, a martensita gerada apresentou maior dureza, pois sabe-se que a propriedade da plaqueta de martensita depende de seu teor de carbono (KRAUSS, 1990). Esse aumento no teor de carbono presente na matriz resulta também em uma diminuição da temperatura na qual a transformação martensítica se inicia (T_i). A temperatura de austenitização de 850°C não foi suficiente para dissolver os carbonetos, diferentemente do que ocorre na austenitização à 1050°C, onde a dissolução foi quase completa.

Tabela 14 – Valores de Dureza – Amostras austenitizadas a 850°C e 1050°C.

	Têmpera 850°C	Têmpera 1050°C
Média	325 ± 12	574 ± 12

Fonte: Autor

Figura 27 – Dureza Vickers em função da temperatura de austenitização.

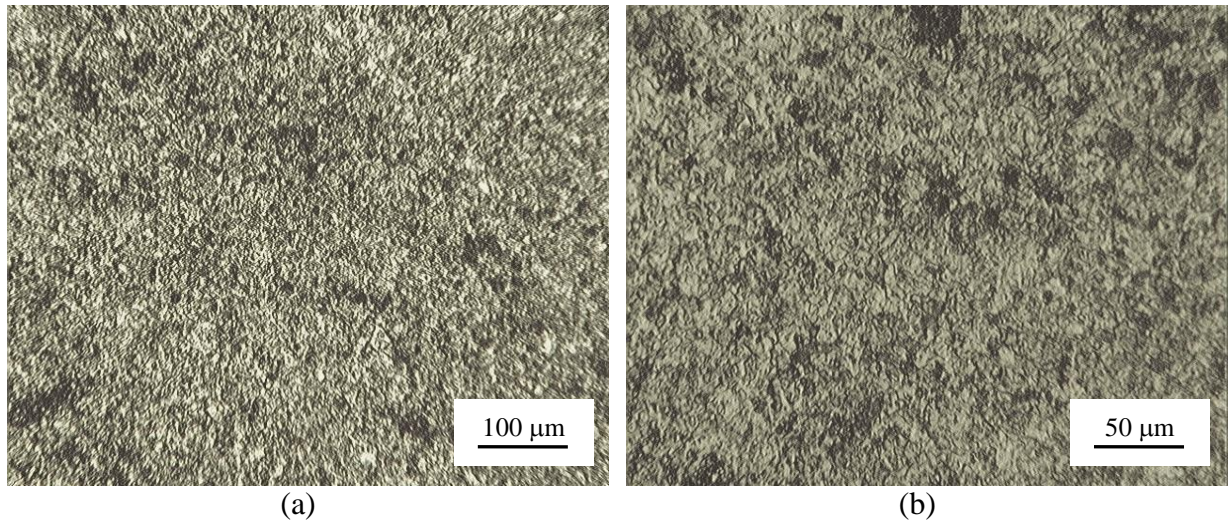


Fonte: Autor

5.3 Caracterização Microestrutural do Material Temperado

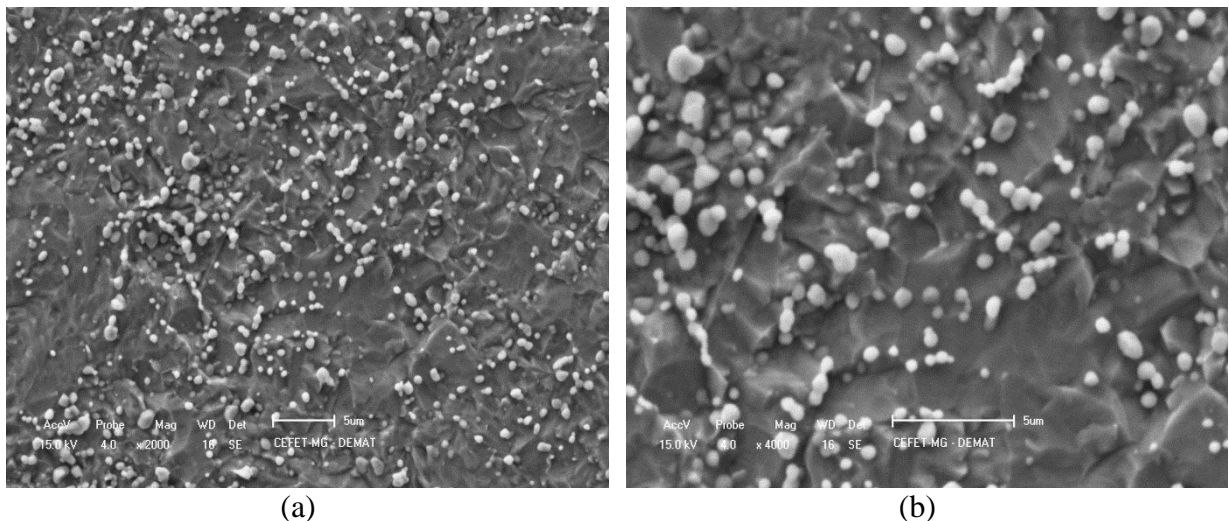
Nas figuras 28, 29, 30 e 31 são exibidas as fotomicrografias obtidas por meio de MO e de MEV do aço temperado a 850°C e 1050°C com um tempo de encharque de uma hora, sendo resfriados em água.

Figura 28 –Fotomicrografias (MO) após t mpera a 850 C.



(a) e (b) amplia es distintas.
Fonte: Autor

Figura 4 –Fotomicrografias (MEV) ap s t mpera a 850 C.

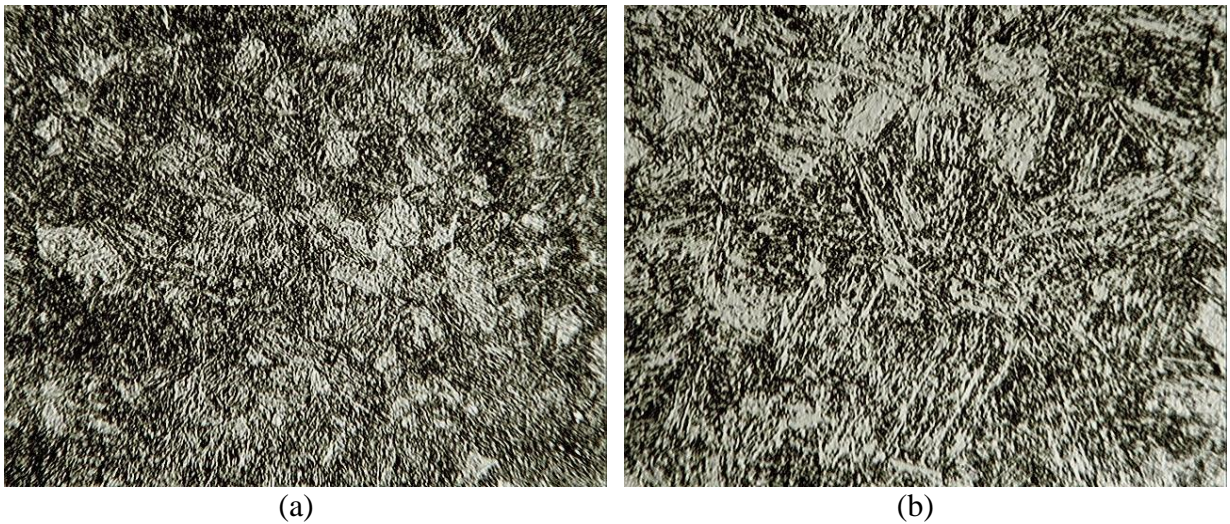


(a) e (b) amplia es distintas.e
Fonte: Autor

Por meio da an lise por microscopia  ptica, verifica-se a presen a de martensita em ambas as condi es de tratamento, sendo mais significativa e n tida para a condi o de aquecimento a 1050 C, inclusive em termos de tamanho das plaquetas do constituinte. Por outro lado, as fotomicrografias obtidas por MEV possibilitam observar a presen a e distribui o de carbonetos no material. Essas imagens mostram a varia o na distribui o do carboneto $M_{23}C_6$ para as duas temperaturas de austenitiza o empregadas. Observa-se que a quantidade de carbonetos diminui significativamente com o aumento da temperatura de austenitiza o. Os carbonetos presentes na amostra austenitizada a 850 C parecem ser precipitados prim rios, provenientes de processamentos mec nico metal gicos anteriores, uma vez que aparecem no

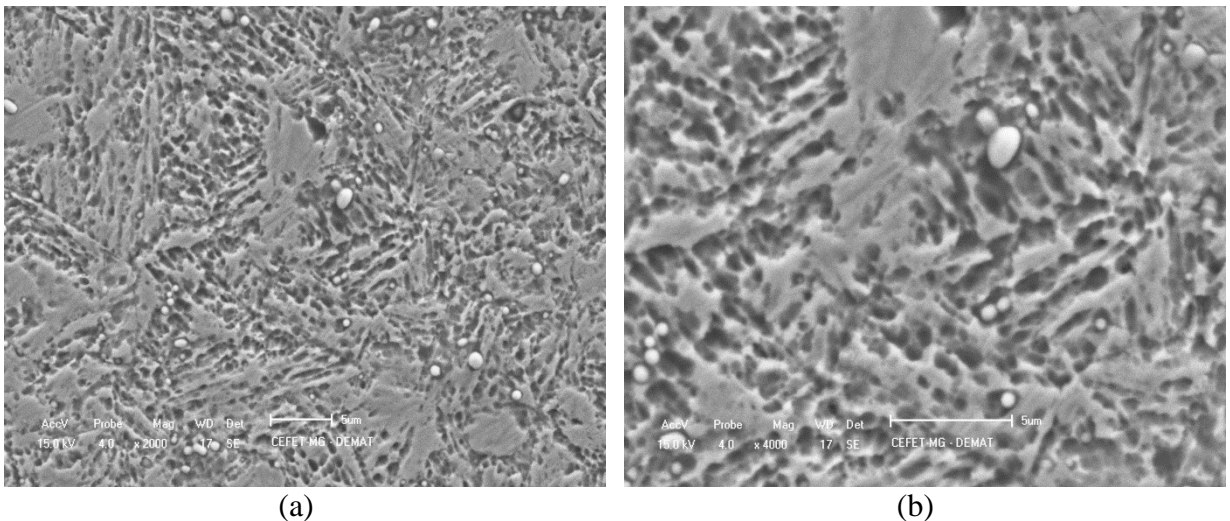
material no estado inicial. Esses carbonetos não foram dissolvidos em sua maioria durante a austenitização, conforme visto em Barlow et al. (2012) em seu trabalho. Para a temperatura de 1050°C a dissolução dos carbonetos foi quase completa. Comparando as imagens obtidas por MO e MEV, percebe-se que a maior dissolução de carbonetos no aquecimento à temperatura de 1050°C propiciou a formação de austenita de maior teor de carbono, levando ao afastamento das curvas TTT e ainda à transformação no resfriamento em martensita com teor de carbono mais elevado. Dessa forma, a morfologia da estrutura se tornou mais nítida, tendendo a um formato mais próximo de plaquetas. Esses resultados estão de acordo com o que foi observado na avaliação da dureza do material, corroborando a discussão apresentada.

Figura 30 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 31 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Para o caso do aço inoxidável aquecido a 850°C, uma vez que a dissolução dos carbonetos foi relativamente pequena, a austenita apresentava baixo teor de carbono gerando, por sua vez, uma martensita com menor teor de carbono. Dessa forma, ao observar a microestrutura, apesar de ser verificada a presença do constituinte acicular, ele aparece de maneira menos nítida. Esse comportamento justifica o valor médio de dureza exibido pelo material nessas condições, relativamente baixo quando usualmente se emprega tratamentos térmico para a obtenção de estrutura martensítica.

5.4 Caracterização Mecânica do Material Temperado e Revenido

Na tabela 15 são mostrados os valores médios de dureza para o aço após o tratamento nas seis temperaturas de revenimento estudadas. Na figura 32 é exibido o gráfico referente aos valores de dureza encontrados em função das temperaturas de revenimento.

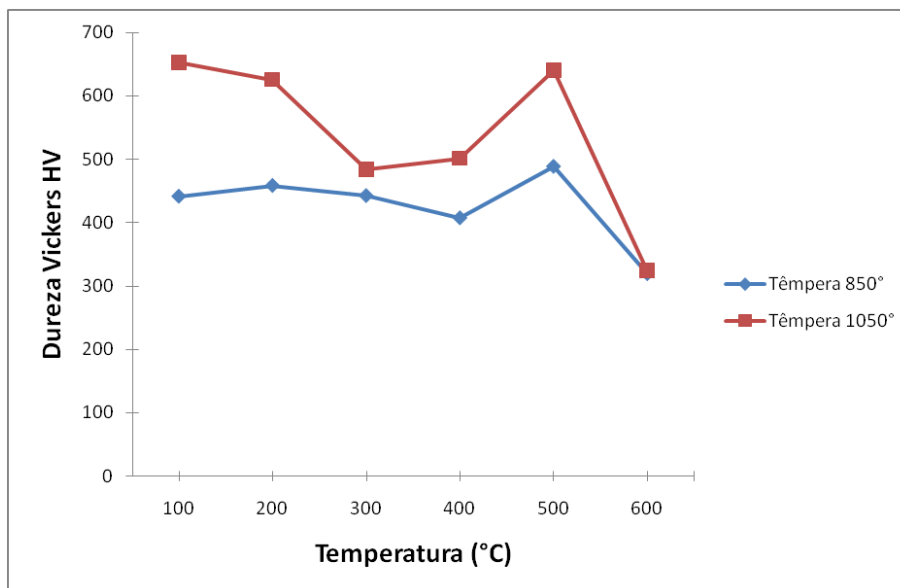
Tabela 15 – Média dos valores de dureza Vickers após o Revenimento.

	Têmpera 850°C	Têmpera 1050°C
Revenimento a 100°C	446 ± 13	653 ± 8
Revenimento a 200°C	464 ± 5	626 ± 8
Revenimento a 300°C	443 ± 4	484 ± 9
Revenimento a 400°C	407 ± 6	502 ± 4
Revenimento a 500°C	447 ± 9	641 ± 5
Revenimento a 600°C	317 ± 11	324 ± 4

Fonte: Autor

Analisando a figura 32, verifica-se que para ambas as temperaturas de austenitização (850°C e 1050°C), ocorreu um decréscimo nos valores de dureza após a realização do revenimento e com o aumento na temperatura do mesmo até 400°C. Esse decréscimo foi mais acentuado para o material temperado a 1050°C, fenômeno este que pode ser explicado pelo fato de que com o têmpera a essa temperatura, mais martensita foi formada e, no tratamento subsequente, para essa faixa de temperaturas de revenimento (até 400°C), as principais modificações observadas nas ligas ferrosas estão associadas às modificações na estrutura martensítica (CHIAVERINI, 2005). Para o aço temperado a 850°C, supondo a formação de uma proporção de martensita menor do que na outra condição (a dureza obtida seria proveniente também dos carbonetos primários), alterações na estrutura martensítica durante o revenimento, afetariam menos a dureza média da amostra.

Figura 32 – Dureza Vickers em função da temperatura de revenimento nos aços temperados a 850°C e 1050°C.



Fonte : Autor

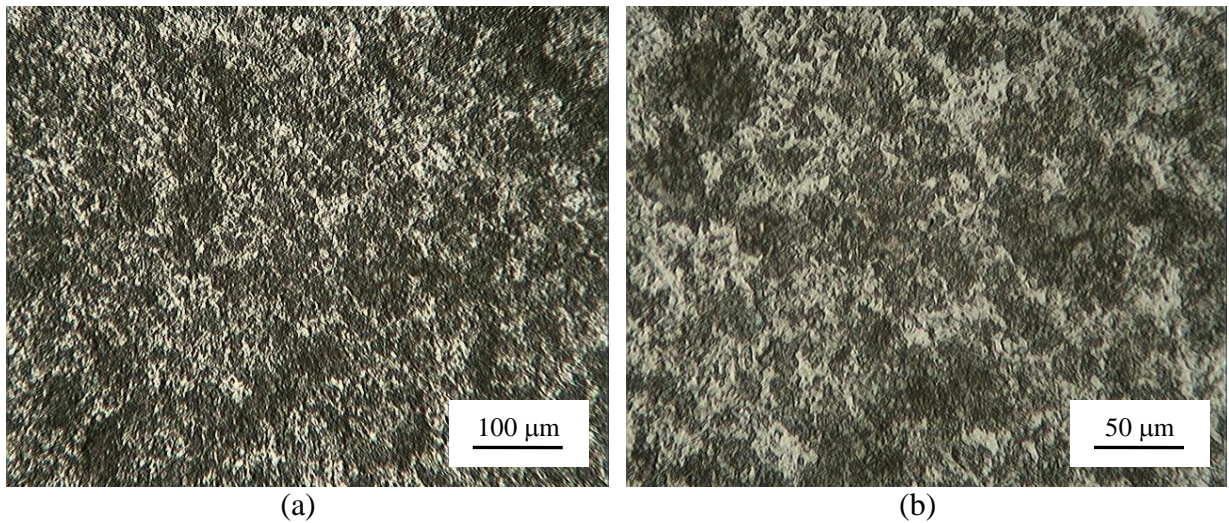
Após o revenimento a 400°C, nas duas curvas da figura 32 é possível observar a presença do pico característico do fenômeno de endurecimento secundário, para ambas condições em uma temperatura de 500°C. Conforme estudado por Speich (1972), a ocorrência do endurecimento secundário na faixa de 500°C é associada à uma precipitação fina e homogênea de carbonetos de elemento de liga, no caso deste trabalho, possivelmente o $M_{23}C_6$. Os carbonetos formados no endurecimento secundário são, em geral, duros e finamente dispersos (KRAUSS, 1990), o que contribui para a dureza mais elevada da amostra como um todo ao final do tratamento. Após este pico, a dureza diminui com o aumento da temperatura devido ao coalescimento dos carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, o que também foi visto por Calliari *et al* (2006).

A diferença de dureza verificada no endurecimento secundário para as duas condições iniciais de têmpera deve estar relacionada ao fato de que com o aquecimento a 850°C na têmpera, como já mencionado, menos carbono e demais elementos de liga entraram em solução sólida na austenita. Com isso, a martensita produzida apresentou menos carbono e elementos de liga em solução. Dessa forma, no momento da precipitação de carbonetos no revenimento a 500°C, possivelmente uma menor quantidade de carbonetos devem ter sido formados.

5.5 Caracterização Microestrutural do Material Temperado e Revenimento

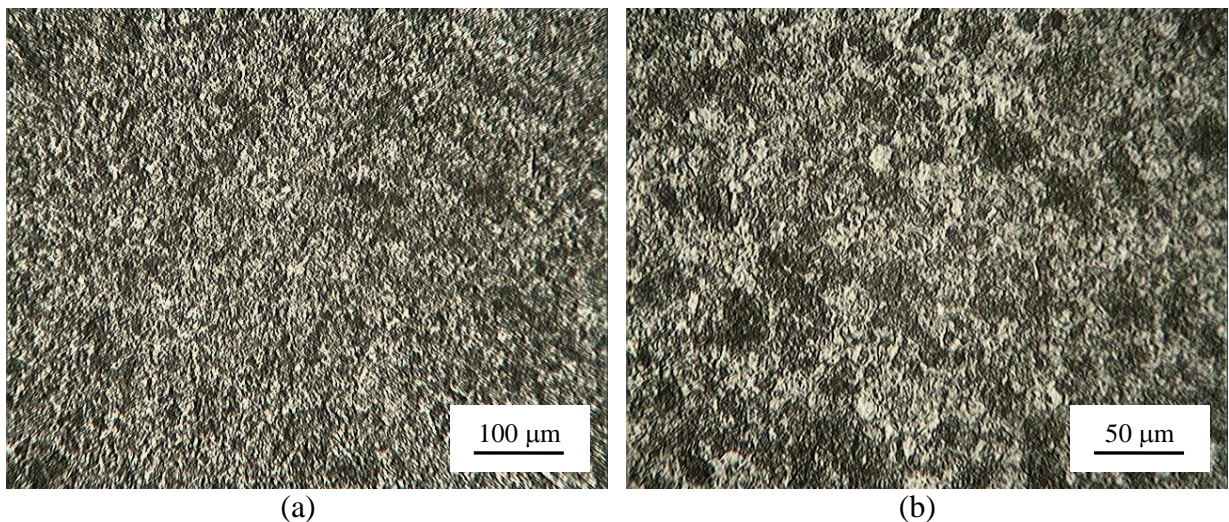
As figuras 33 a 52 correspondem as fotomicrografias (MO e MEV) obtidas para o aço austenitizado a 850°C e a 1050°C e revenido em nas diferentes temperaturas. Especificamente para análise por MEV apenas quatro condições foram analisadas, sendo elas: revenimento as temperaturas de 200°C, 400°C, 500°C e 600°C.

Figura 33 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 100°C.



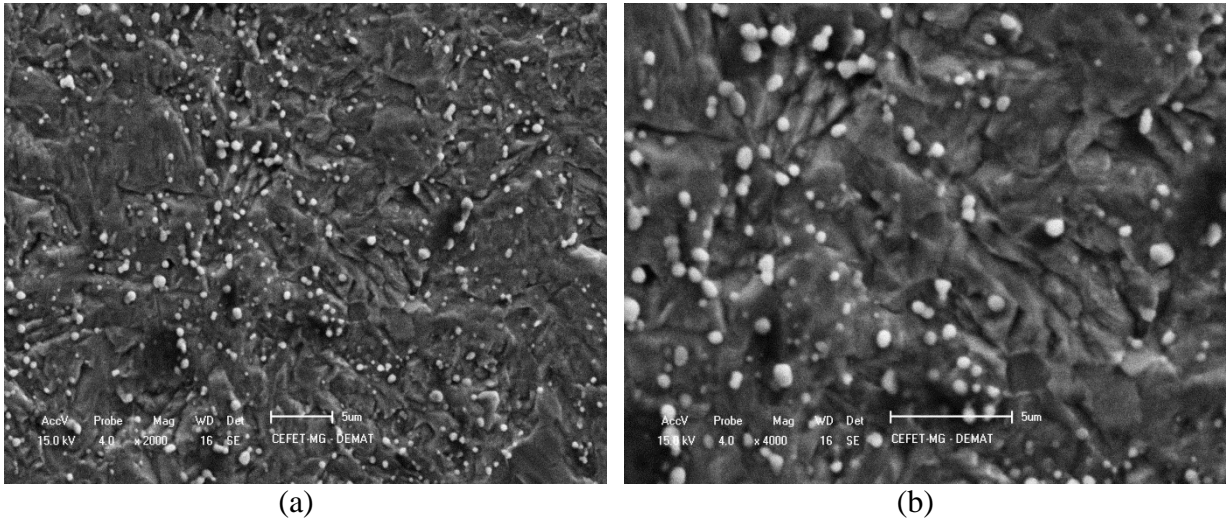
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 34 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 200°C.



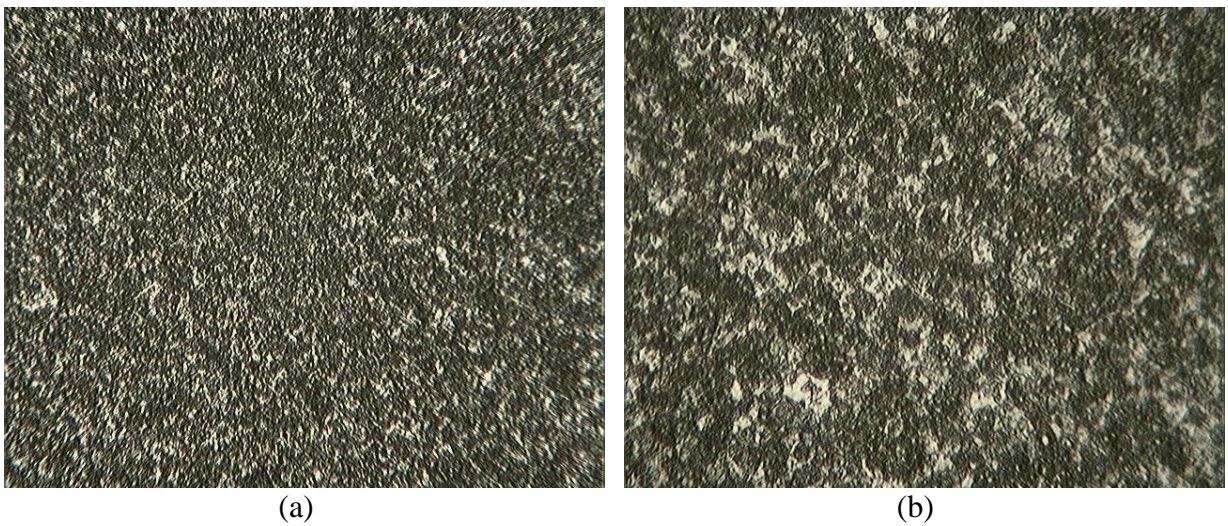
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 35 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 850°C e revenimento a 200°C.



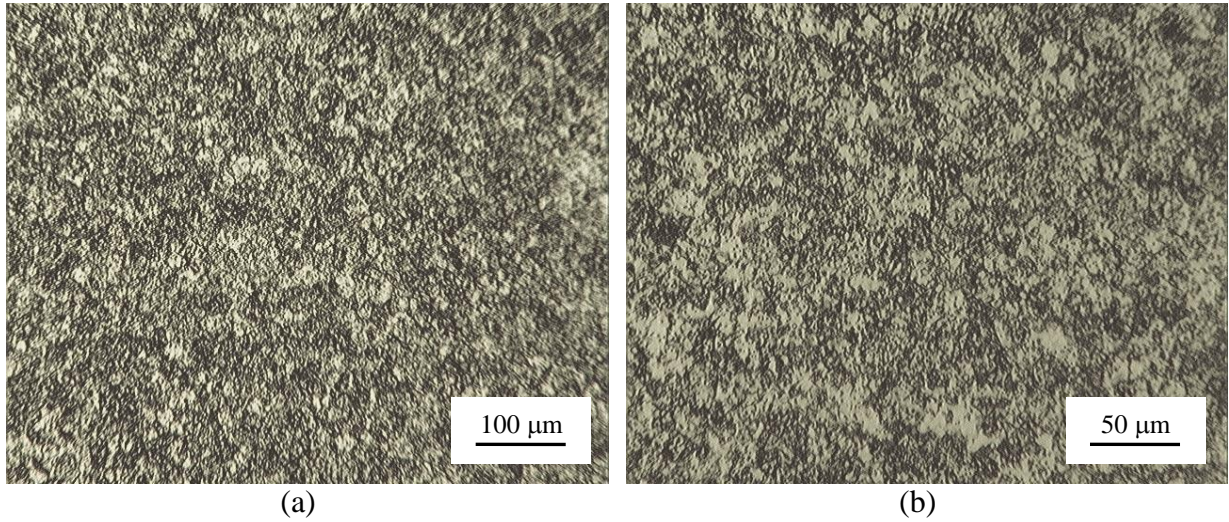
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 36 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 300°C.



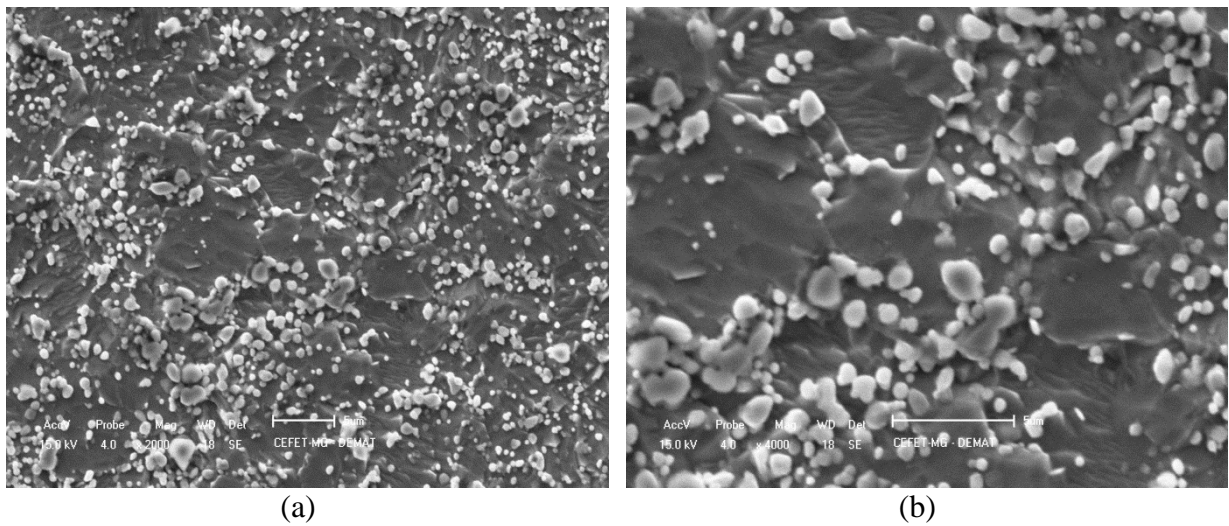
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 37 –Fotomicrografias (MO) após t mpera a 850 C e revenimento a 400 C.



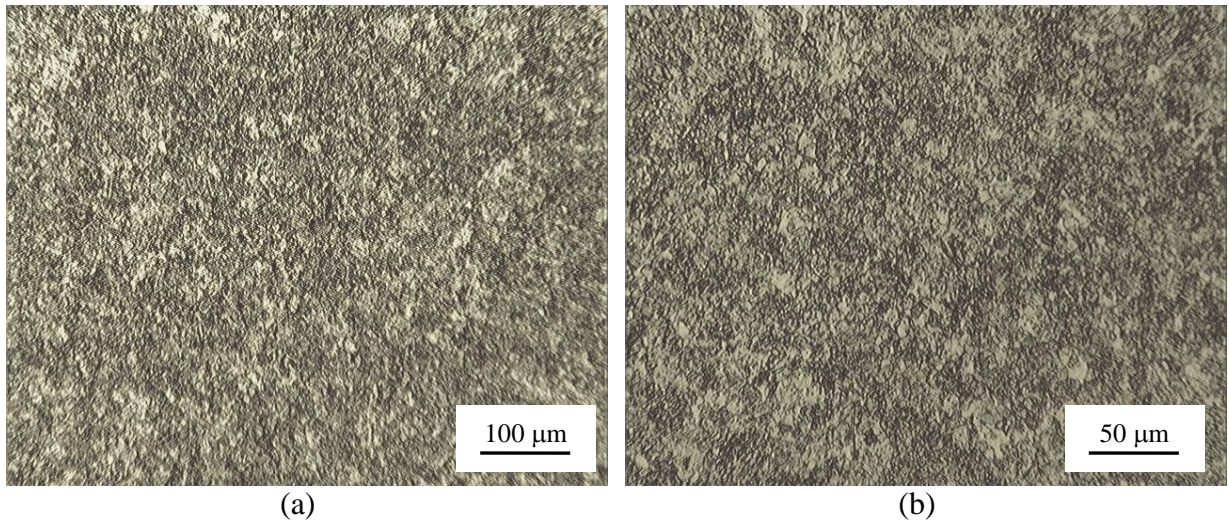
(a) e (b) amplia es distintas.
Fonte: Autor

Figura 38 –Fotomicrografias (MEV) ap s t mpera a 850 C e revenimento a 400 C.



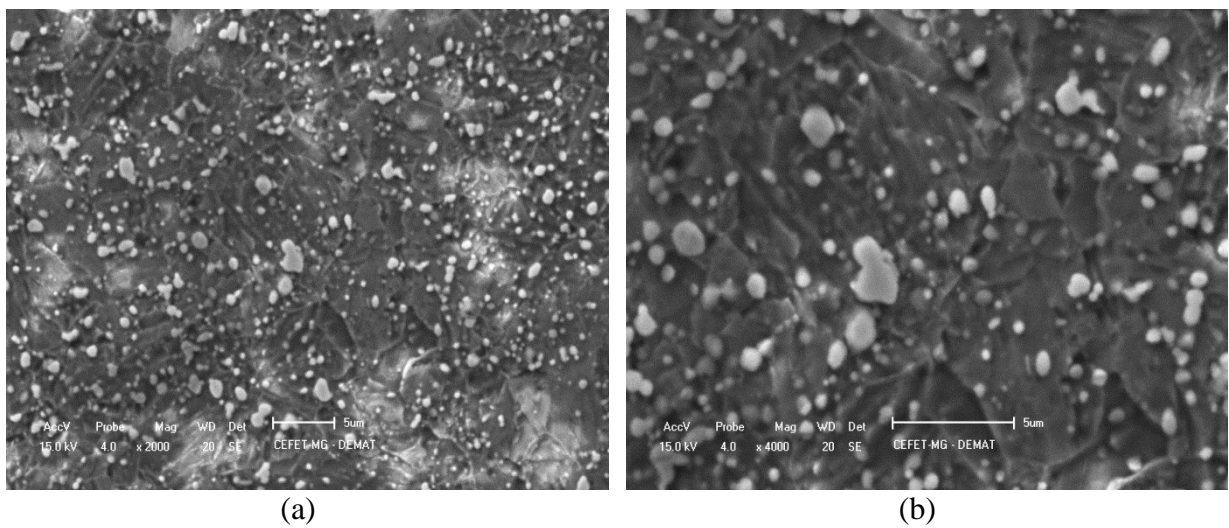
(a) e (b) amplia es distintas.
Fonte: Autor

Figura 39 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 500°C.



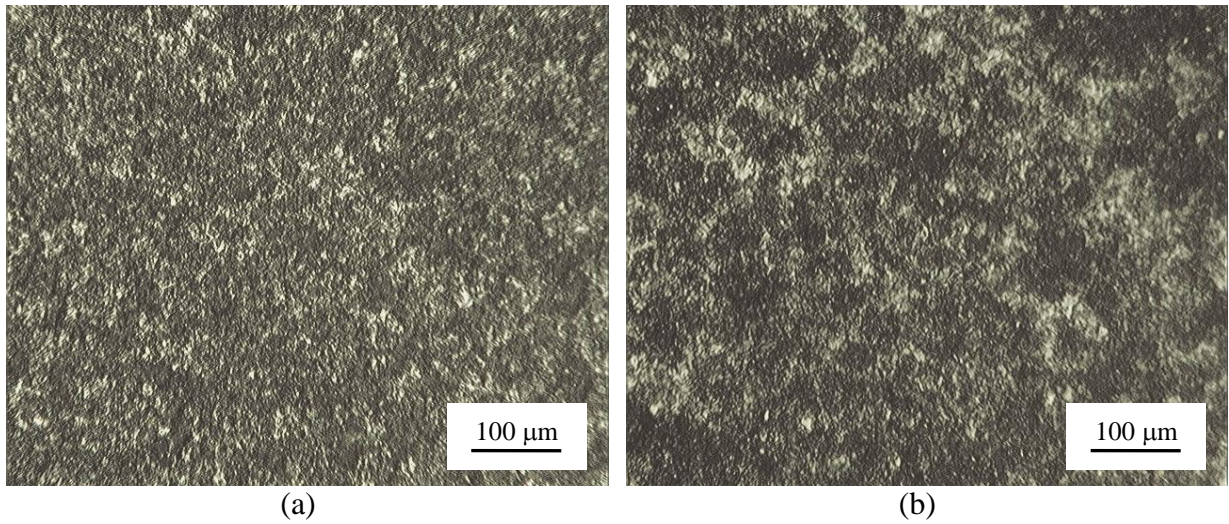
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 40 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 850°C e revenimento a 500°C.



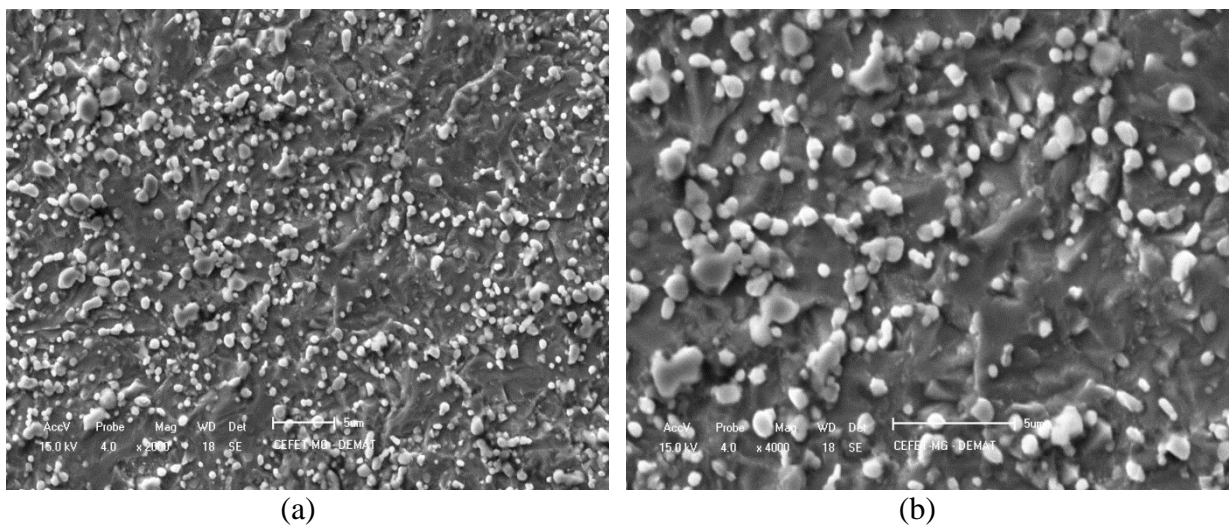
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 41 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 850°C e revenimento a 600°C.



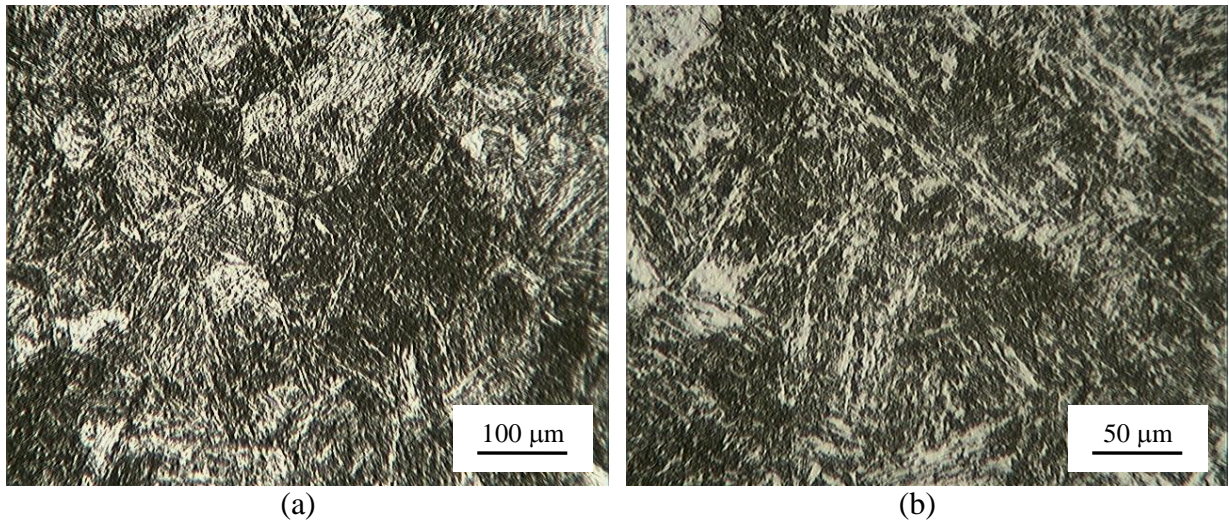
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 42 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 850°C e revenimento a 600°C.



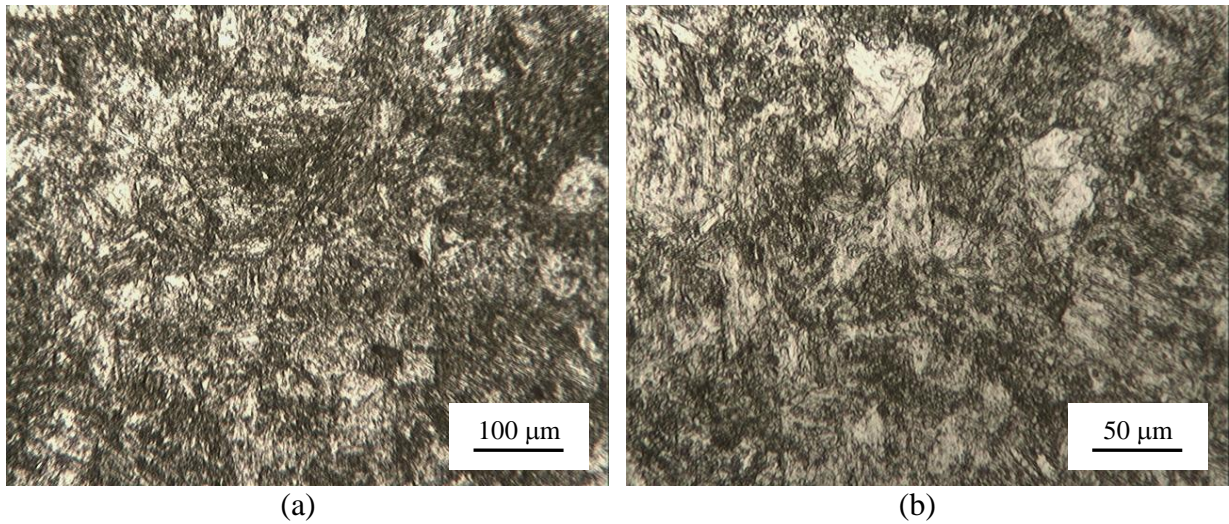
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 43 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 100°C.



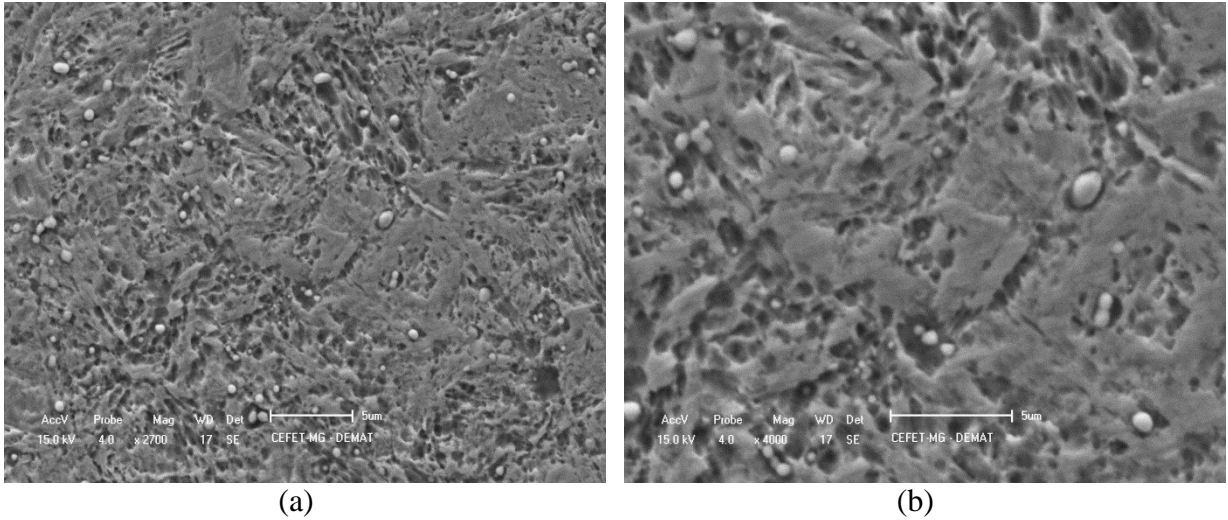
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 44 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 200°C.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

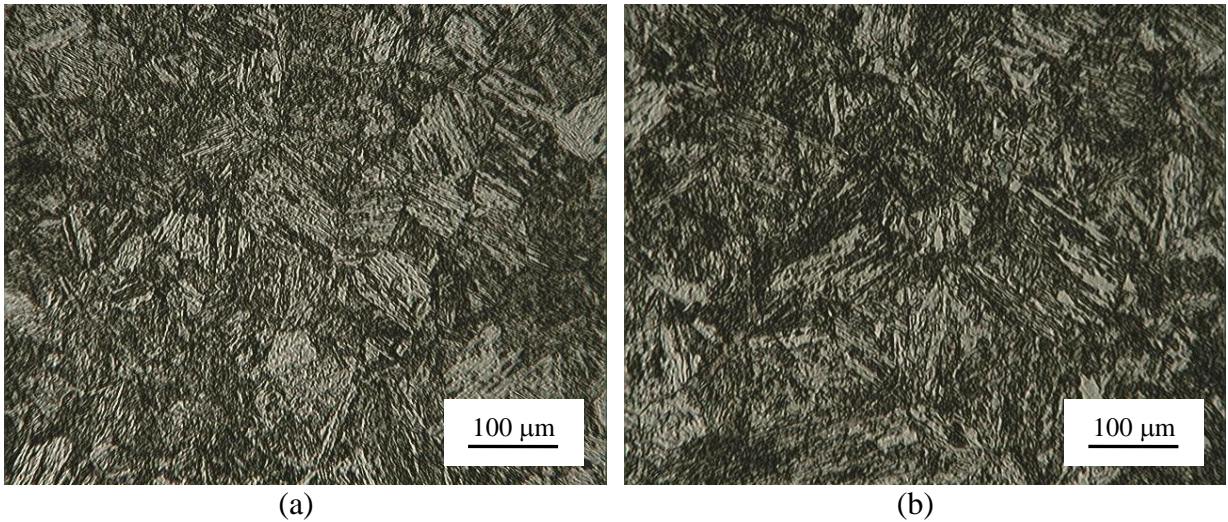
Figura 45 –Fotomicrografias (MEV) após t mpera a 1050 C e revenimento a 200 C.



(a) e (b) amplia es distintas.

Fonte: Autor

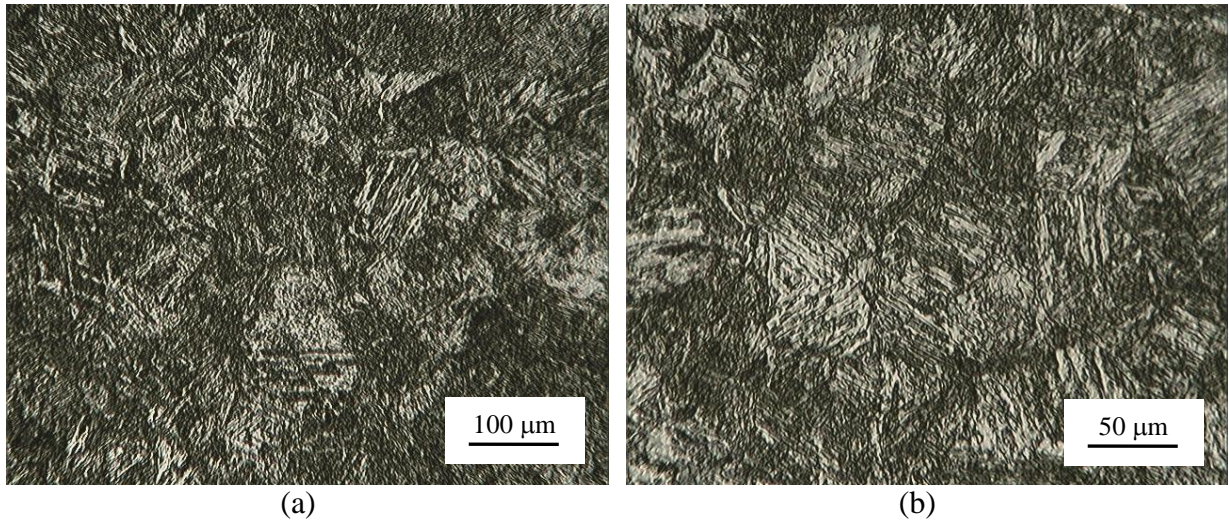
Figura 46 –Fotomicrografias (MO) ap s t mpera a 1050 C e revenimento a 300 C.



(a) e (b) amplia es distintas.

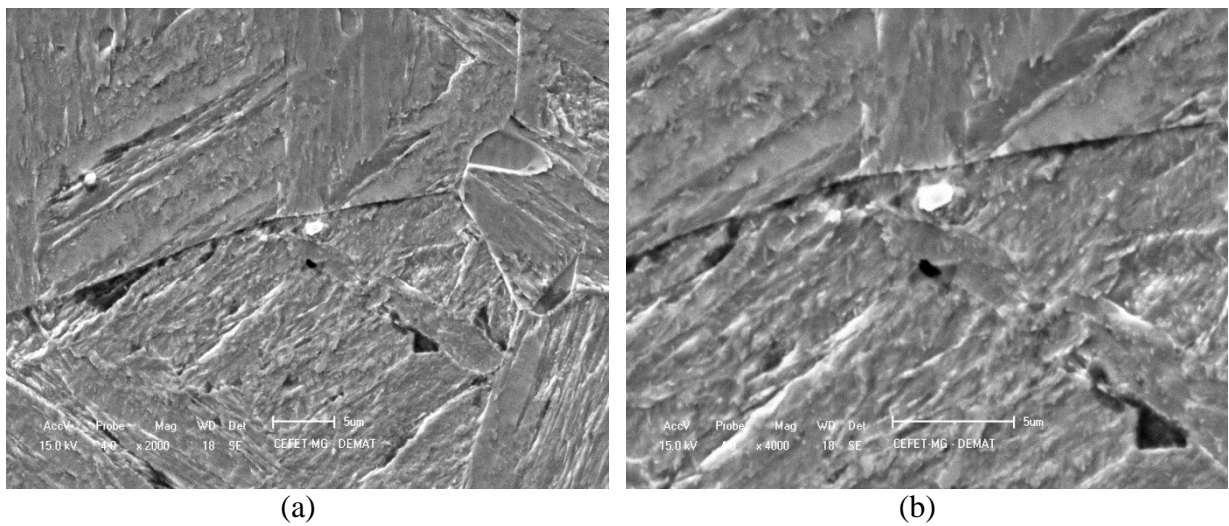
Fonte: Autor

Figura 47 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 400°C.



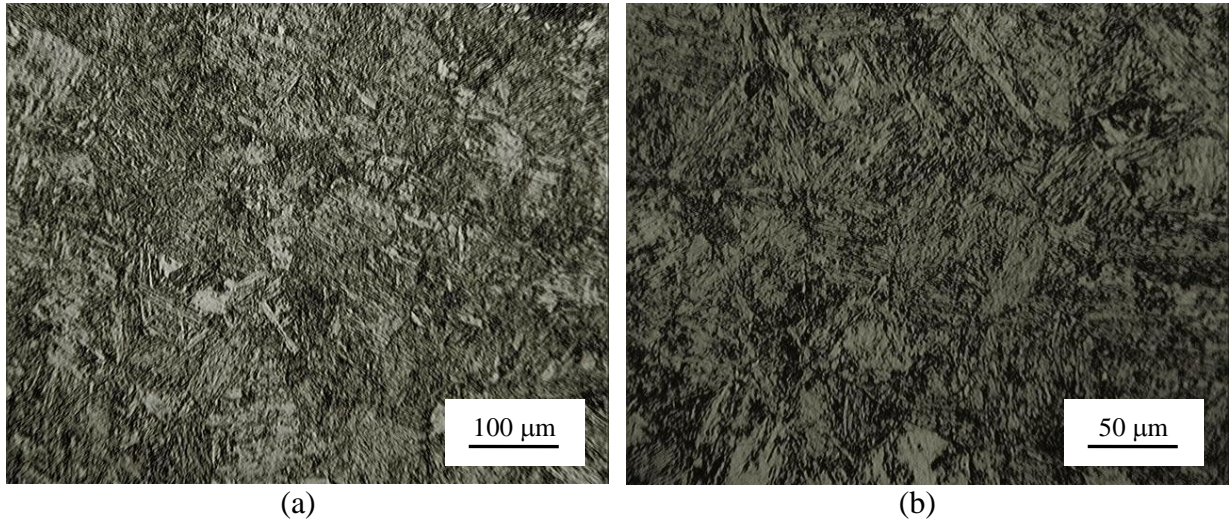
(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 48 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C e revenimento a 400°C.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

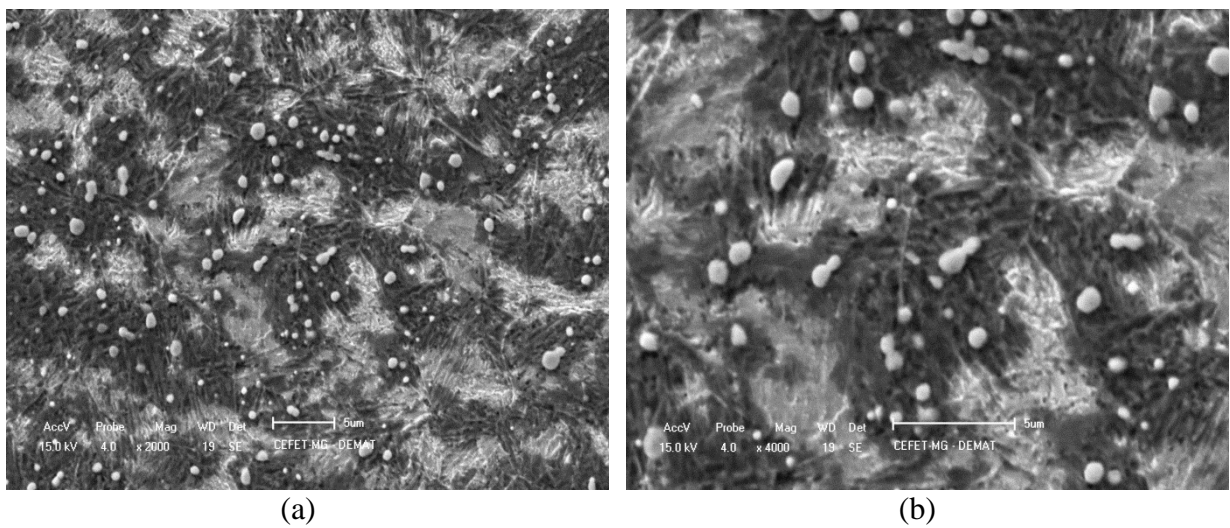
Figura 49 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 500°C.



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Autor

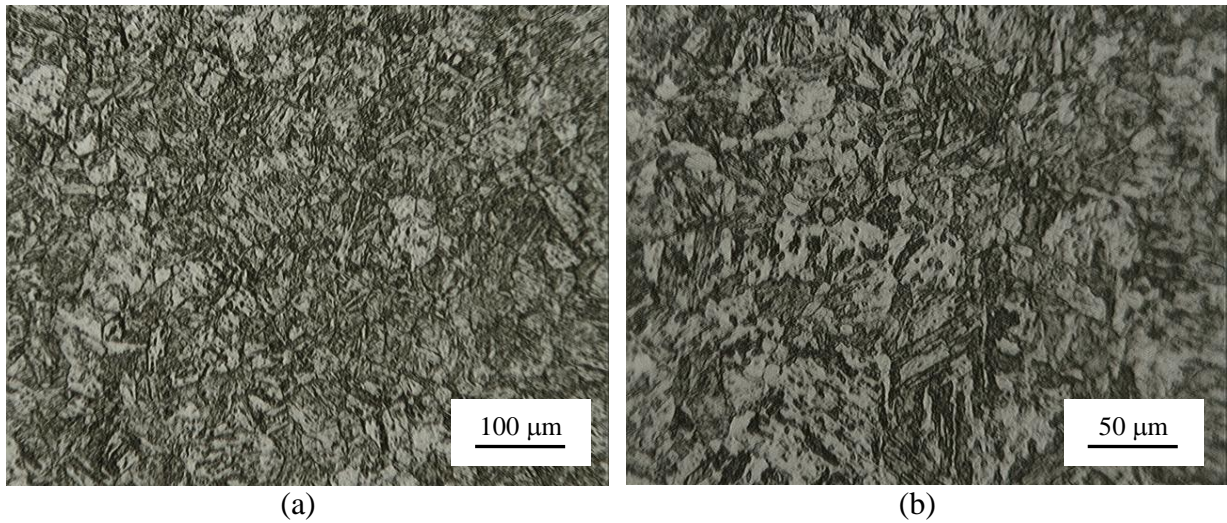
Figura 50 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C e revenimento a 500°C.



(a) e (b) ampliações distintas.

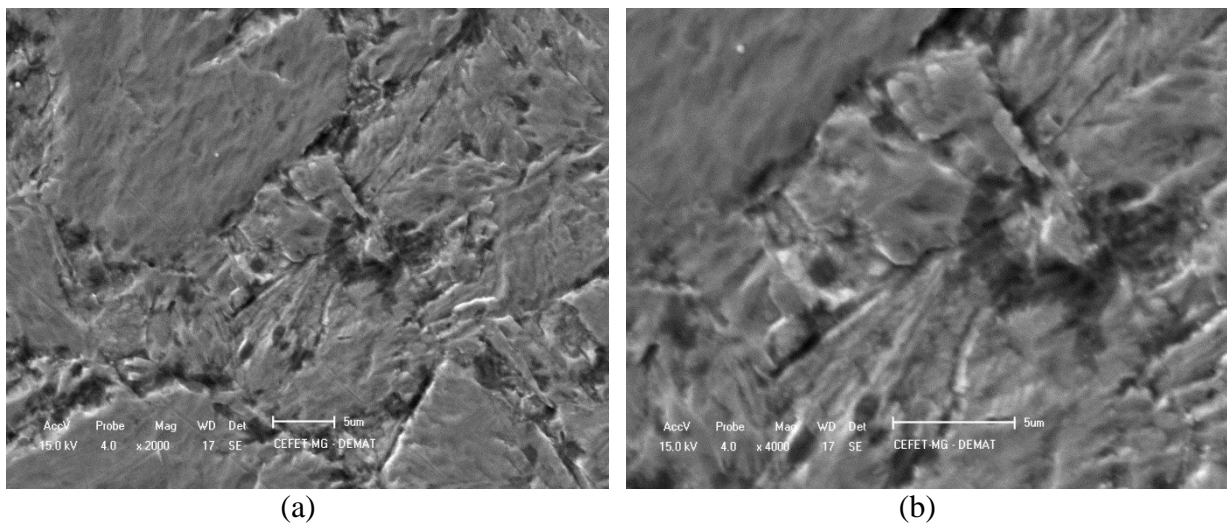
Fonte: Autor

Figura 51 –Fotomicrografias (MO) após têmpera a 1050°C e revenimento a 600°C.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 52 –Fotomicrografias (MEV) após têmpera a 1050°C e revenimento a 600°C.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

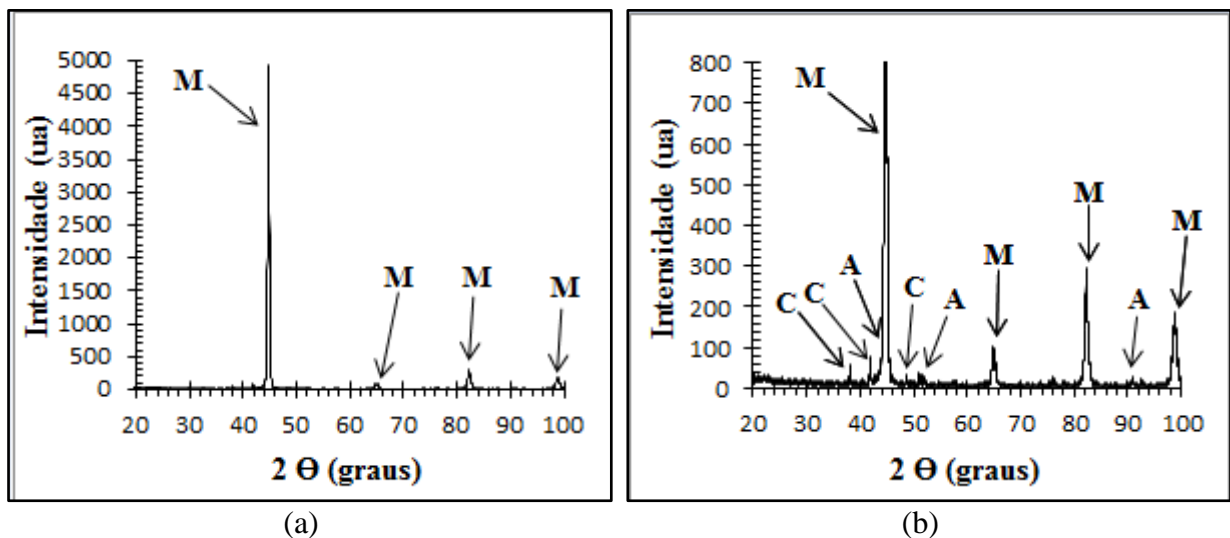
Para o aço temperado a 850°C e revenido, não é possível verificar alterações significativas nas imagens exibidas, tanto em termos de quantidade de carbonetos como em relação à estrutura martensítica. Essa última, aparentemente se torna um pouco mais difusa, ainda menos nítida. Já para o aço temperado a 1050°C e revenido, as transformações microestruturais são acentuadas. Considerando a matriz martensítica, com a realização e aumento da temperatura de revenimento, essa estrutura foi se tornando menos nítida, com interfaces menos delimitadas. Em relação aos carbonetos, percebe-se que para temperaturas de 200°C e 400°C, a quantidade de carbonetos ainda é bastante reduzida, como acontece com

o material temperado. No entanto para 500°C, verifica-se claramente presença intensa desses precipitados, indicando a ocorrência de endurecimento secundário. Para 600°C, novamente não são observados os carbonetos, o que sugerem que a 500°C esses precipitaram e a 600°C ou não precipitam ou precipitam e são dissolvidos na matriz com os elementos entrando em solução sólida. Park et al (2007) observaram comportamento semelhante. A precipitação dos carbonetos foi apontada como responsável pela ocorrência de endurecimento, como aquele visto no gráfico da figura 32. A degeneração da estrutura martensítica, passando de uma morfologia do tipo deslizada para o tipo maclada, o que é uma característica dos aços de médio carbono, foi verificada por Pinedo (2004).

5.6 Difração de Raio-X

Nas figuras 53 a 58 são exibidos os difratogramas para o aço austenitizado a 850°C e 1050°C e do revenimento subsequente realizado às temperaturas de 400°C e 500°C. Podem ser observados reflexões características da martensita (M) carbonetos (C) e austenita retida (A). A identificação das reflexões ocorreu por meio da associação com os padrões de difração da austenita e martensita e por meio de comparação com os trabalhos realizados por Park *et al* (2007) e Kwok *et al* (2000). Os difratogramas foram dispostos lado a lado, para uma mesma condição, variando apenas a escala da intensidade (ua), a fim de facilitar a comparação entre eles.

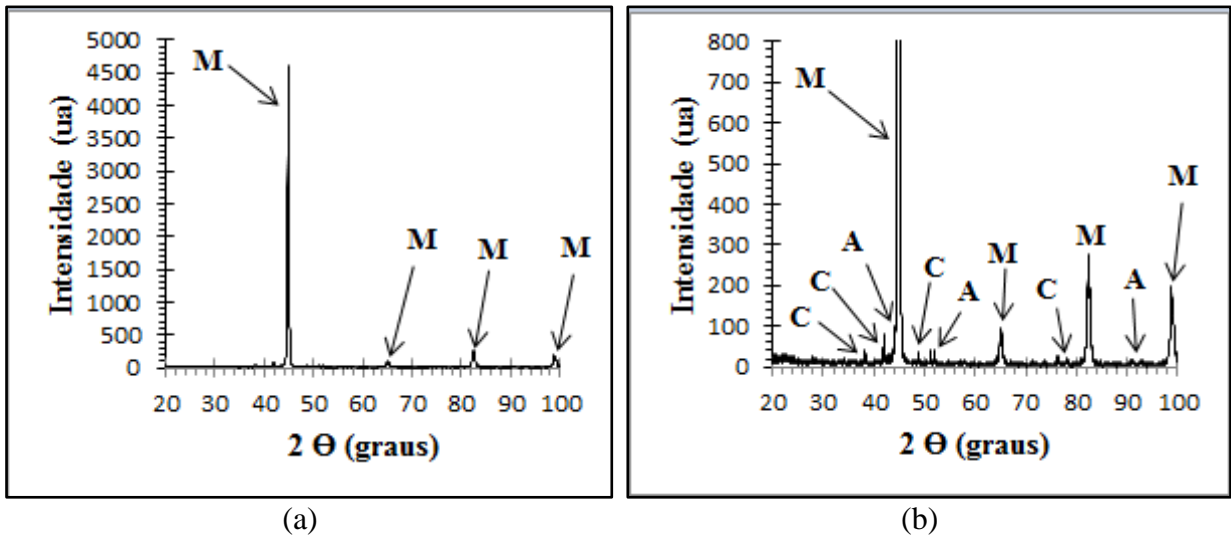
Figura 53 - Difratogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 850°C.



(a) e (b) ampliações de distintas.

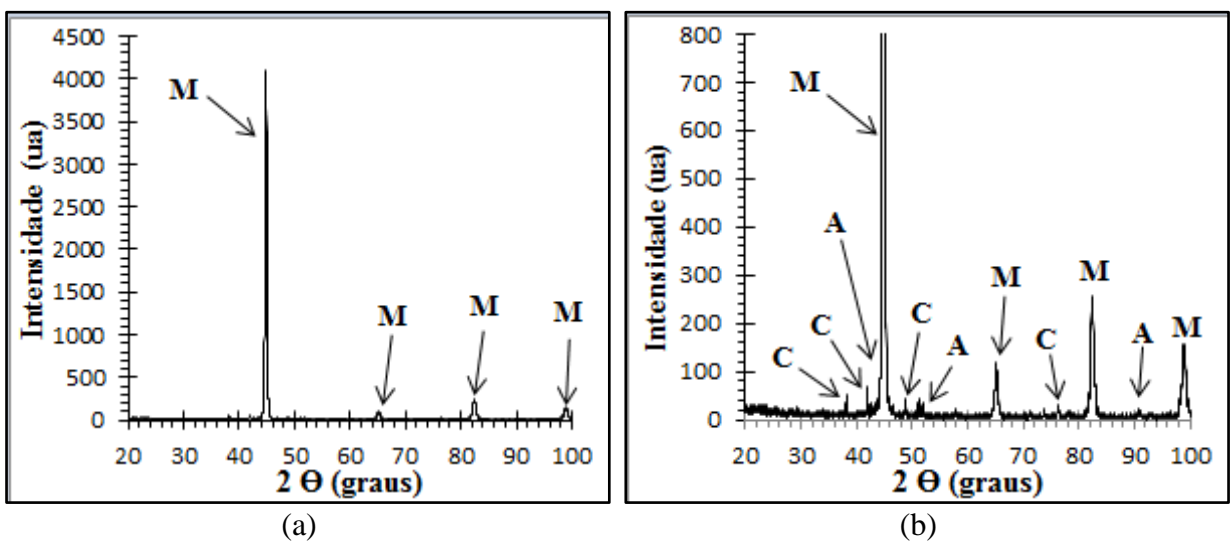
Fonte: Autor

Figura 54 - Difratomogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 850°C e revenimento a 400°C.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 55 – Difratomogramas do aço DIN EM 14.116 após têmpera a 850°C e revenimento a 500°C.



(a) e (b) ampliações distintas.
Fonte: Autor

Figura 56 - Difratogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 1050°C.

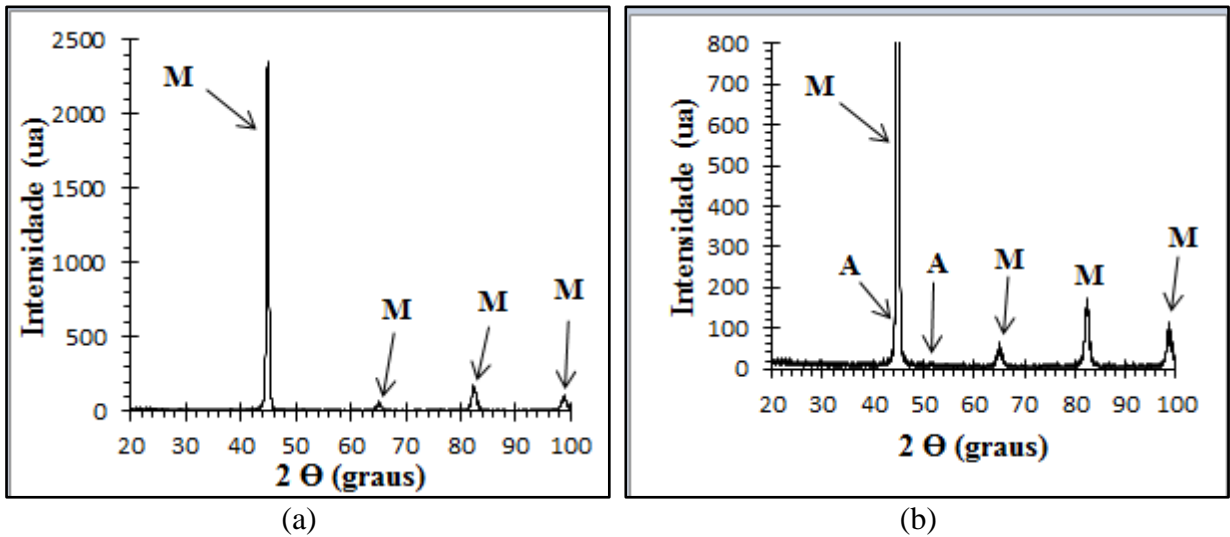


Figura 57 - Difratogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 1050°C e revenimento a 400°C.

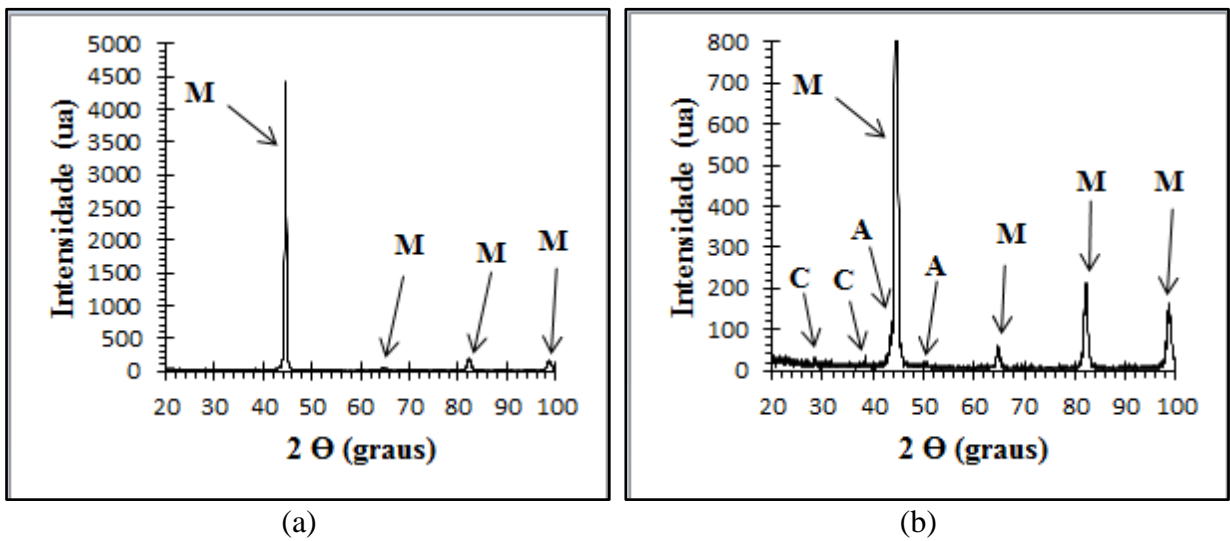
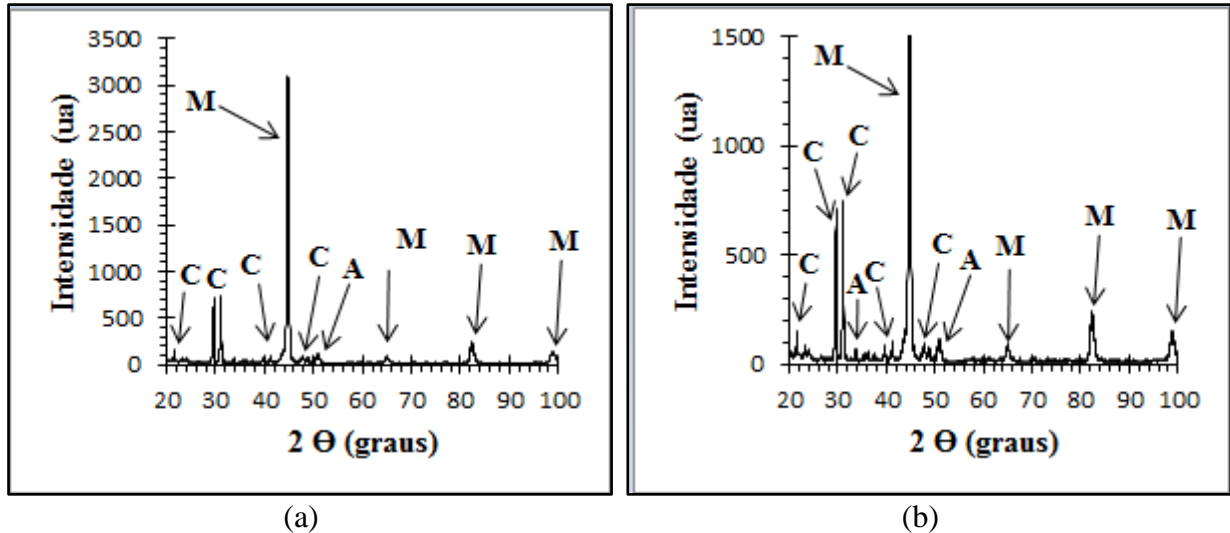


Figura 58 - Difratogramas do aço DIN EN 14.116 após têmpera a 1050°C e revenimento a 500°C.



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Autor

Conforme a análise do difratograma da amostra temperada a 850°C, foi possível identificar as reflexões referentes aos constituintes martensita, carbonetos e austenita retida. Com o aumento na temperatura de revenimento houve um pequeno aumento na quantidade de carbonetos e na quantidade de austenita retida.

Para a amostra austenitizada a 1050 °C apenas reflexões referentes a martensita e a austenita retida foram observados, o que está de acordo com o que foi visto na análise microestrutural, onde ocorreu a dissolução quase que completa dos carbonetos após a têmpera. Quando comparadas as duas temperaturas de revenimento, foi observado um aumento evidente na quantidade de carbonetos vista no difratograma para o material revenido a 500°C e também um aumento na quantidade de austenita retida. O aumento no número de carbonetos é apontado como o responsável pelo surgimento do pico de endurecimento secundário.

A variação no teor de austenita retida para as diferentes temperaturas de austenitização não pôde ser analisada claramente. Isto pode ser explicado pelo fato dos picos não serem proporcionais, o que dificulta uma análise semi-quantitativa dos mesmos.

Segundo Chiaverini (2005), quanto maior for a temperatura de austenitização, menor será a temperatura de início da transformação martensítica (M_i) devido a uma maior dissolução dos excessos de carbonetos na austenita devido ao fato do carbono aumentar a resistência ao cisalhamento da austenita, sendo assim necessário, uma aplicação de um maior esforço para se obter o cisalhamento e assim dar início a formação da martensita. Com isso ocorre a

formação da austenita residual ou retida. Calliari *et al* estudou o comportamento da austenita retida durante o revenimento e observou que o teor de austenita retida diminui durante o revenimento, sendo que em altas temperaturas (500°C-600°C) o teor de austenita aumenta. Nestas temperaturas, a austenita produzida é metaestável, que quando sofre transformação, produz carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ mais estáveis, o que contribui para o aparecimento do endurecimento secundário.

6 CONCLUSÃO

O aço DIN EN 14.116 apresentou valores de dureza mais elevados quando submetidos ao tratamento térmico de têmpera para as duas temperaturas de austenitização. A dureza do aço austenitizado a 850°C foi menor do que o valor observado para o aço quando austenitizado a 1050°C.

Observa-se que o teor de carbonetos diminui com o aumento da temperatura de austenitização. A têmpera realizada a uma temperatura de 850°C não foi suficiente para dissolver os carbonetos, diferentemente do que ocorreu na austenitização a 1050°C, onde a dissolução foi quase completa. Este resultado sugere que o aço estudado, não adquiriu suas melhores propriedades quando temperado a 850°C, sendo assim, esta temperatura de austenitização deve ser evitada.

A variação do teor de austenita retida durante a têmpera não pôde ser claramente avaliada devido a uma pequena diferença observada nos picos identificados para tal constituinte quando analisados via difração de raio-X.

Com a relação ao tratamento de têmpera com revenimento subsequente, foi possível observar o aparecimento da reflexão referente ao endurecimento secundário a 500°C para as duas situações estudadas.

A presença

da austenita retida durante o revenimento foi avaliada por meio da técnica de difração de raio-X e os dados obtidos são compatíveis com o que era esperado segundo a literatura, onde se observa um aumento na quantidade de austenita retida para temperaturas de revenimento elevadas (500°C-600°C). Este aumento na quantidade de austenita retida e o aumento na quantidade de carbonetos precipitados a uma temperatura de 500°C, explicam o aparecimento do endurecimento secundário.

REFERÊNCIAS

ASM INTERNATIONAL. **Metallography and microstructures**. Ohio: ASM International, 2004. 1184p.

BARLOW, L. D. *et al.* Effect of the austenitising heat treatment on the microstructure and hardness of martensitic stainless steel AISI 420. **Journal of Materials Engineering and Performance**. v. 21. p. 1327-1336, 2012.

BJARBO. A. ;HATTERSTRAND. M. Complex Carbides Growth, Dissolution, and Coarsening in a Modified 12 Pct Chromium Steel-An Experimental and Theoretical Study. **Metallurgical and Materials Transactions**. v.32. p 19-27, 2001.

CALLIARI. I. *et al.* Investigation of microstructure and properties of a Ni-Mo martensitic stainless steel. **Materials and Design**. v. 29. p. 246-250, 2008.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 590p.

CATÁLOGO ARCELORMITTAL INOX BRASIL. **Aço inoxidável: a solução perfeita para o desenvolvimento sustentável**. Belo Horizonte/MG, 2010.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005. 599p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.

COUTINHO, C. B. **Materiais metálicos para engenharia**. Belo Horizonte: FCO, 1992. 405p.

KRAUSS, H. **Steels heat treatment and processing principles**. Ohio: ASM International, 1990. 497p.

KWOK, C. T. *et al.* Cavitation erosion and pitting corrosion behaviour of laser surface-melted martensitic stainless steel UNS S42000. **Surface and Coatings Technology**. v. 126. p. 238-255, 2000.

LO. K. H. *et al.* Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering**. v. 65. P. 39-104, 2009.

PARK, J.Y.; PARK, Y.S. The effects of heat treatments parameters on corrosion resistance and phase transformations of 14Cr-3Mo martensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 449-451, p. 1131-1134, 2007.

PICKERING, R. B. Physical metallurgical development of stainless steels. In: Stainless Steels'94, 1984, Göteborg, **Proceedings...**1984. p.2-28.

PINEDO, C.E. Tratamento Térmico e Superficial do Aço Inoxidável Martensítico AISI 420 destinado a Moldes para Injeção de Polímeros: Parte I – Tratamento Térmico”. In **Anais do 2o Encontro da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes – ABM**. São Paulo, 2004, p. 281-292,.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648p.

SONG, Y.Y.; PING, D.H.; YIN, F.X.; LI, X.Y.; LI, Y.Y. Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe-13%Cr-4%Ni-Mo martensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 614-618, 2010.

SPEICH, G. R. ; LESLIE, W. C. Tempering of Steel. **Metallurgical Transactions**. v. 3. p. 1043-1054, 1972.

TSAI, M.C.; CHIOU, C.S.; DU, J.S.; YANG, J.R. Phase transformation in AISI 410 stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 332, p. 1-10, 2002.

YANG, J.R.; YU, T.H.; WANG, C.H. Martensitic transformations in AISI 440C stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 438-440, p. 276-280, 2006.