

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

Roberta Botinha Lopes Caçado

EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TÊMPERA E REVENIMENTO NA DUREZA E NA  
MICROESTRUTURA DOS AÇOS AISI H11 E AISI H13 EMPREGADOS PARA  
TRABALHO A QUENTE

BELO HORIZONTE  
2018

ROBERTA BOTINHA LOPES CANÇADO

EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TÊMPERA E REVENIMENTO NA DUREZA E NA  
MICROESTRUTURA DOS AÇOS AISI H11 E AISI H13 EMPREGADOS PARA  
TRABALHO A QUENTE

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

Orientador: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE  
2018

ROBERTA BOTINHA LOPES CANÇADO

EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TÊMPERA E REVENIMENTO NA DUREZA E NA  
MICROESTRUTURA DOS AÇOS AISI H11 E AISI H13 EMPREGADOS PARA  
TRABALHO A QUENTE

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.

---

Profa. Elaine Carballo Siqueira Corrêa – Orientador

---

Prof. Wellington Lopes – Banca avaliadora

---

Bárbara Diniz Pena - Banca avaliadora

---

Aline Silva Magalhães - Banca avaliadora

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço em primeiro lugar a minha orientadora Elaine Carballo, por todo apoio, paciência e ensinamentos. Agradeço também a toda minha família e ao Mateus pela paciência de todos os dias. Aos colegas da FIAT pelo incentivo. E por fim, a Deus.

## RESUMO

O trabalho teve como finalidade analisar a influência das diferentes temperaturas de têmpera e de revenimento na microestrutura e dureza dos aços ferramentas AISI H11 e AISI H13 para trabalho a quente. Verificou-se a influência das temperaturas de tratamento térmico na dureza dos aços por meio de técnicas de ensaio de dureza Rockwell C e análise micro estrutural com microscópio ótico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV). As amostras dos aços passaram pelos tratamentos térmicos de têmpera a 950°C e 1100°C e temperaturas de revenimento de 150°C, 300°C, 450°C, 500°, 550°C e 600°C. Analisando as curvas de dureza traçadas para o intervalo de temperaturas, foi possível observar o fenômeno de endurecimento secundários dos aços em temperaturas próximas a 500°C. Quanto a análise micro estrutural, percebeu-se que com o aumento da temperatura de revenimento a microestrutura apresenta formação de carbonetos de elementos de liga, com posterior difusão dos mesmos e estrutura composta por martensita menos acicular.

Palavras-chave: Tratamento térmico. Aço AISI H11 e H13. Trabalho a Quente.

## **ABSTRACT**

The aim of this work was to analyze the influence of different tempering and rolling temperatures on the microstructure and hardness of AISI H11 and AISI H13 tool steels for hot work. It was verified the influence of the heat treatment temperatures on the hardness of the steels by means of characterization techniques such as Rockwell C hardness test and microstructural analysis with optical microscope (MO) and scanning electron microscope (SEM). The samples of the steels underwent the tempering heat treatments at 950°C and 1100°C and tempering temperatures of 150°C, 300°C, 450°C, 500°, 550°C and 600°C. Analyzing the hardness curve drawn for the temperature range, it was possible to observe the secondary hardening phenomena of the steels at temperatures close to 500°C. As for the microstructural analysis, it was noticed that with the increase of the tempering temperature, the microstructure presents the formation of carbides formed by alloying elements, with later diffusion of the same ones and less acicular martensite.

**Keywords:** Heat Treatment. Steel AISI H11 and H13. Hot Work.

## LISTA DE FIGURAS

**Figura 1 - Diagrama de fases Ferro- Carbono do Ferro**

**Figura 2 - Fotomicrografia da Ferrita  $\alpha$  e Austenita**

**Figura 3 – Fotomicrografia cementita globulizada**

**Figura 4 – Fotomicrografia de Perlita Grosseira e Perlita Fina**

**Figura 5 – Fotomicrografia Bainita superior e inferior**

**Figura 6 – Diagrama TTT para um aço eutetóide**

**Figura 7 – Fotomicrografia da Martensita**

**Figura 8 - Influência da temperatura na dureza da martensita revenida**

**Figura 9 – Passos do tratamento térmico para produção dos aços ferramentas**

**Figura 10 – Diagrama representativo das operações de têmpera e revenimento**

**Figura 11 - Fluxograma etapas do trabalho realizado**

**Figura 12 – Máquina de corte Arotec utilizada no corte de barras após tratamento térmico**

**Figura 13 – Barras de aço AISI H11 e AISI H13**

**Figura 14 - Amostras cortadas após preparação para micrografia e dureza**

**Figura 15 - Fluxograma detalhado do trabalho realizado**

**Figura 16 – Detalhes dos tratamentos térmicos**

**Figura 17 - Amostras do aço H11 e H13 embutidas com polimetacrilato**

**Figura 18 - Politrizes Arotec**

**Figura 19 - Microscópio óptico Fortel**

**Figura 20 – Microscopio eletrônico de varredura**

**Figura 21 – Durômetro IGV**

**Figura 22 - Dureza Rockwell do aço H11 temperado a 950°C e a 1100°C**

**Figura 23 - Dureza Rockwell do aço AISI H13 temperado a 950°C e a 1100°C**

**Figura 24 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 950°C**

**Figura 25 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 1100°C**

**Figura 26 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 950°C**

**Figura 27 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 1100°C**

**Figura 28 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 150°C**

**Figura 29 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 150°C**

**Figura 30 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 150°C**

**Figura 31 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 150°C**

**Figura 32 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 300°C**

**Figura 33 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 300°C**

**Figura 34 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 300°C**

**Figura 35 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 300°C**

**Figura 36 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 450°C**

**Figura 37 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 450°C**

**Figura 38 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 450°C**

**Figura 39 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 450°C**

**Figura 40 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 500°C**

**Figura 41 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 500°C**

**Figura 42 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 500°C**

**Figura 43 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 500°C**

**Figura 44 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 550°C**

**Figura 45 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 550°C**

**Figura 46 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 550°C**

**Figura 47 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 550°C**

**Figura 48 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 600°C**

**Figura 49 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 600°C**

**Figura 50 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 600°C**

**Figura 51 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 600°C**

## **LISTA DE TABELAS**

**Tabela 1 - Classificação AISI para aços ferramenta**

**Tabela 2 - Classificação AISI para os aços ferramenta para trabalho a quente**

**Tabela 3 – Meios de resfriamento e velocidade relativa para determinados diâmetros**

**Tabela 4 - Composição Nital 5%**

**Tabela 5 - Dureza Rockwell C aço AISI H11 e AISI H13 temperado a 950°C**

**Tabela 6 - Dureza Rockwell C aço AISI H11 temperado a 950°C após revenimento a diferentes temperaturas**

**Tabela 7 - Dureza Rockwell C aço AISI H11 temperado a 1100°C após revenimento a diferentes temperaturas**

**Tabela 8 - Dureza Rockwell C do aço AISI H13 temperado a 950°C após revenimento a diferentes temperaturas**

**Tabela 9 - Dureza Rockwell C do aço AISI H13 temperado a 1100°C após revenimento a diferentes temperaturas**

## Sumário

1	INTRODUÇÃO .....	12
2	OBJETIVOS .....	13
	2.1 Objetivo Geral .....	13
	2.2 Objetivos Específicos .....	13
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	14
	3.1 Diagrama de equilíbrio Fe-C .....	14
	3.1.1 Fases sólidas presentes no equilíbrio .....	16
	3.2 Aços Ferramentas .....	21
	3.2.1 Classificação dos Aços Ferramentas .....	22
	3.3 Aços Ferramentas para Trabalho a Quente .....	26
	3.3.1 Características gerais e aplicações .....	26
	3.3.2 Aços ferramentas para trabalho a quente ligados ao cromo .....	27
	3.4 Tratamentos Térmicos .....	28
	3.4.1 Aspectos gerais .....	28
	3.4.2 Tratamentos térmicos em aços ferramenta para trabalho a quente .....	30
	<b>3.4.2.1 Têmpera</b> .....	32
	<b>3.4.2.2 Revenimento</b> .....	33
4	MATERIAIS E MÉTODOS .....	35
	4.1 Material .....	35
	4.2 Descrição Geral do Trabalho Realizado .....	35
	4.3. Preparação dos Corpos de Prova .....	36
	4.5. Microestrutura .....	39
	4.6. Dureza Rockwell .....	41
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	43
	5.1. Análise de Dureza .....	43
	5.2. Análise micro estrutural dos aços .....	48
6	CONCLUSÕES .....	70
	REFERÊNCIAS .....	71

# 1 INTRODUÇÃO

Dentre as ligas metálicas, as ligas ferro-carbono são as mais importantes, porque são as mais utilizadas, quer nas condições naturais, quer quando submetidas a tratamentos térmicos (CHIAVERINI, 1986).

Dentre as ligas ferro-carbono, destaca-se os aços para trabalho a quente da série H ligados ao cromo, molibdênio e vanádio. Como em todos os aços, o seu desempenho e vida útil estão diretamente relacionados aos tratamentos térmicos que eles são submetidos, uma vez que a microestrutura resultante será responsável pelas propriedades desses materiais (VALES, 2010).

Os aços ferramentas em serviço estão sujeitos a elevadas tensões e temperaturas que levam a fenômenos de desgaste, fadiga mecânica e térmica. O nível de propriedades que esses aços apresentam estão, portanto, condicionados a composição química e aos parâmetros de tratamento térmico.

Dessa forma, tem sido estudada as influências dos tratamentos térmicos e como estes podem otimizar as propriedades das ferramentas, afim de que elas atendam aos requisitos de trabalho e tenham a vida útil estendida.

Os tratamentos térmicos são ciclos de aquecimento até determinadas temperaturas, com tempos de encharque específicos e resfriamento em condições controladas que levam a alterações na microestrutura e propriedades dos aços. Dependendo da velocidade de resfriamento durante o tratamento térmico, a microestrutura formada pode ocorrer por mecanismos de cisalhamento, em resfriamentos mais rápidos ou por mecanismos de difusão em velocidades menores.

Esse trabalho tem por objetivo estudar a influência das diferentes temperaturas de têmpera e revenimento na dureza e na microestrutura dos aços ferramentas AISI H11 e AISI H13.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo Geral**

Estudar o efeito do tratamento térmico de têmpera e revenimento na dureza e microestrutura dos aços AISI H11 e AISI H13 para trabalhos a quente.

### **2.2 Objetivos Específicos**

Avaliar a influência como as temperaturas de têmpera e revenimento na dureza e na microestrutura dos aços AISI H11 e AISI H13 para trabalho a quente. Nessa etapa a intenção é verificar como os tratamentos irão alterar as fases presentes no aço e como se dá a formação dos carbonetos.

A partir dos tratamentos térmicos, serão feitas análises de micrografia, MEV e dureza Rockwell C para investigar a formação de carbonetos durante a realização do tratamento térmico e revenimento.

## 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 3.1 Diagrama de equilíbrio Fe-C

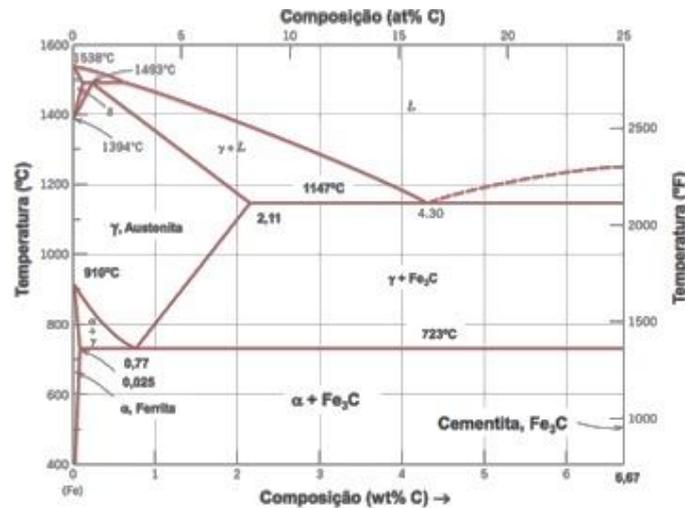
Os diagramas de fases ou diagramas de equilíbrio, tem como objetivo mostrar as alterações de estado físico e de estrutura que sofrem as ligas metálicas, em decorrência de aquecimentos ou resfriamentos.

A mudança na estrutura cristalina do ferro é designada como transformação de fase. O ferro se apresenta com reticulado cúbico, porém por apresentar polimorfismo ele tem a capacidade de possuir diferentes formas cristalinas, as estruturas de ferro cubico de corpo centrado e ferro cubico de face centrada (CALLISTER, 2007).

Em temperatura ambiente, o ferro tem sua forma estável com estrutura cúbica de corpo centrado, sendo chamada de ferrita ou ferro  $\alpha$ . Já a 912°C, a ferrita tem transformação polimórfica para cubica de face centrada, passando a ser austenita ou ferro  $\gamma$ . Essa austenita persiste até 1394°C, onde ocorre uma redistribuição dos átomos no reticulado cubico, voltando novamente a fase cúbica de corpo centrado, como ferrita delta (CHIAVERINI, 1986).

A fase estrutural do ferro puro em temperatura ambiente é então chamada de ferrita. Ela se apresenta de forma dúctil e quando pura tem limite de resistência abaixo de 32MPa. Como apresenta estrutura cubica de corpo centrado, os espaços interatômicos são pequenos e não conseguem acomodar pequenos átomos esféricos como os de carbono (VAN VLACK, 1970). Todas essas transformações podem ser observadas a partir do resfriamento no estado líquido, pelo diagrama de fases representado na figura 1.

**Figura 1 - Diagrama de fases Ferro- Carbono do Ferro**



Fonte: CALLISTER, 2007.

Segundo Willian Callister (2007), uma fase é definida como uma porção homogênea de um sistema que possui características físicas e químicas invariáveis. Cada estrutura polimórfica do ferro discutida anteriormente, é uma fase separada e possui características individuais. As fases distintas são estáveis em condições de pressão e temperatura distintas, porém dependendo da temperatura e da pressão, podem coexistir (ASKELAND; PHULE, 2015).

Um sistema está em equilíbrio quando a sua energia livre é mínima para determinada condição de pressão, temperatura e composição e qualquer alteração nesses fatores, podem aumentar a energia livre levando a uma mudança espontânea para outro estado, afim de reduzir a energia. Dessa forma, o equilíbrio de fases se aplica em sistemas que apresentam mais de uma fase e é uma frequência de características dessas fases ao longo do tempo (CALLISTER, 2007).

Em alguns tratamentos térmicos, solidificação e resfriamento ocorrem de forma muito rápida para que o equilíbrio termodinâmico seja alcançado e deseja-se condições fora do equilíbrio, que não podem ser previstas nesse diagrama, para que se tenha a ocorrência de mudanças ou transformações de fases, em temperaturas diferentes das previstas pelo diagrama de fase de modo a proporcionar a melhoria de propriedades diversas, como as mecânicas (CALLISTER, 2007; COSTA e MEI, 1988).

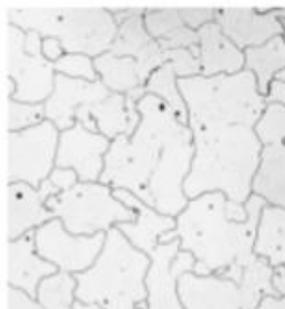
### 3.1.1 Fases sólidas presentes no equilíbrio

As transformações de fase ocorrem de modo simples, dependendo de um processo de difusão o qual não gera alteração no número de fases presentes e nem nos constituintes dessas fases. Outro tipo de transformação que também pode ocorrer por difusão, é com mudança na composição das fases presentes, no número de fases presentes e em geral, a microestrutura final passa a apresentar duas fases (CALLISTER, 2007).

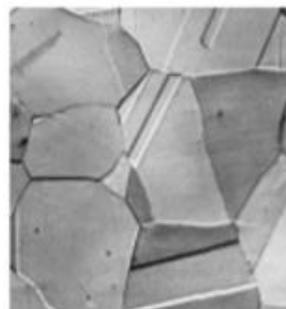
As fases sólidas presentes no equilíbrio que aparecem no diagrama da Figura 2, são descritas a seguir:

- Austenita: A Austenita é formada a partir da modificação estrutural de cúbica de corpo centrado para cúbica de face centrada com alta solubilidade em carbono. Essa estrutura do ferro puro é estável entre 910°C e 1400°C e nessa faixa de temperatura ela apresenta características moles e dúcteis (VAN VLACK, 1970). Segundo Colpaert (2008), normalmente os aços são aquecidos até a formação completa de austenita e em posterior resfriamento, com velocidades adequadas, que haverá a formação de outro constituinte.
- Ferrita: Fase com estrutura cúbica de corpo centrado com menor solubilidade do carbono. Normalmente é presente em temperatura ambiente, juntamente a cementita. A ferrita é obtida por resfriamento lento a partir da estrutura austenítica. Suas principais propriedades são baixa dureza e elevada ductibilidade (COLPAERT, 2008).

**Figura 2 - Fotomicrografia da Ferrita  $\alpha$  e Austenita**



(a)



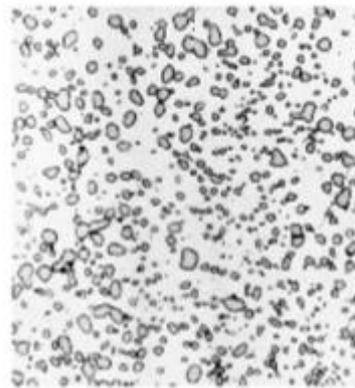
(b)

Fotomicrografia da (a) ferrita  $\alpha$  (Ampliação de 90x) e (b) Austenita (Ampliação de 325x).

Fonte: CALLISTER, 2007.

- **Cementita:** Em ligas ferro carbono em que a concentração de carbono excede o limite de solubilidade, há a formação de uma segunda fase, chamada cementita. A cementita tem composição representada pela fórmula  $Fe_3C$ , que significa que o reticulado cristalino apresenta uma proporção de 3 átomos de ferro para 1 átomo de carbono. Comparada a austenita e a ferrita, a cementita é muito dura, além de apresentar elevada resistência (VAN VLACK, 1970). Sua estrutura globulizada é apresentada na figura 3.

**Figura 3 – Fotomicrografia cementita globulizada**

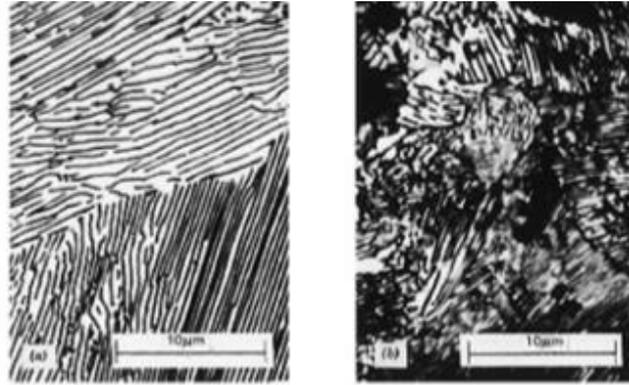


Fonte: CALLISTER, 2007.

Além das fases presentes, devido a transformações que envolvem mudança de composição e alteração no número de fases, há a formação do microconstituente perlita.

- **Perlita:** A partir da reação eutetóide, há a formação de ferrita e cementita a partir da austenita com composição eutetóide, com uma formação de 12% de cementita e 88% de ferrita. Uma vez que as fases são formadas simultaneamente, elas formam uma mistura com característica lamelar, ou seja, matriz de ferrita intercalada por camadas de cementita alternadas chamada de perlita. Ou seja, a perlita é uma mistura de duas fases formada pela transformação da austenita eutetóide em ferrita e cementita. (VAN VLACK, 1970). A figura 4 ilustra a microestrutura da perlita.

**Figura 4 – Fotomicrografia de Perlita Grosseira e Perlita Fina**



Fotomicrografia da (a) perlita grosseira e (b) perlita fina (Ampliação de 3000x).

Fonte: CALLISTER, 2007.

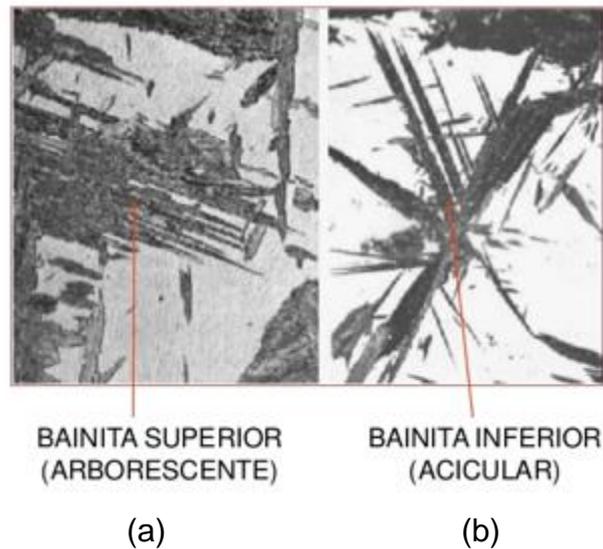
### **3.1.1.1. Constituintes metaestáveis**

O resfriamento lento a partir do campo austenítico, em temperatura ambiente, apresentará uma ou mais fases: ferrita, e dos constituintes que são formados por duas fases, perlita e cementita, de acordo com o teor de carbono do aço. Porém o resfriamento mais rápido desse aço no campo austenítico, gera o surgimento de constituintes metaestáveis como a bainita e a martensita, que não são presentes no diagrama de fases ferro-cementita. (COSTA E MEI, 1988)

- **Bainita:** É um constituinte obtido a partir da austenita quando o resfriamento ocorre de 250°C a 500°C. A bainita se apresenta de duas formas, como bainita superior de aspecto arborescente formada entre 500°C e 580°C, que é composta de uma matriz ferrítica, com carbonetos. Já a bainita inferior, se forma nas temperaturas de 250°C a 400°C, que se assemelha a martensita e apresenta agulhas alargadas de ferrita com placas finas de carboneto (VAN VLACK, 1970).
- **Martensita:** A partir da análise da curva TTT ilustrada na figura 6, para um aço eutetóide, nota-se que quanto mais baixa a temperatura, maior tempo é necessário para a transformação. A martensita se forma no rápido resfriamento gerado pela têmpera em que a estrutura cúbica de face centrada passa a cúbica de corpo centrado, ainda que o carbono presente continue em solução, formando uma estrutura tetragonal de corpo centrado. Essa estrutura monofásica metaestável é resultado da não difusão de austenita, ou seja, não

há tempo de ocorrer a transformação de austenita em ferrita e cementita em temperaturas mais elevadas (VAN VLACK, 1970).

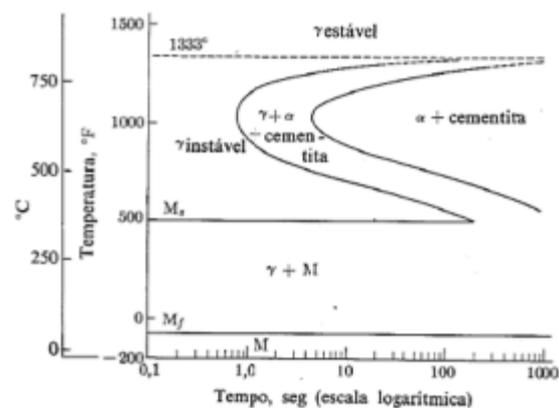
**Figura 5 – Fotomicrografia Bainita superior e inferior**



Fotomicrografia da bainita (a) superior (b) inferior

Fonte: VAN VLACK, 1970.

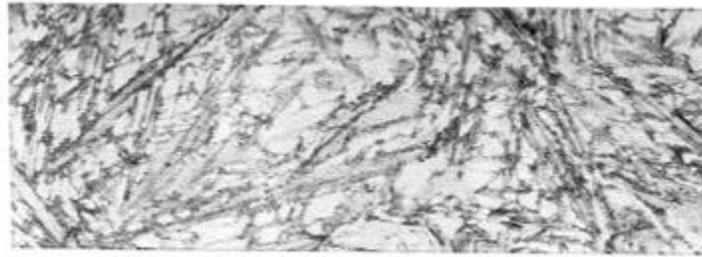
**Figura 6 – Diagrama TTT para um aço eutetóide**



Fonte: VAN VLACK, 1970.

A morfologia apresentada pela martensita, conforme mostrado na imagem 7, assume aparência de agulhas ou ripas, em função da concentração do Carbono. Para concentrações de 0,2%-0,6%C a martensita estará em forma de ripas, já para concentrações de 1,0%-1,4%C, aparece em forma de placas e mista na faixa intermediária de teor de carbono(KRAUSS, 1994).

**Figura 7 – Fotomicrografia da Martensita**



Martensita (1000x).

Fonte: VAN VLACK, 1970.

A transformação de austenita em martensita ocorre devido ao grau de resfriamento. Após a têmpera, toda a austenita que não se transformou, é chamada então austenita retida.

A presença da austenita retida pode gerar falha prematura nos aços ferramentas pois pode-se tornar metaestável e se transformar com o tempo de trabalho, gerando trincas devido a distorção e/ou tensões residuais na peça (VOORT, 2010).

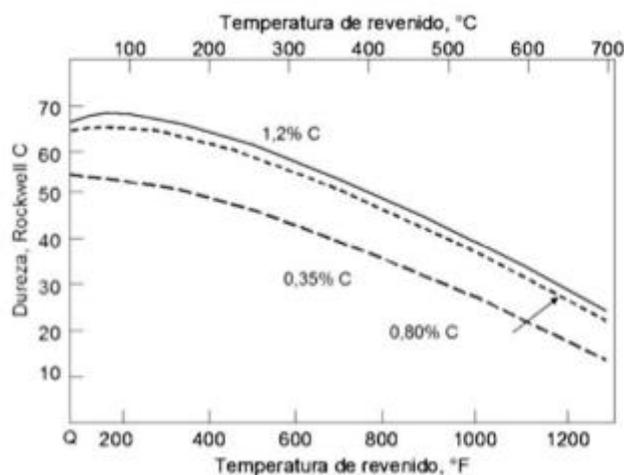
O revenido é obtido por meio de tratamentos térmicos com o aquecimento de um aço martensítico a uma dada temperatura por um período específico de tempo. Por meio desse aquecimento é possível a formação de martensita revenida, caracterizada por uma microestrutura de pequenas partículas de cementita dispersas em uma matriz de ferrita (COLPAERT, 2008).

Em geral, o revenido ocorre em temperaturas de 250°C e 600°C resultando em alívio de tensões. A martensita é supersaturada em carbono e durante o revenido é precipitada na forma de carboneto.

Tão dura quanto a martensita, a martensita revenida apresenta, porém, ductilidade e tenacidade melhoradas e é constituída por martensita, austenita retida e carbonetos como microconstituintes. (SILVA; MEI; 1988)

Em aços carbono, a dureza do aço decresce com o aumento da temperatura e/ou tempo de revenido conforme ilustrado na figura 8.

**Figura 8 - Influência da temperatura na dureza da martensita revenida**



Fonte: Universidade politécnica de Valencia (Influência de la tempartura de revenido en la dureza de la martensita de diferentes aceros)

Em aços de alta liga, como aços ferramentas pode ocorrer um aumento de dureza com o aumento da temperatura de revenimento causado pelo endurecimento secundário, causada por uma precipitação fina e uniforme de carbonetos. Alguns carbonetos presentes na estrutura final são carbonetos que não se dissolveram no processo de austenitização e se formam de forma mais grosseira (COLLINS, 1996).

### 3.2 Aços Ferramentas

Os aços ferramentas são uma pequena, porém importante parcela da quantidade de aço produzida e são produzidos e processados para satisfazer parâmetros exigentes. Os aços designados como ferramentas, são qualquer tipo de aço utilizados para o corte, desbaste ou conformação de outros materiais (CUNHA, 2012).

Os primeiros aços ferramentas a serem utilizados, eram de alto e médio carbono. Porém foram desenvolvidos, e no início do século XX, aprimorados e se tornaram mais complexos, passando a ser ligados a elementos de liga como cromo, tungstênio, vanádio, manganês e molibdênio. A presença de elementos de liga possibilitou aos aços melhores propriedades mecânicas, maior estabilidade dimensional e também uma menor ocorrência de fissuras durante tratamento térmico (KRAUSS, 1998).

Aços ferramentas em geral, apresentam teor de carbono igual ou inferior a 1,2% e os elementos de liga podem chegar a 50% de sua composição, fazendo com que eles tenham composições variadas (KRAUSS, 1998).

Grande parte dos aços ferramentas são produzidos por fusão em fornos de indução ou arco elétrico, tendo como matéria prima sucatas e ferro ligas. Quando se pretendem aços com melhor qualidade, menos segregações e boa homogeneização química, eles podem ser refundidos por meio de processos de eletrodo-escoria ou arco sob vácuo. (CUNHA, 2012)

Afim de se desenvolver uma boa combinação de propriedades mecânicas, os aços ferramentas passam por tratamentos térmicos, que por meio de mudanças na microestrutura, possibilitam a melhoria de propriedades. Porém, nenhum aço ferramenta, mesmo após tratamento, consegue conciliar máxima resistência ao desgaste, com elevada tenacidade e máxima resistência mecânica a elevadas temperaturas. A escolha do aço deve se adequar a aplicação requerida, e dessa forma, ceder em alguma propriedade em detrimento de outras (apud CUNHA, 2012).

### 3.2.1 Classificação dos Aços Ferramentas

Aços ferramentas são classificados por meio de uma combinação de composição química, aplicação e tipos de tratamentos térmicos submetidos. Mesmo em aços ferramentas de aplicações semelhantes, as composições podem apresentar uma extensa variação, fazendo com que eles não sejam classificados por meio de composição química de forma exclusiva, como no caso das classificações feitas pela SAE/ABNT. O American Iron and Steel Institute - AISI os classifica de acordo com as tabelas 1 e 2.

De acordo com Krauss (1998), a composição química dos aços ferramentas listadas na tabela 2, incluem uma ampla variedade de composição de carbono e elementos de liga e a combinação de propriedades dos vários grupos de aços ferramenta é fortemente relacionada ao tratamento térmico ao qual a liga é submetida.

**Tabela 1 - Classificação AISI para aços ferramenta**

<b>Nome do Grupo</b>	<b>Símbolo</b>
Aço ferramenta temperáveis em água	W
Aços resistentes ao choque	S
Aço ferramenta para trabalho a frio temperáveis em óleo	O
Aço ferramenta para trabalho a frio temperáveis ao ar	A
Aços ferramenta para trabalho a frio de alto C e alto Cr	D
Aços ferramentas para molde	P
Aços ferramentas para trabalho a quente	H
Aços ferramenta de corte rápido ligado ao W	T
Aços ferramenta de corte rápido ligado ao Mo	M

Fonte: Adaptado de Krauss

**Tabela 2 - Classificação AISI para os aços ferramenta para trabalho a quente**

<b>Aços Ferramenta para trabalho a quente</b>	<b>Símbolo</b>
Ligados ao Cr	H10-H19
Ligados ao W	H20-H26
Ligados ao Mo	H41-H43

Fonte: Adaptado de Krauss

- Aços ferramentas temperáveis em água: possuem menor quantidade de elementos de liga na composição e são praticamente compostos apenas por carbono. Apresentam baixa dureza e a têmpera em água é necessária para formação da estrutura martensítica. Mesmo com a têmpera em água, apenas a superfície do material endurece (KRAUSS, 1998).
- Aços resistentes ao choque proporcionam elevada resistência a fratura, elevada resistência e boa resistência a desgaste sob impacto. A elevada dureza é atingida mantendo a concentração de carbono em níveis moderados e mantendo também baixas concentrações de carbono na martensita. A capacidade de endurecimento dessa liga é maior que a de aços temperáveis

em água e os elementos de liga presentes neles promovem uma boa dispersão dos carbonetos (KRAUSS, 1998).

- Aços ferramentas para trabalho a frio possuem resistência ao desgaste elevada, quando em condições de trabalho a frio. A alta dureza desse aço é proporcionada pela martensita com alto teor de carbono e temperada em baixas temperaturas, que geram uma fina dispersão de carbonetos. O alto teor de carbono e a quantidade de elementos de liga moderada são capazes de promover um bom endurecimento em têmpera em óleo (COUTINHO, 1992; KRAUSS, 1998).
- Aço ferramenta para trabalho a frio temperáveis ao ar tem alta resistência ao desgaste sob trabalho a frio. As variáveis concentrações de carbono e elementos de liga nesses aços possibilitam uma vasta combinação de resistência e dureza. A elevada quantidade de elemento de liga, permite a formação de martensita a partir do resfriamento no ar e o endurecimento do aço. O resfriamento lento diminui a distorção e promove boa estabilidade dimensional ao aço durante o tratamento térmico (KRAUSS, 1998; RAUTER, 1974).
- Aços ferramenta para trabalho a frio de alto teor de carbono e cromo tem uma resistência ao desgaste e abrasão extremamente elevada. A presença de martensita e a grande quantidade de carbonetos formadas pelos elementos de liga desempenham importante papel na resistência ao desgaste desse aço. Os carbonetos podem ser formados por solidificação e existem em conjunto a austenita durante o trabalho a quente. A grande quantidade de elementos de liga também promove elevada dureza e possibilita a formação de martensita no resfriamento em ar que proporcionam bom controle dimensional (KRAUSS, 1998).
- Os aços com ferramenta baixa liga, são usados em uma extensa gama de aplicações. A liga tem moderada dureza, e em alguns casos são adequados para endurecimento em óleo. A disponibilidade de médias concentrações de carbono, fazem com que ele apresente elevada dureza comparado a aços com alto teor de carbono endurecidos em óleo (KRAUSS, 1998; SILVA; MEI, 2010).
- Os aços ferramentas para moldes apresentam baixo teor de carbono em relação a outros aços para possibilitar a moldagem do mesmo. Os moldes e

matrizes são carburados e endurecidos para possibilitar elevada dureza superficial e boa resistência ao desgaste. Para moldes e matrizes é de grande importância o polimento e um excelente acabamento superficial (KRAUSS, 1998).

- Aços ferramentas para trabalho a quente ligados ao cromo devem apresentar boa resistência ao impacto em elevadas temperaturas, ser amaciados durante a exposição a altas temperaturas e fadiga térmica. Essas propriedades são permitidas por meio das médias concentrações de carbono e altas concentrações de cromo e outros elementos formadores de carbonetos. A média concentração de carbono promove dureza por meio da concentração limitada de carbono na martensita e o tamanho dos carbonetos. A boa resistência em elevadas temperaturas é conseguida através do tratamento térmico de tempera em elevadas temperaturas que precipitam carbonetos de dispersões finas e estáveis de cromo e vanádio. O alto teor de liga também possibilita endurecimento por meios de seções de resfriamento a ar (KRAUSS, 1998).
- Aços ferramentas para trabalho a quente ligados ao tungstênio apresentam uma resistência maior que os aços ferramentas para trabalho a quente ligados ao cromo. A resistência e a capacidade de amaciamento em usos de elevadas temperaturas são obtidas por meio de adição de grandes quantidades de tungstênio que produz um grande volume de carbonetos estáveis na microestrutura. Essa distribuição também reduz dureza (KRAUSS, 1998).
- Aços ferramentas para trabalho a quente ligados ao molibdênio apresentam resistência ao amolecimento comparável aos ligados ao tungstênio e são uma boa escolha dependendo de disponibilidade e custo. Esses aços também formam uma grande quantidade carbonetos devido a adição de molibdênio e outros elementos de liga, que resulta em uma microestrutura estável quando exposto a elevadas temperaturas (KRAUSS, 1998; CHIAVERINI, 2005).
- Aços ferramenta de corte rápido ligados ao tungstênio, devido ao alto teor de elementos formadores de carboneto, em especial o tungstênio, não amaciam mesmo expostos a temperaturas elevadas. Em função da alta concentração de carbono e alta concentração de elementos de liga, apresentam elevada dureza e microestruturas com carbonetos estáveis que criam excelente resistência ao desgaste (KRAUSS, 1998).

- Aços ferramentas de corte rápido ligados ao molibdênio, semelhante ao ligado ao cromo, porém apresentam resistência ligeiramente maior que os ligados ao tungstênio. O tratamento térmico é semelhante para ambos porém os ligados ao molibdênio exigem mais cuidado durante endurecimento. (KRAUSS, 1998)

### **3.3 Aços Ferramentas para Trabalho a Quente**

#### 3.3.1 Características gerais e aplicações

Aços ferramentas são utilizados para conformação a quente de aços, ferros fundidos e ligas não ferrosas em geral, e requerem propriedades que os tornem capazes de suportar condições extremas de trabalho. São empregados como matrizes, moldes, punções e outros dispositivos para conformação de metais em altas temperaturas. (AGNELLI et. al, 2008) . Ou seja, os aços ferramentas para trabalho a quente em especial, são aços empregados principalmente, em matrizes para forjamento a quente e compreendem o grupo de aços designados pela AISI pela letra H. A combinação de calor, pressão e abrasão associadas ao puncionamento, cisalhamento e conformação de materiais em elevadas temperaturas são condições que estas ferramentas serão submetidas.

Os aços para trabalho a quente apresentam diferenças quando comparados aos aços comuns ao carbono, ou aços baixa liga, por diversos fatores, e em especial pela sua aplicação até a exaustão (AGNELLI et. al, 2008).

Afim de que um aço ferramenta trabalhe com estabilidade a longo prazo, a ferramenta deve apresentar alta resistência, dureza e um certo grau de resistência ao impacto (GUANGHUA; et al.; 2010)

Em geral, emprega-se para trabalho a quente, aços de média ou alta liga, na maior parte das vezes com baixos teores de carbono (0.25-0.60%). Além de possuírem o ferro e o carbono como constituintes, também apresentam elementos de liga como o cromo, o molibdênio e o tungstênio em cerca de 5% (em massa) (COSTA e MEI, 1988; MESQUISTA, et. al, 2008).

Dentre as propriedades requeridas para esses aços estão:

- resistência mecânica a elevadas temperaturas,
- resistência ao impacto,
- resistência a deformação no tratamento térmico,

- usinabilidade e
- resistência a trincas a quente.

Após determinar as propriedades desejadas na ferramenta é essencial que se conheça as propriedades dos aços disponíveis para assim, selecioná-lo de acordo com a melhor relação entre propriedade apresentada e propriedade requerida. É possível analisar as propriedades de cada aço de acordo com sua composição química, uma vez que, como regra geral, tem-se que o elevado teor de carbono, eleva a resistência ao desgaste devido a formação de carbonetos, porém tem-se a resistência ao impacto diminuída. Elementos de liga formadores de carboneto também elevam a resistência ao desgaste, reduzindo a resistência ao impacto, além de contribuírem para a temperabilidade e a dureza a quente (CHIAVERINI, 2003).

### 3.3.2 Aços ferramentas para trabalho a quente ligados ao cromo

Os aços ferramentas para trabalho a quente foram divididos em três subgrupos, de acordo com o principal elemento de liga. Dentre esses grupos, os mais usuais e mais comerciais são aqueles ligados ao Cr, como o H11 e o H13. Esses aços ligados ao cromo (H10-H19) apresentam boa resistência em temperaturas elevadas, mesmo em condições de impacto e elevada tenacidade.

Inicialmente os aços ferramentas H11 e H13 eram usados para fundição sob pressão de alumínio, já que apresentam boa resistência a erosão do metal líquido e as trincas a quente. Passaram também a serem usados em ferramentas para extrusão a quente, tesouras, matrizes para trabalho a quente envolvendo choque moldes para fundição e matrizes de forjamento e aplicados na indústria aeronáutica, como aços estruturais de ultra-alta resistência. (CHIAVERINI, 1986)

O médio teor de carbono, entre 0,32 e 0,45% garante dureza entre 40 e 53HRC, podendo chegar até 60HRC em aplicações com cisalhamento a quente no aço AISI H13. O teor médio de carbono também promove boa tenacidade, limitando o teor de carbono da martensita e a quantidade de carbonetos formados pelos elementos de liga (VALES, 2010).

A têmpera acima de 1000°C, permite a formação de carbonetos de cromo, molibdênio e vanádio, mais estáveis e finos, dispersos após revenido, que resulta em

boa resistência a altas temperaturas, além de o alto teor de elementos de liga possibilitar elevada temperabilidade.

Para o AISI H11, o limite de resistência em temperatura ambiente é na faixa de 1700-2000MPa, tem tenacidade razoável e resiste ao amolecimento durante a exposição contínua a temperaturas de até 540°C. A combinação dessas propriedades nesse aço, se dá devido ao endurecimento secundário, que permite o revenimento a elevadas temperaturas, e garante alívio de tensões gerados na têmpera. (COSTA e MEI, 1988)

### **3.4 Tratamentos Térmicos**

#### **3.4.1 Aspectos gerais**

Conforme norma NBR 8653, tratamento térmico é a operação ou conjunto de operações realizadas no estado sólido compreendendo o aquecimento, a permanência em determinada temperatura seguido de resfriamento, realizados com finalidade de conferir ao material determinadas características.

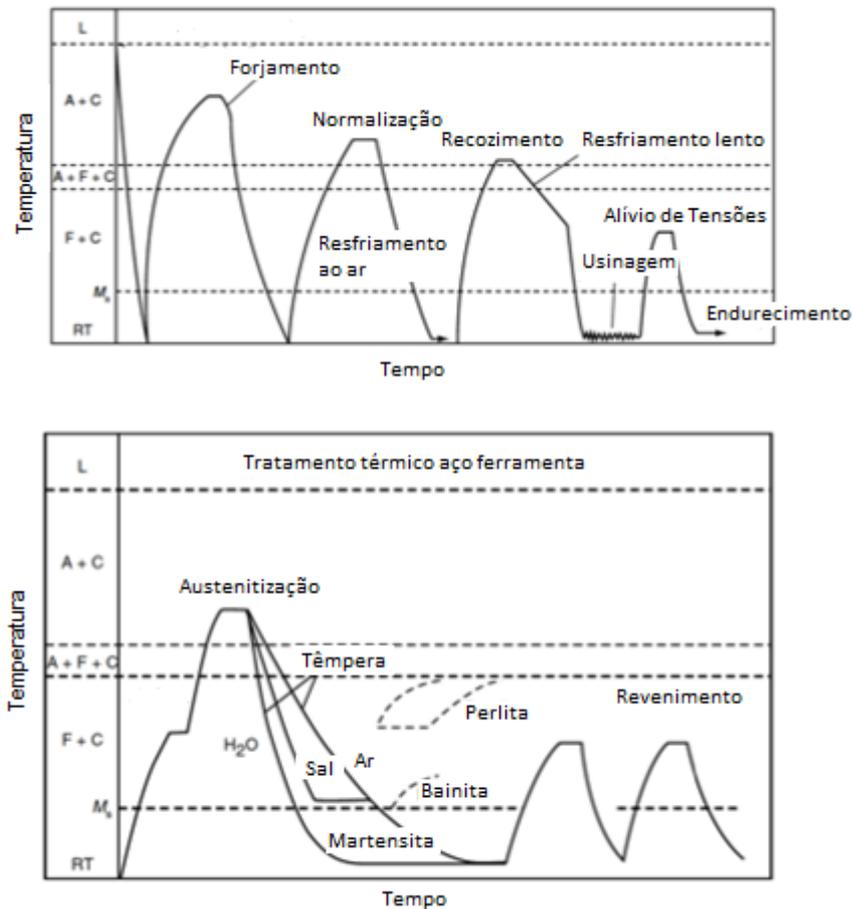
A microestrutura dos aços, determinam propriedades mecânicas dos aços ferramentas, seu desempenho e vida útil. Essa microestrutura depende de variáveis como a presença de elementos de liga, concentração desses elementos de liga, tratamento térmico submetido e o revenido. A maioria dos aços possui elementos de liga e exige cuidados especiais no seu tratamento térmico (CHIAVERINI, 1986).

As propriedades mecânicas das ligas metálicas levam ao emprego destas ligas em setores como engenharia e indústria. Um metal com propriedade química específica, tem o tratamento térmico como meio mais seguro e eficiente para controle de estrutura, ou seja, ao ter uma estrutura pré-estabelecida, o tratamento térmico será responsável pela estrutura final e conseqüentemente pelas propriedades finais.

Em todo o processo de tratamento térmico final de um aço ferramenta, existem três fases. Essas fases compreendem o aquecimento no domínio austenítico, arrefecimento para transformação de austenita em martensita (bainita) que são frágeis e, portanto, o revenido se torna essencial para eliminar austenita residual e formar carbonetos na martensita, resgatando parte da tenacidade. (TOTTEN, 2006)

No diagrama ilustrado na Figura 9, são mostrados os passos do tratamento térmico para produção de aços ferramentas.

**Figura 9 – Passos do tratamento térmico para produção dos aços ferramentas**



Fonte: Adaptado TOTTEN, 2006.

Dois aspectos são de grande importância para os aços ferramentas, o primeiro deles é a homogeneização ou redução da microestrutura heterogênea produzida pelo fenômeno de segregação durante a solidificação. O segundo aspecto é o refino de grãos responsável pela melhoria das propriedades mecânicas (TOTTEN, 2006).

O recozimento para homogeneização da microestrutura é baseado no fenômeno de difusão. Esse tratamento térmico consiste em manter o aço em uma dada temperatura por um período de tempo, seguido de uma taxa de resfriamento controlada. A presença de grãos grosseiros pode ser resultado desse tratamento. É possível que antes do recozimento, seja necessária a normalização, pois a estrutura previamente formada, após laminação ou forjamento e composta por rendilhados de carbonetos ou por uma mistura de bainita, martensita e austenita retida, pode impedir a obtenção de estrutura uniforme pelo recozimento. (CHIAVERINI, 1986)

O tratamento de homogeneização é seguido de um refino de grão que consiste em um reaquecimento em determinada temperatura por um mínimo período de tempo e um resfriamento controlado que previna a formação de bainita (TOTTEN, 2006).

O tratamento para alívio de tensões é realizado para aliviar tensões internas originadas em operações de conformação a frio ou usinagem, reduzindo risco de empenamento e ou fissura durante a têmpera.

Outro tratamento realizado é a normalização dos aços para ferramenta, que tem como finalidade uniformizar a estrutura, regularizar tamanho de grão e criar condições para que a peça seja submetida a tratamentos térmicos posteriores. Porém, a normalização não é necessária em aços que foram recozidos durante fabricação (CHIAVERINI, 1986).

Por fim, tem-se a têmpera e o revenido, que são as operações mais importantes nos aços ferramentas e que consistem na produção da martensita revenida que proporcionando ao aço a melhor combinação de resistência mecânica, dureza e tenacidade (KRAUSS, 1998).

Em geral, os tratamentos térmicos nos aços ferramenta são realizados em forno a vácuo, com resfriamento por gás em alta pressão afim de retirar elementos que compõe a atmosfera da têmpera, para que seja evitado a oxidação e a decarbonetação da superfície do material tratado, além de proporcionar uniformidade no resfriamento para que se obtenha a singularidade das propriedades da peça (VALES, 2010).

Para a mudança microestrutural causada por um tratamento térmico, deve haver parâmetros bem definidos, uma vez que vários fatores afetam os resultados finais.

#### 3.4.2 Tratamentos térmicos em aços ferramenta para trabalho a quente

Dois aspectos são importantes para os aços ferramentas; a homogeneização ou redução de heterogeneidades, causadas por fenômenos de segregação durante solidificação, e o refinamento dos grãos para melhoria das propriedades mecânicas (TOTTEN, 2006).

O recozimento para homogeneizar a microestrutura estrutura baseia-se no fenômeno de difusão e consiste em manter a ferramenta a uma determinada temperatura por um determinado período de tempo, seguido por uma taxa de

resfriamento controlada. Como resultado desse tratamento, pode-se obter um tamanho de grão grosseiro. Portanto, o tratamento de homogeneização é seguido por um passo de refino de grãos, realizado a uma temperatura de 508°C, acima de Ac3, e consiste em reaquecimento do aço a temperatura desejada por um período mínimo de tempo necessário, seguido de arrefecimento para evitar formação de bainita (TETELMAN e MCEVELY, 1967).

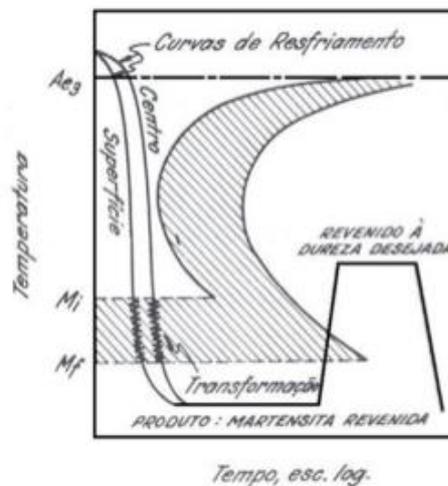
Os tratamentos térmicos de aços ferramentas são empregados afim de atingir os seguintes objetivos:

- Obter uma microestrutura e propriedades adequadas para usinagem ou deformação a frio;
- Liberar tensões residuais acumuladas durante condições térmicas e mecânicas submetidas anteriormente;
- Homogeneizar a microestrutura com carbonetos;
- Dissolver por meio de normalização, os carbonetos intergranulares que são prejudiciais para as propriedades mecânicas (TOTTEN, 2006).

Em destaque, a alta resistência de aços ferramentas ligados ao cromo, está diretamente relacionados a microestrutura complexa gerada por meio de tratamentos térmicos específicos que consistem em uma austenitização controlada, têmpera e revenimento (SOUKI, et al., 2011)

Souki, et al. (2011) mostram que a alteração da temperatura de austenitização, ou seja, o tamanho de grão e a morfologia de carbonetos primários, não altera as características de fratura, no entanto, modificações na têmpera, alteram diretamente a dureza do aço resultando em mudanças drásticas da resistência a fratura e nas taxas de propagação das mesmas. O diagrama representado na figura 10, representa as operações de têmpera e revenimento para aços.

**Figura 10 – Diagrama representativo das operações de têmpera e revenimento**



Fonte: CHIAVERINI, 1987.

### 3.4.2.1 Têmpera

De acordo com Vicente Chiaverini (2005), a têmpera é o tratamento térmico mais importante dos aços, pois por meio dele, em conjunto ao revenimento, é possível a obtenção de estruturas e propriedades que permitem o emprego deles em peças de maior responsabilidade e aplicações mais críticas. Ainda de acordo com o autor, a operação de têmpera em aços, tem como objetivo a obtenção do constituinte martensita, que transfere ao aço, propriedades de elevada dureza e grande fragilidade, aumentando também a resistência a tração.

Essa transformação é possível quando a transformação de austenita em ferrita ocorre com altas taxas de resfriamento ou pela presença de elementos de liga que retardam essa transformação (TOTTEN, 2006). As velocidades críticas de resfriamento para a formação de martensita são menores em aços ferramentas devido a presença de elementos de liga. (VAN VLACK, 1970 )

O resfriamento rápido ocorre a partir da temperatura de austenitização, em meios como água, salmoura, óleo e ar. A martensita tem sua dureza aumentada de acordo com o aumento do teor de carbono uma vez que o carbono exerce grande influência sob a estrutura do ferro. A presença de elementos de liga também é responsável pelo aumento da dureza, devido a formação de carbonetos (CHIAVERINI, 1986).

Dependendo da aplicação final, os parâmetros do tratamento térmico serão ajustados para buscar resistência mecânica e propriedades apropriadas. Ao mesmo tempo que as propriedades mecânicas sofrem grandes alterações pela têmpera, há o surgimento de tensões devido ou ao resfriamento brusco ou a mudança brusca de fases. Essas tensões devem então ser aliviadas ou eliminadas. Deve-se também corrigir os excessos sobre as propriedades mecânicas, em especial à ductilidade, que é praticamente perdida. Essas correções são conseguidas por meio do tratamento térmico de revenimento nos aços temperados (CHIAVERINI, 1986).

Dentre os meios de resfriamento para as operações de têmpera, é importante que se avalie propriedades desejadas, para então se determinar o meio no qual o resfriamento ocorrerá. Eles são dependentes da dureza final desejada, forma e dimensão da peça e capacidade de endurecimento do aço. Contudo, em geral quanto maior a capacidade de resfriamento do meio, maior a dureza final da peça (CHIAVERINI, 1986). A tabela 3 mostra os diferentes tipos de resfriamento indicados para determinados diâmetros de amostras.

**Tabela 3 – Meios de resfriamento e velocidade relativa para determinados diâmetros**

Meio de resfriamento	Velocidade relativa de resfriamento para diâmetros de:		
	1"	2"	3"
<b>O mais drástico (teórico)</b>	1,23	0,30	0,14
<b>Água em agitação</b>	1,00	0,27	0,13
<b>Óleo em agitação</b>	0,40	0,18	0,093
<b>Corrente de ar</b>	0,032	0,0157	0,0102
<b>Ar tranquilo</b>	0,0152	0,0075	0,0048

Fonte: CHIAVERINI 1987.

### **3.4.2.2 Revenimento**

O revenimento é um tratamento de reaquecimento de aços temperados, em temperaturas abaixo da linha inferior de transformação A1 do aço. Pequenas ou grandes transformações na estrutura da martensita formada pode ocorrer de acordo

com a temperatura (CHIAVERINI, 1986). As mudanças que ocorrem de acordo com a temperatura apresentam a seguinte sequência:

- Entre 100°C e 200 °C: Não existe modificações sensíveis. A estrutura apresentada é idêntica a estrutura da martensita original. Precipitação de carbonetos de ferro pode ocorrer nessa faixa de temperatura e as tensões começam a ser aliviadas.
- Entre 200°C e 260°C: Não é notada nenhuma modificação estrutural, porém o aço começa a perder dureza.
- Entre 260°C e 360°C: De origem martensítica, passam a surgir precipitados de carbonetos finos e a dureza continua sendo diminuída.
- Entre 360°C e 730°C: É a faixa em que ocorre maiores mudanças estruturais e mecânicas. Quanto maior as temperaturas, mais grossas são as partículas de cementita precipitada em uma matriz férrica, essa estrutura é também chamada de sorbita. A dureza é reduzida a 30HRC, a tenacidade é boa e a estrutura de carbonetos em meio a ferrita da ao aço melhor propriedade de usinabilidade.
- Aços ligados ao titânio, cromo, molibdênio, vanádio, nióbio ou tungstênio, como é o caso do AISI H11 e do AISI H13, numa faixa de temperaturas entre 500°C e 600°C sofrem o fenômeno de endurecimento secundário, devido a precipitação de carbonetos de liga, aumentando a dureza e a transformação de martensita em austenita retida. (CHIAVERINI, 1986)

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Material

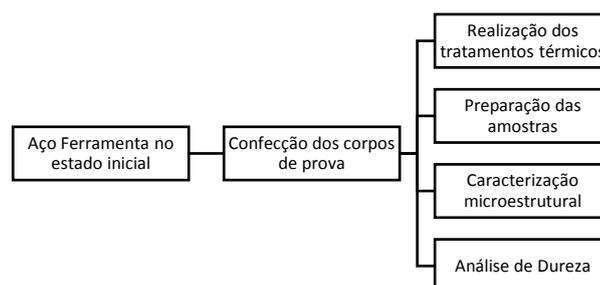
O material de estudo constituiu de seções transversais de barras quadradas dos aços AISI H11 (0,37%C; 0,32%Mn; 0,3%Si; 4,94%Cr; 2,88%Mo; 0,56%V) e AISI H13 (0,39%C; 0,38%Mn; 1,07%Si; 5,46%Cr; 1,26%Mo; 0,95%V) (FABRICANTE, 2012). Nota-se que a principal diferença entre os dois aços investigados está associada aos teores de molibdênio e vanádio.

### 4.2 Descrição Geral do Trabalho Realizado

No presente trabalho foram analisados os efeitos das diferentes condições de têmpera e de revenimento na microestrutura e na dureza Rockwell de dois aços ferramentas para trabalho a quente. Considerando inicialmente o tratamento térmico de têmpera, foi avaliada a influência da temperatura de austenitização (duas temperaturas) no comportamento mecânico e na microestrutura dos materiais. Para o caso do revenimento, foi observado o efeito da alteração também na temperatura, nesse caso considerando 6 valores distintos.

Dessa forma, o trabalho envolveu as seguintes fases: 1) confecção dos corpos de prova para tratamento térmico; 2) tratamento térmico das amostras, considerando duas condições de têmpera e 6 temperaturas de revenimento; 3) dureza Rockwell das amostras tratadas após a têmpera e após revenimento e; 4) análise micro estrutural do aço ferramenta submetidos aos tratamentos térmicos. Na figura 11 pode ser verificado o fluxograma com as etapas do trabalho.

**Figura 11 - Fluxograma etapas do trabalho realizado**



Fonte: Próprio autor.

### 4.3. Preparação dos Corpos de Prova

O trabalho experimental foi iniciado com o corte de 14 amostras de cada aço na máquina de corte da marca *Arotec* com disco abrasivo de óxido de alumínio *Arotec*, conforme mostrado na figura 12, de forma a contemplar todas as condições de tratamentos avaliadas nos experimentos. Após as operações de têmpera e revenimento, essas amostras foram cortadas em 3 partes na mesma máquina de corte, para que passassem por testes de dureza Rockwell, análise de micro estrutural usando a microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Nas figuras 13 e 14, são mostradas as barras de aço utilizadas para o estudo antes do início da preparação e após preparação para realização do tratamento térmico.

**Figura 12 – Máquina de corte Arotec utilizada no corte de barras após tratamento térmico**



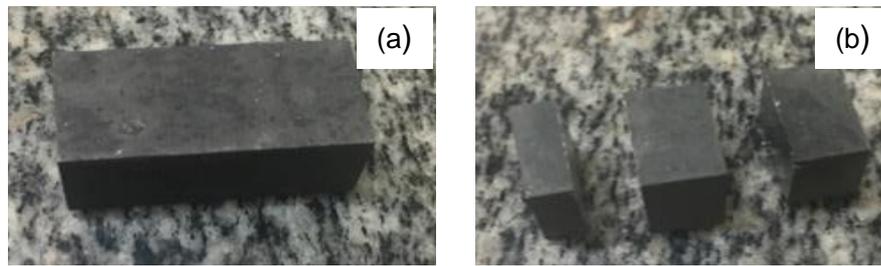
Fonte: Próprio Autor

**Figura 13 – Barras de aço AISI H11 e AISI H13**



Fonte: Próprio autor

**Figura 14 - Amostras cortadas após preparação para micrografia e dureza**



Imagens antes (a) e após preparação (b)

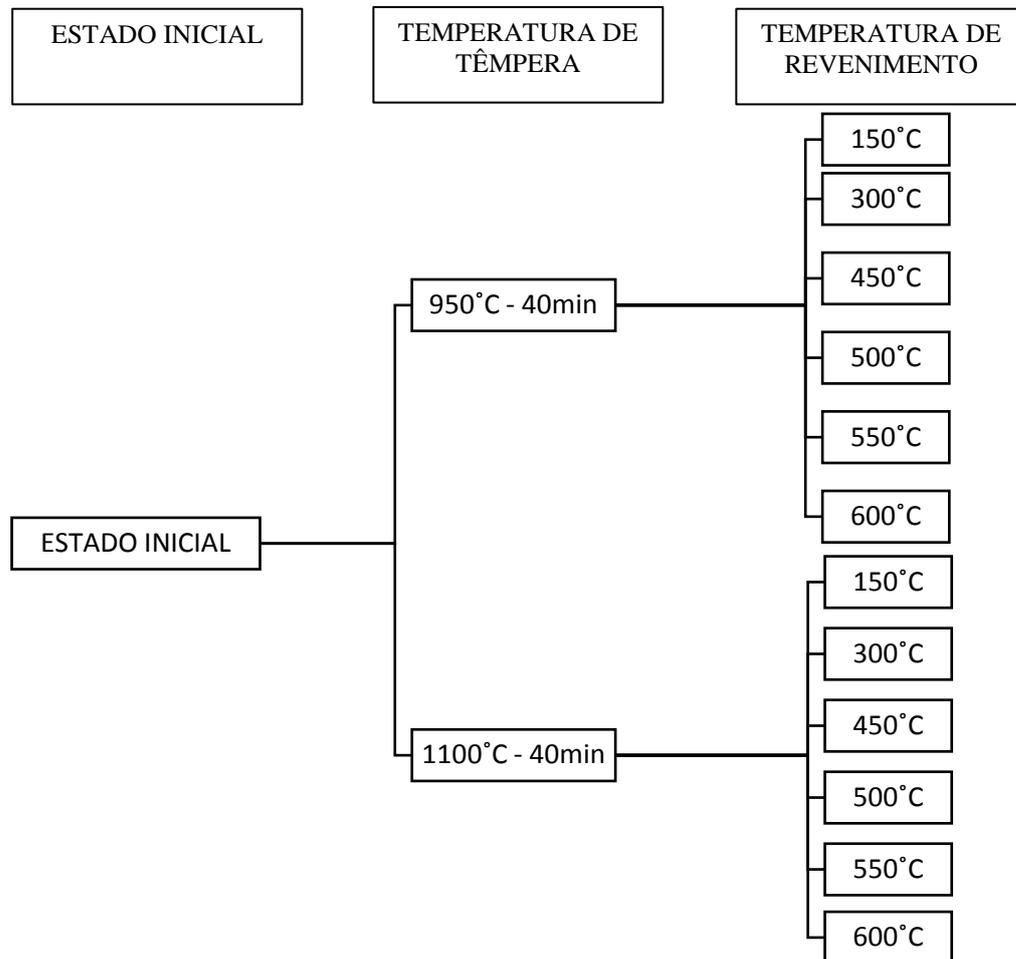
Fonte: Próprio Autor

#### 4.4. Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos realizados no trabalho foram têmpera e revenimento. Na têmpera foram utilizadas as temperaturas de 950°C e 1100°C e tempo de encharque de 40 min e no revenimento as temperaturas foram de 150°C, 300°C, 400°C, 500°C, 550°C e 600°C com tempo de encharque de 50 min, conforme mostrado pelo fluxograma da figura 15. De acordo com a recomendação da literatura, para aços ferramenta para trabalho a quente, o resfriamento da têmpera foi realizado em óleo mineral e do revenimento ao ar (ASM HANDBOOK, 1999).

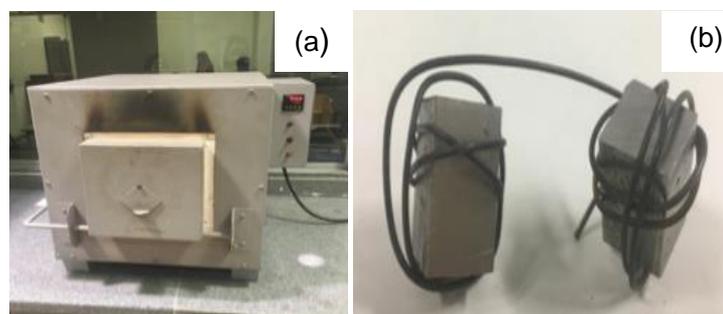
Os tratamentos foram realizados em um forno elétrico da marca *Magnus*. Para facilitar a colocação e evitar o resfriamento durante a retirada das amostras do forno, foram produzidas “gaiolas” com alças, envolvendo um arame de baixo teor de carbono em torno das peças. As alças criadas foram importantes para que se evitasse o contato direto da tenaz com as amostras e, com isso, um resfriamento inadequado, especialmente na têmpera. Na figura 16 é exibido como os corpos de prova foram envolvidos no arame e o forno utilizado para os tratamentos térmicos.

**Figura 15 - Fluxograma detalhado do trabalho realizado**



Fonte: Próprio autor

**Figura 16 – Detalhes dos tratamentos térmicos**



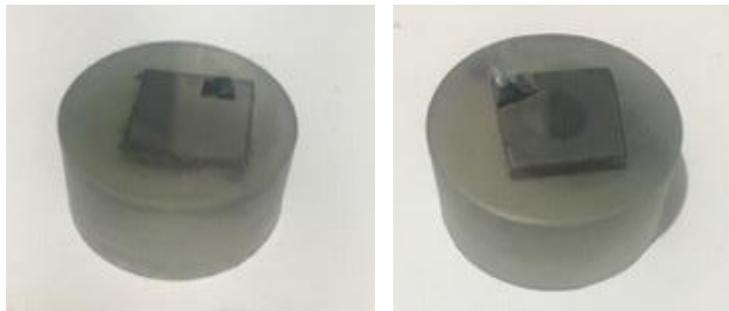
Forno Magnus (a) e condicionamento das amostras para realização dos tratamentos térmicos (b)

Fonte: Próprio autor

#### 4.5. Microestrutura

A análise da microestrutura foi realizada por meio de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Essa etapa foi iniciada pela preparação metalográfica das peças tratadas termicamente, que consistiu em embutimento, lixamento, polimento, ataque químico e observação/obtenção das imagens. O embutimento foi realizado a frio, em moldes de silicone da marca *Arotec* com polimetacrilato, conforme mostrado na figura 17.

**Figura 17 - Amostras do aço H11 e H13 embutidas com polimetacrilato**



Fonte: Próprio autor

Após embutimento, as amostras foram lixadas com lixas de óxido de alumínio de diferentes granulometrias. “A técnica de lixamento manual consiste em se lixar a amostra sucessivamente com lixas de granulometria cada vez menor, mudando-se de direção (90°) em cada lixa subsequente até desaparecerem os traços da lixa anterior” (ROHDE, 2010). As diferentes granulometrias das lixas utilizadas foram de #120, #240, #320, #400 e #600. As lixadeiras utilizadas, da marca *Arotec*, são mostradas na figura 18.

**Figura 18 - Politrizes Arotec**



Fonte: Próprio autor

O polimento foi conduzido em panos com pasta de diamante nas granulometrias de  $9\mu\text{m}$  e  $3\mu\text{m}$ , utilizando álcool etílico diluído em água destilada como fluido lubrificante e refrigerante. Entre todas as etapas utilizou-se de álcool etílico para a limpeza, com posterior jato de ar quente.

Para que as amostras fossem analisadas tanto no microscópio óptico (MO) como no microscópio eletrônico de varredura (MEV), o ataque químico foi feito com Nital 5% com composição informada na tabela 4.

**Tabela 4 - Composição Nital 5%**

Reagente	Composição
Nital 5%	5mL de $\text{HNO}_3$ , 95mL de álcool etílico

Fonte: Próprio autor

O equipamento utilizado foi o microscópio da marca *Fortel* com sistema de captura digital de imagem da marca *Kontrol*, mostrado na Figura 19. As amostras tiveram imagens obtidas nas ampliações de 200X, 400X e 800X.

**Figura 19 - Microscópio óptico Fortel**



Fonte: Próprio autor

Um microscópio da marca Shimadzu modelo SSX-550 Superscan, empregando elétrons secundários foi utilizado para a microscopia eletrônica de

varredura (MEV) com o objetivo de aquisição de imagens de ampliações de 2000X e 5000X.

**Figura 20 – Microscópio eletrônico de varredura**



Fonte: Próprio Autor

A microscopia ótica (MO) e a microscopia eletrônica de varredura foram feitas para que fosse possível avaliar os microconstituintes presentes nos dois aços ferramentas para trabalho a quente que foram estudados.

#### **4.6. Dureza Rockwell**

A dureza do material foi analisada após a realização dos tratamentos térmicos por meio da dureza Rockwell no equipamento da marca *IGV*, ilustrado na figura 21 abaixo, utilizando o penetrador cônico de diamante e carga de 150 kgf (escala C), devido a elevada dureza dos aços ferramentas.

**Figura 21 – Durômetro IGV**



Fonte: Próprio autor

Para cada condição de tratamento térmico realizado de têmpera e revenimento, foram feitos ao menos seis ensaios. Similar ao processo utilizado na caracterização micro estrutural, a análise de dureza foi realizada na seção interna dos corpos de prova, na região central da amostra. A dureza foi medida na seção interna dos corpos de prova para evitar o efeito da descarbonetação. A descarbonetação ocorre nas superfícies do material tratado ocasionado pela redução do teor de carbono e como resultado, os aços podem perder um pouco de sua resistência e ductilidade, causando uma alteração nas durezas analisadas.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Análise de Dureza

Nas tabelas 5 a 9 são apresentados os resultados médios com o desvio padrão dos ensaios de dureza Rockwell realizados nos aços ferramentas AISI H11 e AISI H13 para trabalho a quente, após tratamento de têmpera.

**Tabela 5 - Dureza Rockwell C aço AISI H11 e AISI H13 temperado a 950°C e 1100°C**

<b>Temperatura Tratamento Térmico</b>	<b>Dureza Rockwell</b>
Têmpera 950°C no aço AISI H11	46,6 HRC – 0,8
Têmpera 950°C no aço AISI H13	46,4 HRC – 0,5
Têmpera 1100°C no aço AISI H11	54,4 HRC – 1,4
Têmpera 1100°C no aço AISI H13	52,4 HRC – 0,5

Fonte: Próprio autor

Considerando inicialmente os materiais apenas temperados, nota-se que, para ambos os aços, a elevação na temperatura de aquecimento/austenitização promoveu um aumento nos valores médios de dureza Rockwell. Essa elevação certamente se associa à presença de carbonetos e ao processo de dissolução desses precipitados. Tanto o aço AISI H11 como o aço AISI H13 exibem microestrutura como produto de suas operações de fabricação iniciais ferrita e uma rede de carbonetos primários dispersos (VALES, 2010). Com o aquecimento para a realização da têmpera, a ferrita se transforma em austenita e esses carbonetos, a princípio, são dissolvidos, ou seja, os elementos de liga que os compõe entram em solução sólida substitucional e o carbono em solução sólida intersticial. Acredita-se que o aquecimento realizado à 950°C não levou à dissolução total desses carbonetos, portanto a austenita produzida não apresentaria os teores de carbono médios dos aços (0,37% e 0,39%) e tampouco os dos elementos de liga. Já o aquecimento a 1100°C possivelmente levou a uma dissolução consideravelmente maior (talvez total). Dessa forma, a austenita presente no aquecimento dos aços a 1100°C exibiria um teor de carbono mais elevado e uma maior quantidade de elementos em solução. Isso significa curvas de transformação isotérmica e curvas no resfriamento contínuo mais afastadas do eixo do y, ou seja, um

atraso na ocorrência das transformações difusionais no resfriamento, o que levaria à obtenção de uma quantidade de martensita superior, mesmo considerando o arrefecimento em óleo (KRAUSS, 1990).

Em adição, menciona-se ainda que quanto maior o teor de carbono da austenita, maior seria a quantidade de carbono da martensita, o que implicaria em uma maior dureza, dada à distorção mais intensa do reticulado da estrutura tetragonal de corpo centrado (CHIAVERINI, 1987).

Ainda em relação aos resultados de têmpera, foi verificado que o efeito da temperatura de aquecimento foi ligeiramente mais intenso para o aço AISI H11. Esse fenômeno pode ser relacionado à diferença de composição química dos dois aços. O aço AISI H11 exibe teores de molibdênio e vanádio superior e inferior, respectivamente, ao aço AISI H13.

Após o tratamento térmico de revenimento dos aços AISI H11 e AISI H13 as durezas foram analisadas e as tabelas 6, 7, 8 e 9 indicam os resultados encontrados para dureza Rockwell C. Nas figuras 22 e 23 são mostrados os resultados como gráficos para todas as condições de tratamento realizado em cada material.

Considerando o aço AISI H11, para a condição de têmpera a 950°C, observa-se a ocorrência de dureza média após revenimento superior, seguida de queda, e posterior elevação. Para a condição de têmpera a 1100°C, a dureza para temperaturas mais baixas de revenimento exibe uma certa oscilação com a temperatura de tratamento e uma elevação a temperatura de 500°C com posterior queda. Para o aço AISI H13, nota-se que a realização de revenimento para as amostras previamente temperadas com austenitização a 950°C levou a uma queda inicial suave no resultado de dureza seguida de elevação continua com a temperatura de revenimento até atingir 500°C, a partir da qual, novamente uma queda foi observada. Por outro lado, para a situação na qual a têmpera foi realizada a 1100°C, foi verificada uma pequena diminuição nos valores de dureza com a realização do revenimento até 300°C, manutenção do valor de dureza médio até 500°C seguido de suave elevação e por fim, diminuição da dureza.

Nota-se que em geral, apesar da realização de revenimento, em nenhuma condição foi verificado uma redução de dureza típica desse tratamento em uma serie de aços. Esse fenômeno está relacionado a presença dos elementos de liga que promovem a “manutenção” da dureza do material (CHIAVERINI, 2005).

**Tabela 6 - Dureza Rockwell C aço AISI H11 temperado a 950°C após revenimento a diferentes temperaturas**

<b>Temperatura Tratamento Térmico</b>	<b>Dureza Rockwell</b>
Têmpera 950°C / Revenimento 150°C	49 HRC – 0,6
Têmpera 950°C / Revenimento 300°C	47 HRC - 0
Têmpera 950°C / Revenimento 450°C	45,6 HRC – 0,8
Têmpera 950°C / Revenimento 500°C	48,4 HRC – 0,8
Têmpera 950°C / Revenimento 550°C	48,8 HRC – 0,4
Têmpera 950°C / Revenimento 600°C	48,4 HRC – 0,5

Fonte: Próprio autor

**Tabela 7 - Dureza Rockwell C aço AISI H11 temperado a 1100°C após revenimento a diferentes temperaturas**

<b>Temperatura Tratamento Térmico</b>	<b>Dureza Rockwell</b>
Têmpera 1100°C / Revenimento 150°C	53 HRC – 0,9
Têmpera 1100°C / Revenimento 300°C	54,2 HRC – 0,4
Têmpera 1100°C / Revenimento 450°C	50,4 HRC – 0,8
Têmpera 1100°C / Revenimento 500°C	54,6 HRC – 0,5
Têmpera 1100°C / Revenimento 550°C	49 HRC - 0,6
Têmpera 1100°C / Revenimento 600°C	47,2 HRC – 0,7

Fonte: Próprio autor

**Tabela 8 - Dureza Rockwell C do aço AISI H13 temperado a 950°C após revenimento a diferentes temperaturas**

<b>Temperatura Tratamento Térmico</b>	<b>Dureza Rockwell</b>
Têmpera 950°C / Revenimento 150°C	45,4 HRC – 0,8
Têmpera 950°C / Revenimento 300°C	47,6 HRC – 0,5
Têmpera 950°C / Revenimento 450°C	48,2 HRC – 0,5
Têmpera 950°C / Revenimento 500°C	49,6 HRC - 0,5
Têmpera 950°C / Revenimento 550°C	42,8 HRC – 1,2
Têmpera 950°C / Revenimento 600°C	46 HRC – 0,4

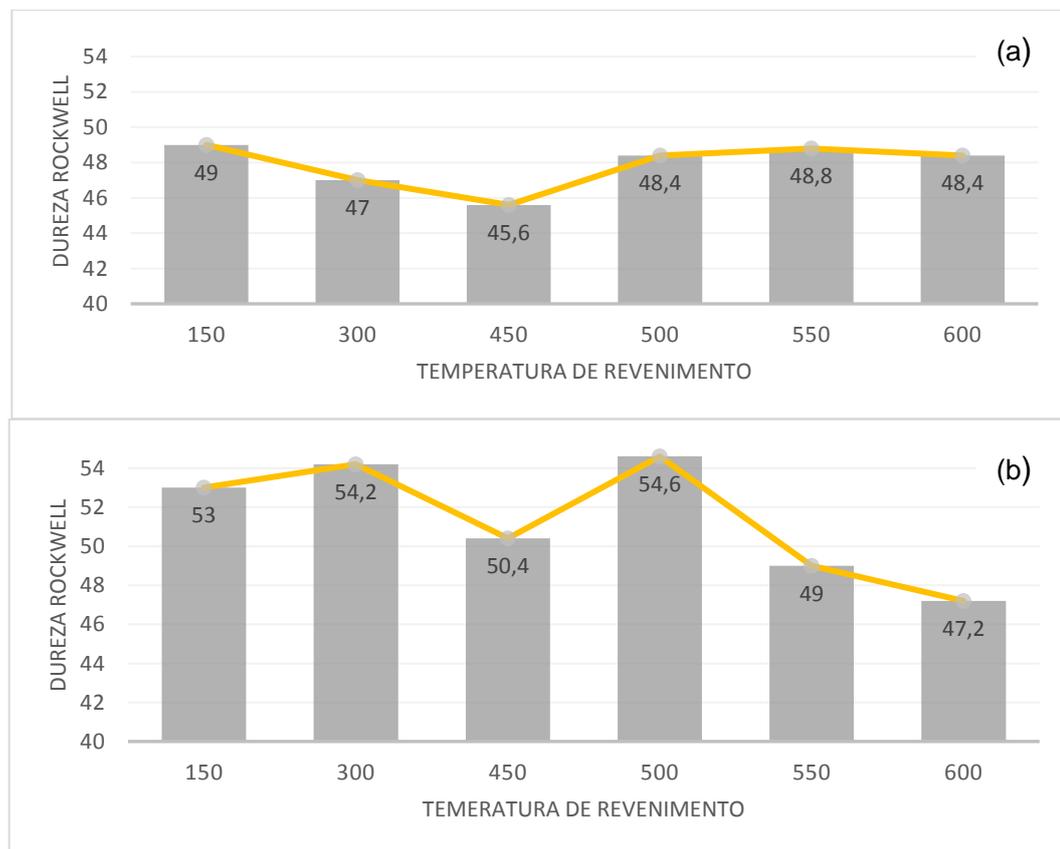
Fonte: Próprio autor

**Tabela 9 - Dureza Rockwell C do aço AISI H13 temperado a 1100°C após revenimento a diferentes temperaturas**

Temperatura Tratamento Térmico	Dureza Rockwell
Têmpera 1100°C / Revenimento 150°C	54 HRC -1,3
Têmpera 1100°C / Revenimento 300°C	52 HRC - 0,6
Têmpera 1100°C / Revenimento 450°C	52,2 HRC - 0,7
Têmpera 1100°C / Revenimento 500°C	51,8 HRC - 0,7
Têmpera 1100°C / Revenimento 550°C	53,2 HRC - 0,4
Têmpera 1100°C / Revenimento 600°C	52,4 HRC - 0,5

Fonte: Próprio autor

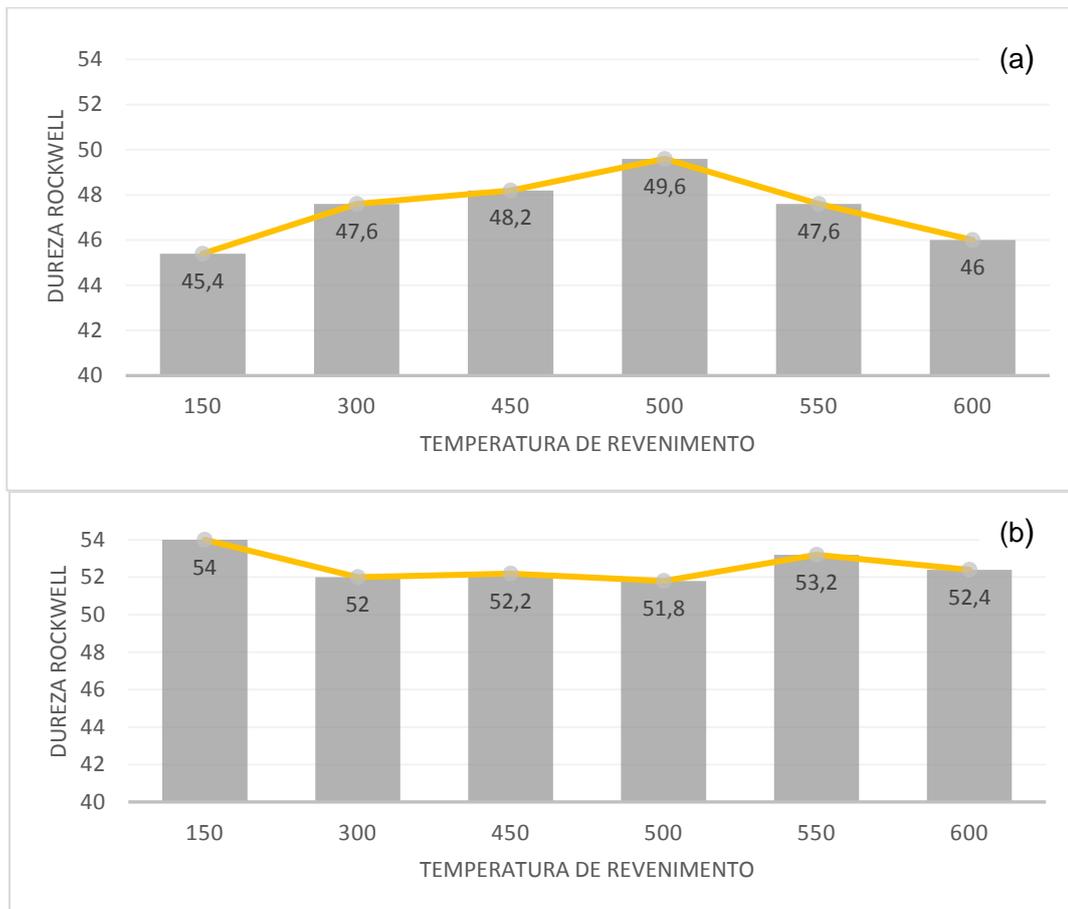
**Figura 22 - Dureza Rockwell do aço H11 temperado a 950°C e a 1100°C**



(a) Têmpera a 950°C e (b) Têmpera a 1100°C

Fonte: Próprio autor

**Figura 23 - Dureza Rockwell do aço AISI H13 temperado a 950°C e a 1100°C**



(a) Têmpera a 950°C e (b) Têmpera a 1100°C

Fonte: Próprio autor

Em adição ao comportamento descrito anteriormente, verifica-se a ocorrência do fenômeno de endurecimento secundário. Collins (1996) afirma que em aços ferramentas há um aumento de dureza com o aumento da temperatura de revenimento, consequência do endurecimento secundário. O endurecimento secundário é um fenômeno que pode acontecer, em geral, em aços com teores de carbono mais elevados (médio e principalmente, alto carbono) e com a presença de elementos de liga diversos, como cromo, molibdênio, vanádio, tungstênio e titânio. Esse fenômeno, usualmente observado em situações nas quais o revenimento de amostras previamente temperadas é realizado em temperaturas mais elevadas, é caracterizado pela ocorrência de precipitação de carbonetos finamente dispersos de tipos distintos ( $MC$ ,  $M_{23}C_7$ , entre outros), com elevada dureza intrínseca e capacidade de interação com as discordâncias da matriz de martensita revenida de alta temperatura de naturezas diversas. A intensidade do pico de endurecimento

secundário do aço, é função da quantidade de elemento de liga presente no aço, do teor de carbono do aço e dos parâmetros dos dois ciclos térmicos realizados. Os picos apresentados nos gráficos de dureza dos aços AISI H11 e AISI H13 são resultados do endurecimento secundário que ocorre entre as temperaturas de 500°C e 600°C nos aços ligados ao titânio, cromo, molibdênio, vanádio, nióbio ou tungstênio, em que há precipitação de carbonetos de liga mais duros, causando o aumento da dureza dos aços. Além da precipitação dos carbonetos, o aumento da dureza também pode ser explicado pela transformação da austenia residual em martensita.

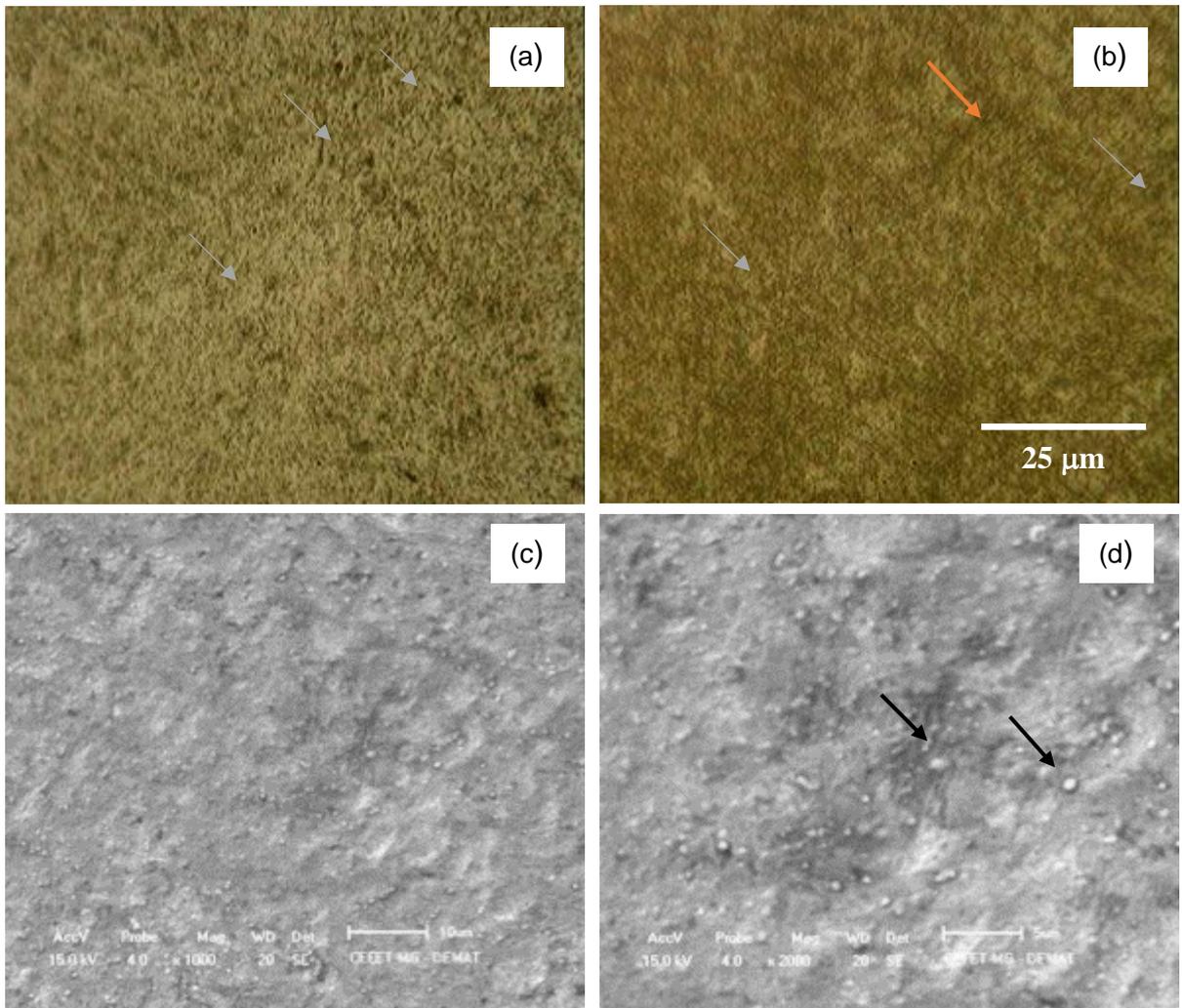
Nos aços investigados no presente trabalho a ocorrência de endurecimento secundário não é tão pronunciada, aparecendo realmente para as condições de têmpera a 1100°C para o aço AISI H11 e têmpera a 950°C para o aço AISI H13, ambos com revenimento a 500°C. Esse comportamento está certamente relacionado ao fato de que tanto o aço AISI H11 como o aço AISI H13 não exibem um teor de carbono médio elevado. No caso da temperatura de austenitização na têmpera de 950°C, menos carbono ainda estaria disponível em solução para combinar com os elementos de liga e formar precipitados, que é a origem da elevação da dureza.

Após o pico de endurecimento, nota-se novamente a queda na dureza dos aços AISI H11 e AISI H13. Nessas temperaturas a cementita precipitada ficaria mais grosseira e se tornam visíveis na matriz ferrítica, levando a essa queda significativa dos valores de dureza.

## **5.2. Análise micro estrutural dos aços**

Nas figuras 24 e 25 são apresentadas as imagens obtidas por meio do microscópio ótico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV) dos aços AISI H11 e AISI H13 temperados a 950°C e 1100°C.

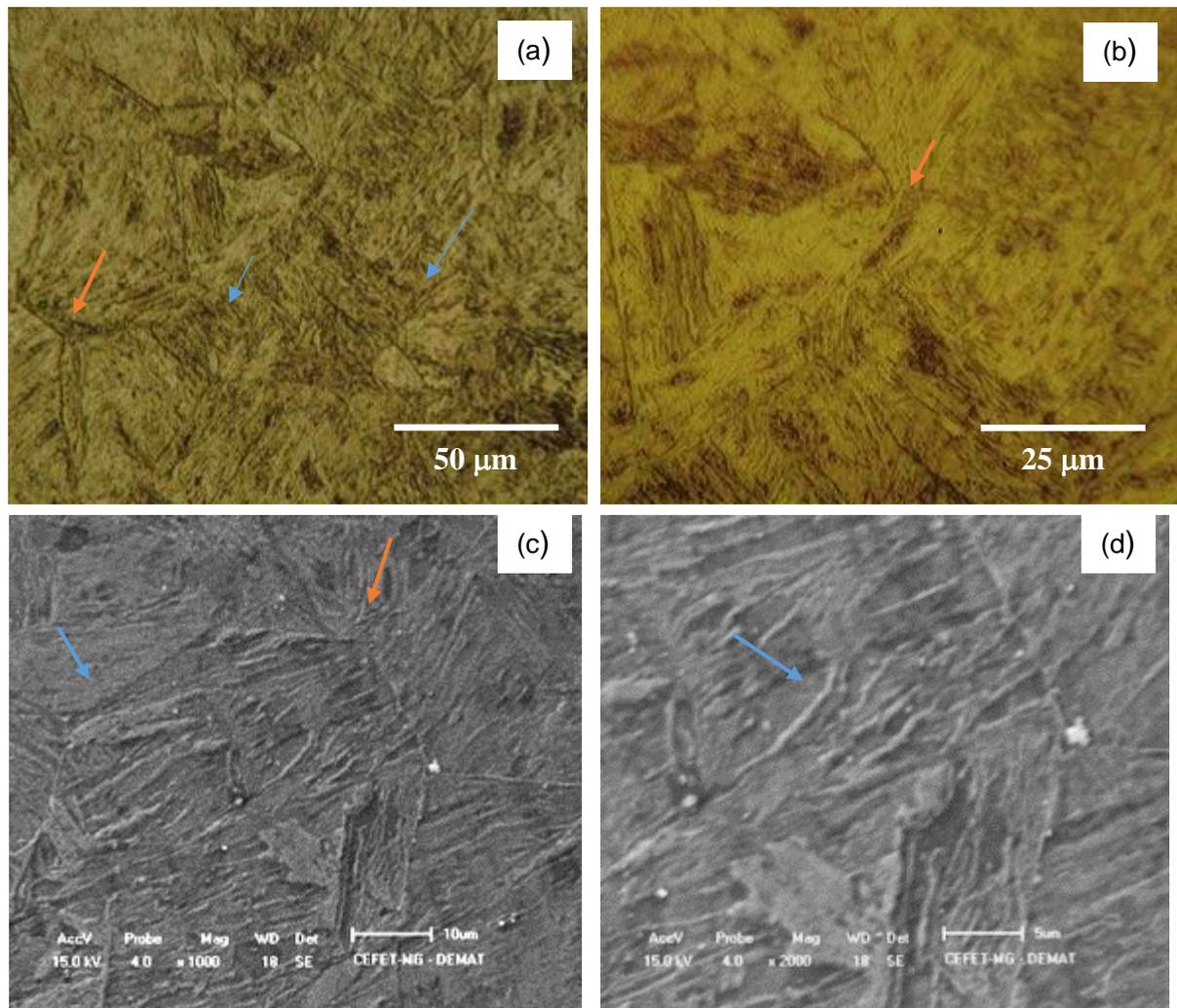
**Figura 24 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 950°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 25 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 1100°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

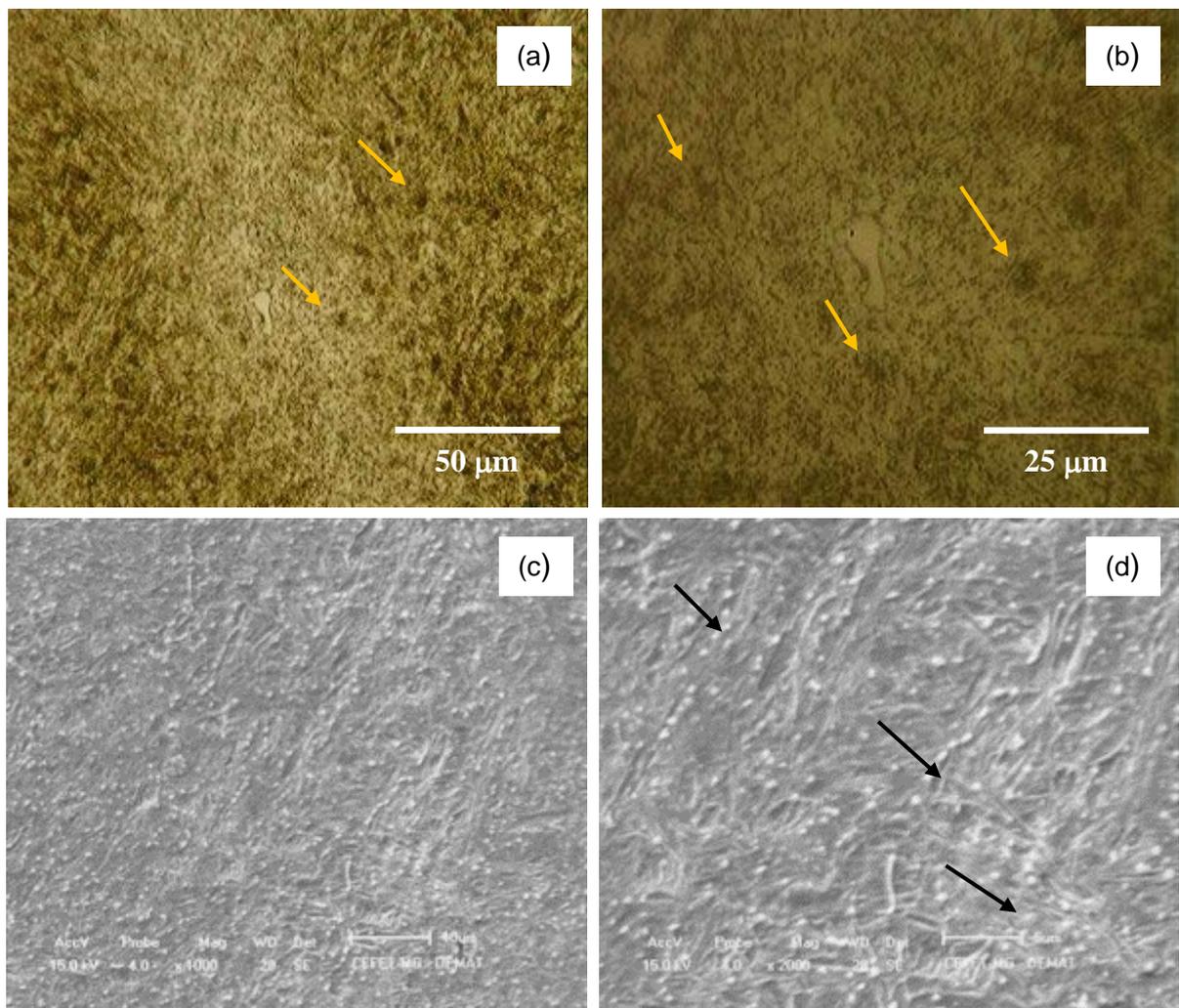
Fonte: Próprio autor.

Na microestrutura do aço H11 temperado a 950°C presente na figura 26, nota-se uma estrutura levemente acicular ao fundo, com a presença de muitos carbonetos dispersos, representados pelas setas pretas e cinzas. Percebe-se também a presença do contorno de grão austenítico anterior (imagens de MEV), muito típico de se ocorrer em ataques químicos de aços ferramentas, mostrado pela seta laranja. Esse excesso de carbonetos presente na microestrutura e ilustrado na figura 24 pelo MEV, é justificado pela temperatura utilizada na têmpera uma vez que, essa temperatura aparentemente não foi elevada o suficiente para promover a dissolução dos mesmos.

Já na figura 25, na microestrutura do aço H11 temperado a 1100°C observa-se pelas setas em azul, a estrutura acicular da martensita de maneira muito mais nítida, também presente de forma muito evidente nas imagens do MEV mostradas pela figura

26. Em relação aos carbonetos, já é possível notar que quase não são vistos na microestrutura e percebe-se um contorno de grão austenítico muito maior. O tamanho do grão austenítico se deve ao aumento da temperatura, uma vez que a maiores temperaturas há uma maior energia vibracional, que favorece o mecanismo difusional para que ocorra o crescimento desses grãos. A quase ausência de carbonetos está relacionada ao fato de que os carbonetos primários foram dissolvidos, ou seja, os elementos de liga e o carbono presente entraram em solução sólida na austenita. Esses resultados corroboram os valores de dureza médio verificados e discutidos no item anterior.

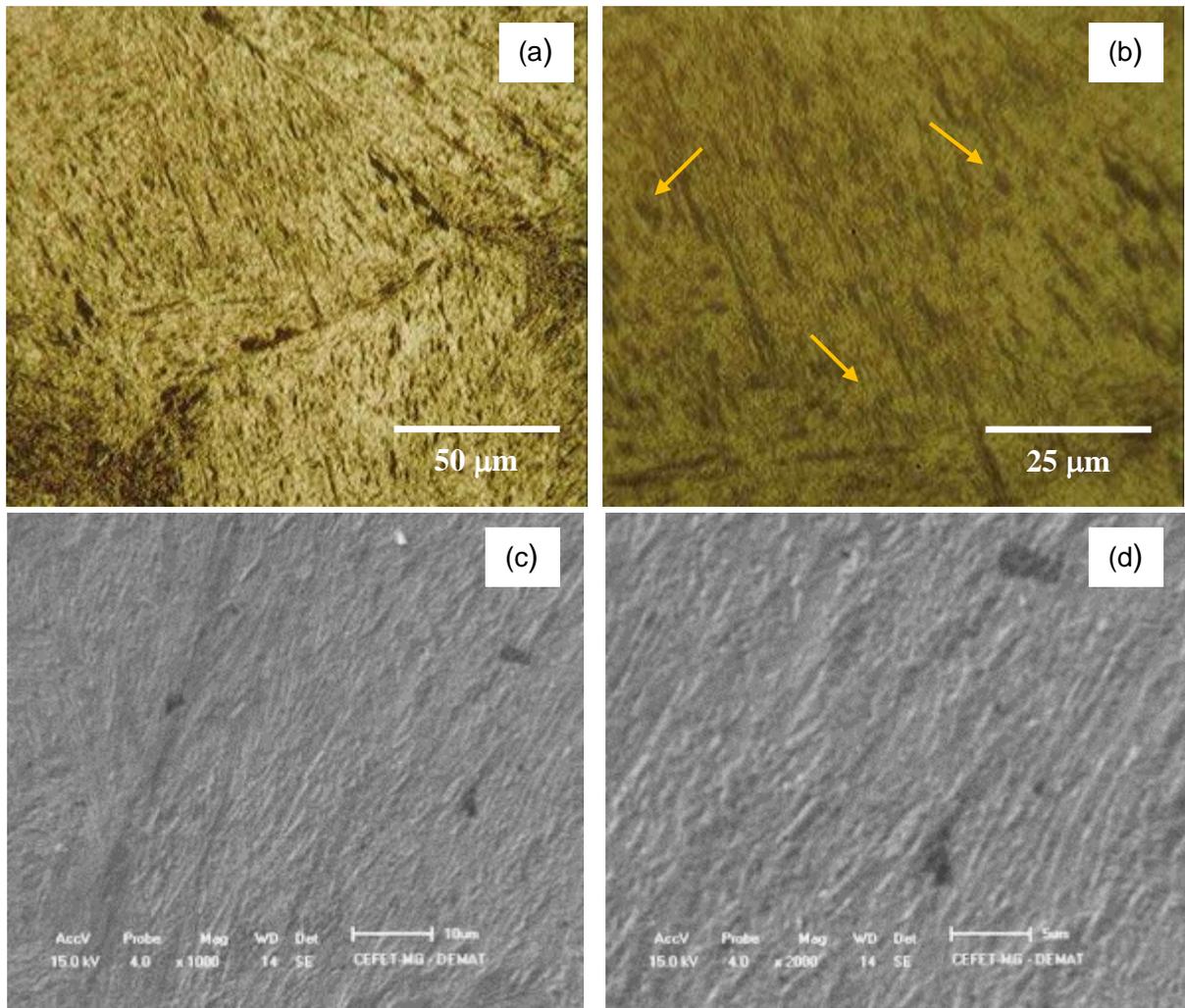
**Figura 26 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 950°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 27 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 1100°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

As microestruturas do aço H13 temperado a 950°C e a 1100°C também apresentam comportamento semelhante ao aço H11, tendo na figura 26 e 27 uma estrutura com a presença de grande quantidade de carbonetos primários dispersos em uma estrutura levemente acicular, muito perceptível na imagem do MEV (setas pretas). Já na Figura 29, a estrutura acicular da martensita também é muito mais nítida do que o que é percebido na figura 28, onde a temperatura de têmpera é menor.

Comparando a têmpera a 950°C e a 1100°C, essa estrutura mais nítida da martensita é observada devido a diferença nas temperaturas do tratamento térmico realizado. Como os dois aços estudados, apresentam cerca de 0,4% de carbono em sua composição, a 950°C a grande quantidade de carboneto presente irá consumir o

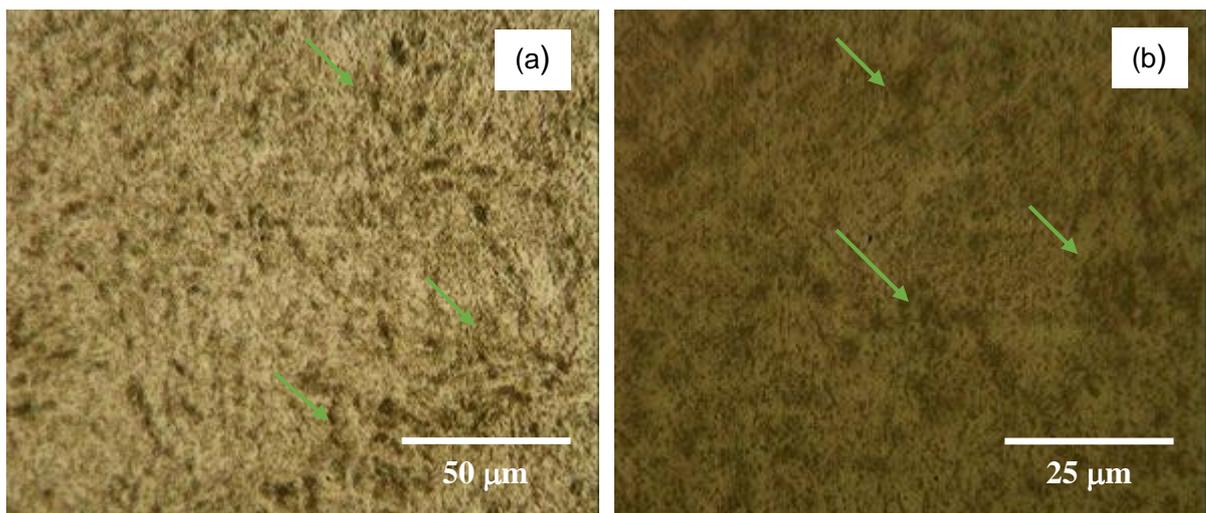
carbono, deixando a austenita com baixo teor de carbono, conseqüentemente, no resfriamento brusco a estrutura martensítica não é vista de forma tão nítida.

Em temperatura de 1100°C, conforme observado nas figuras 27, nota-se pelas setas amarelas, que a temperatura foi alta o suficiente para dissolver os carbonetos primários, deixando os aços com uma austenita rica em carbono o que faz com que durante o resfriamento brusco, a estrutura martensítica formada seja vista de forma mais mista, e não tão fina, deixando-a mais evidente. Ao comparar as imagens do MEV, nota-se que praticamente todos os carbonetos foram dissolvidos devido ao aumento da temperatura de têmpera.

O revenimento em geral acompanha a têmpera, uma vez que é o tratamento que elimina tensões internas, diminui o excesso de dureza causado pela têmpera além de aumentar a ductibilidade e a tenacidade do material (TOTTEN, 2006).

Nas figuras 28 à 31 são mostradas as imagens obtidas por MO dos aços temperados e revenidos a 150°C. Nas análises da microestrutura dos aços que passaram pelo tratamento de revenimento a 150°C não é possível notar grandes modificações visuais (CHIAVERINI, 2005).

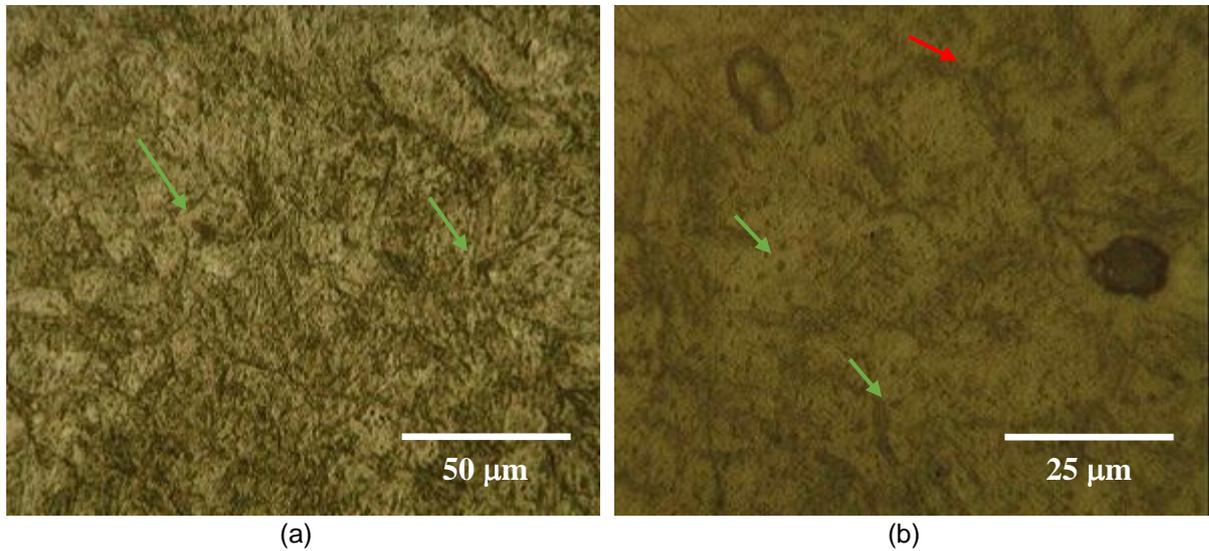
**Figura 28 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 150°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

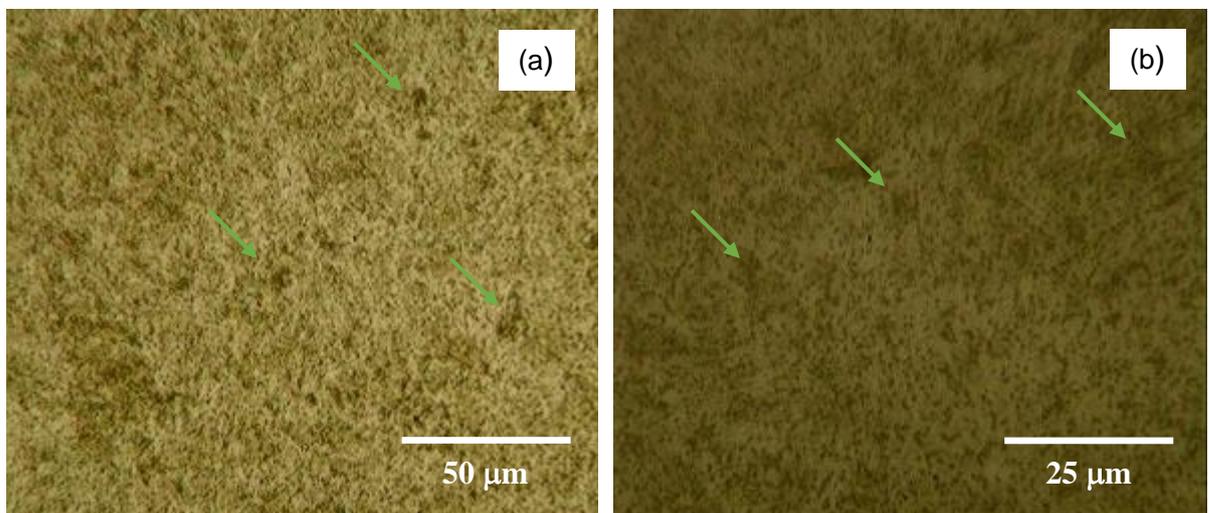
**Figura 29 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 150°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

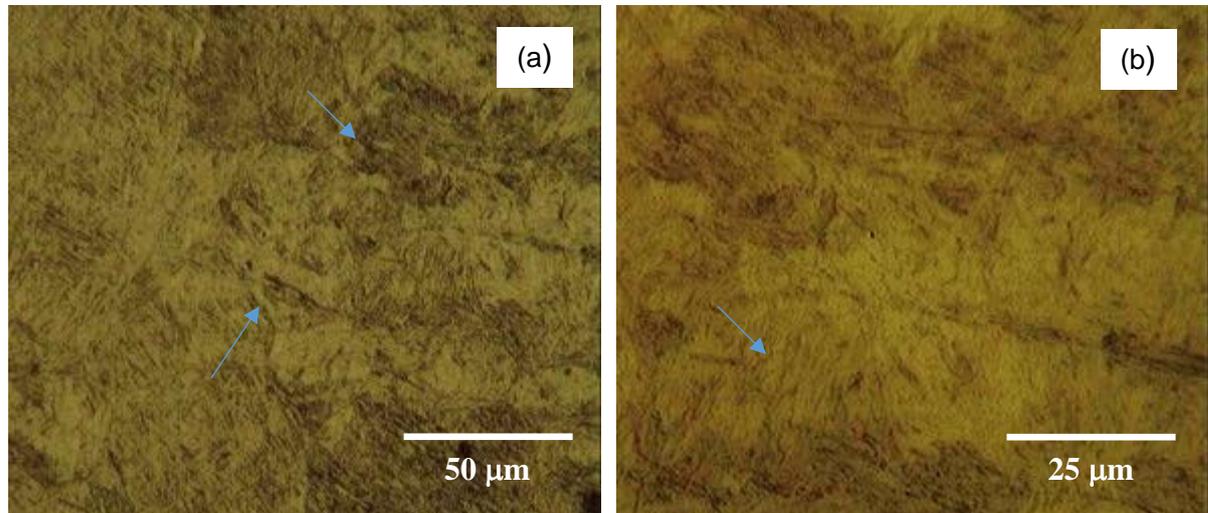
**Figura 30 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 150°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 31 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 150°C**

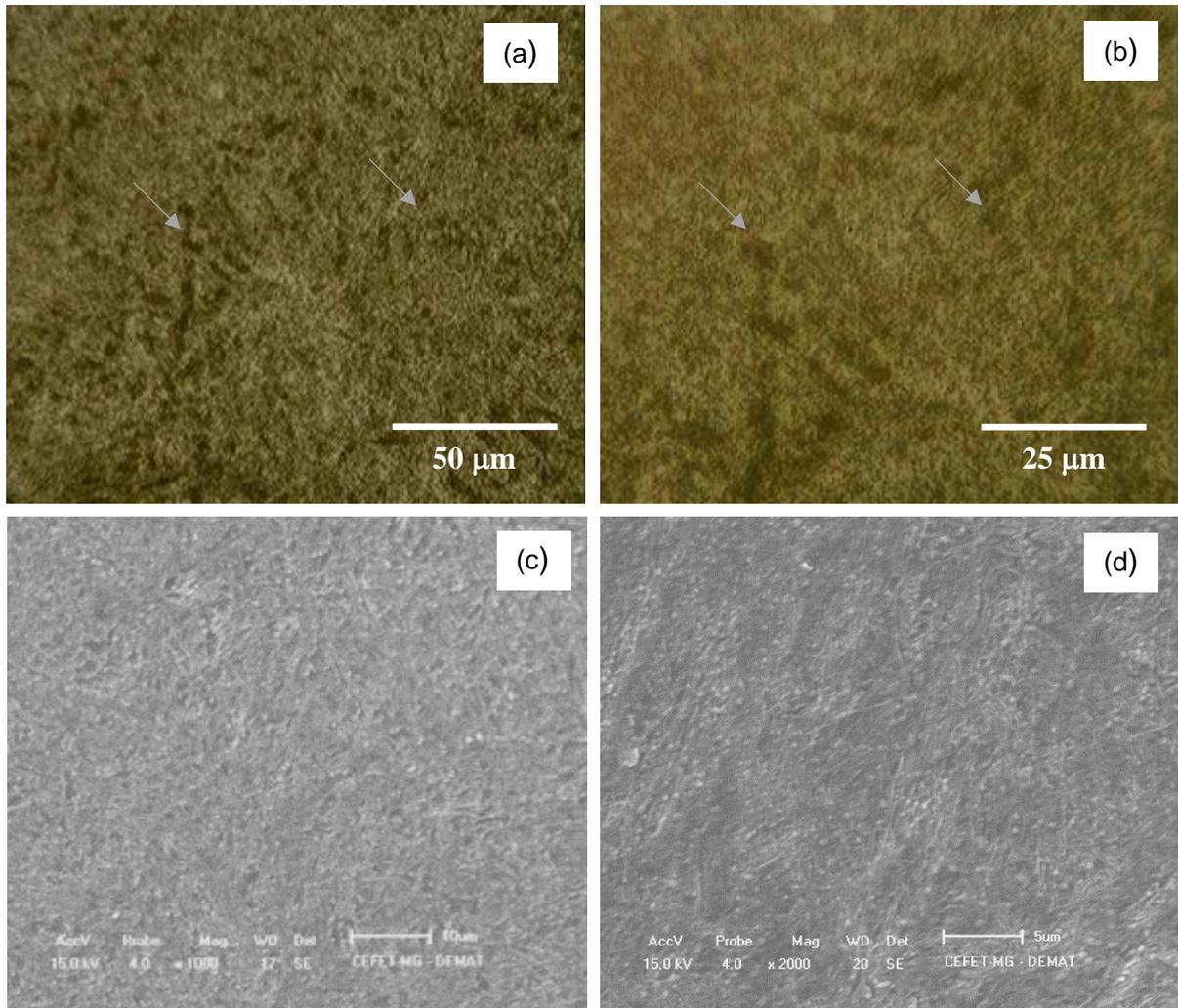


(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

Nas figuras 32 a 35 são apresentados os resultados de micrografia para os materiais revenidos a 300°C. Nessa condição, em ambas as temperaturas de têmpera de 950°C e 1100°C, nota-se uma microestrutura um pouco mais difusa, com contornos menos nítidos. Acredita-se que essas alterações estão relacionadas a transformação da martensita em martensita revenida de uma maneira mais intensa do que a condição de revenimento anterior. Nessa faixa de temperatura de revenimento, há a precipitação de carbonetos de forma discreta e globular, porém esses carbonetos são imperceptíveis ao microscópio ótico e eventualmente ao microscópio eletrônico de varredura (CHIAVERINI, 1986). No revenimento, nessa faixa de temperatura há a dissolução dos carbonetos épsilon e ocorre a precipitação de cemetita (TOTTEN, 2006).

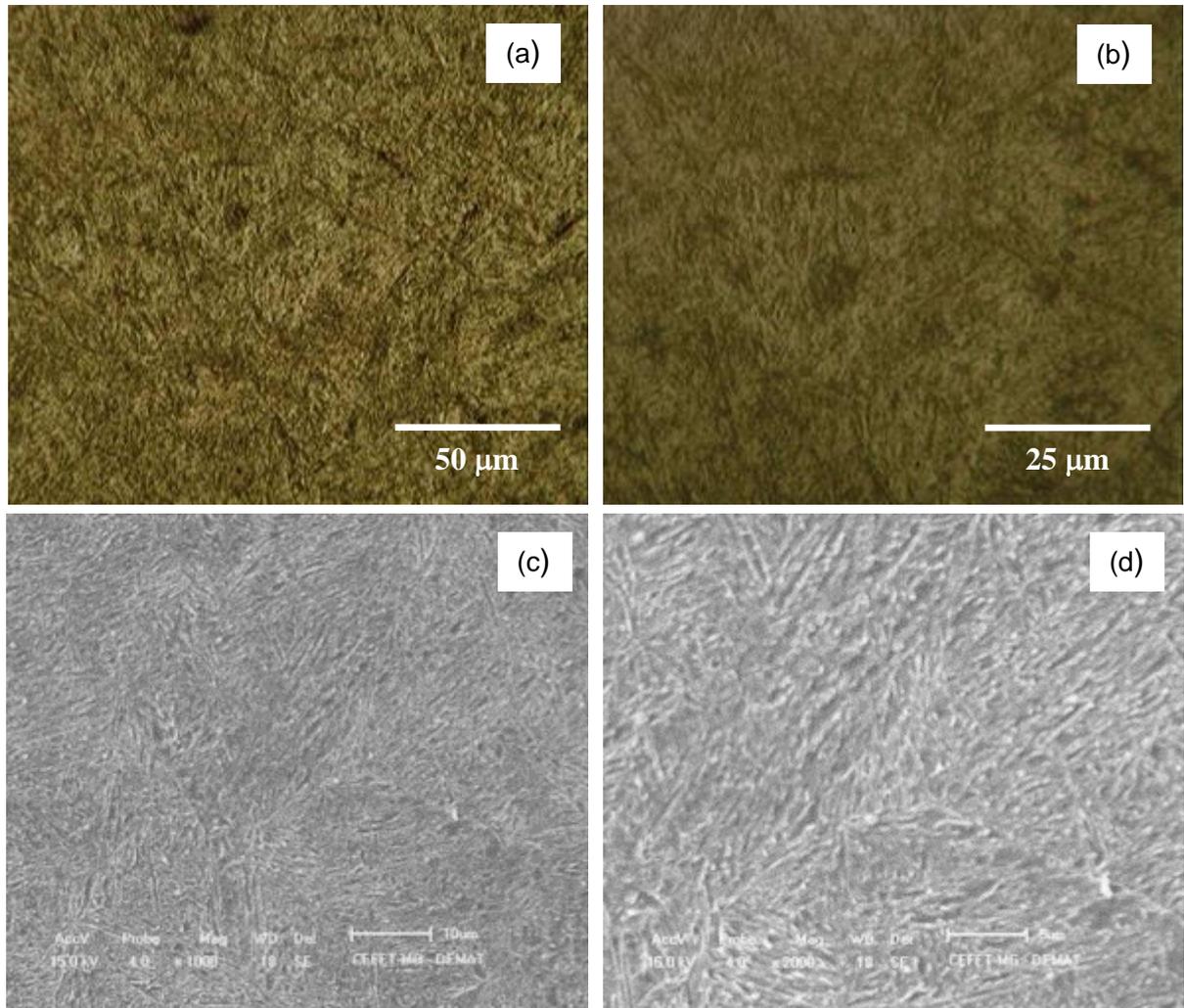
**Figura 32 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 300°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

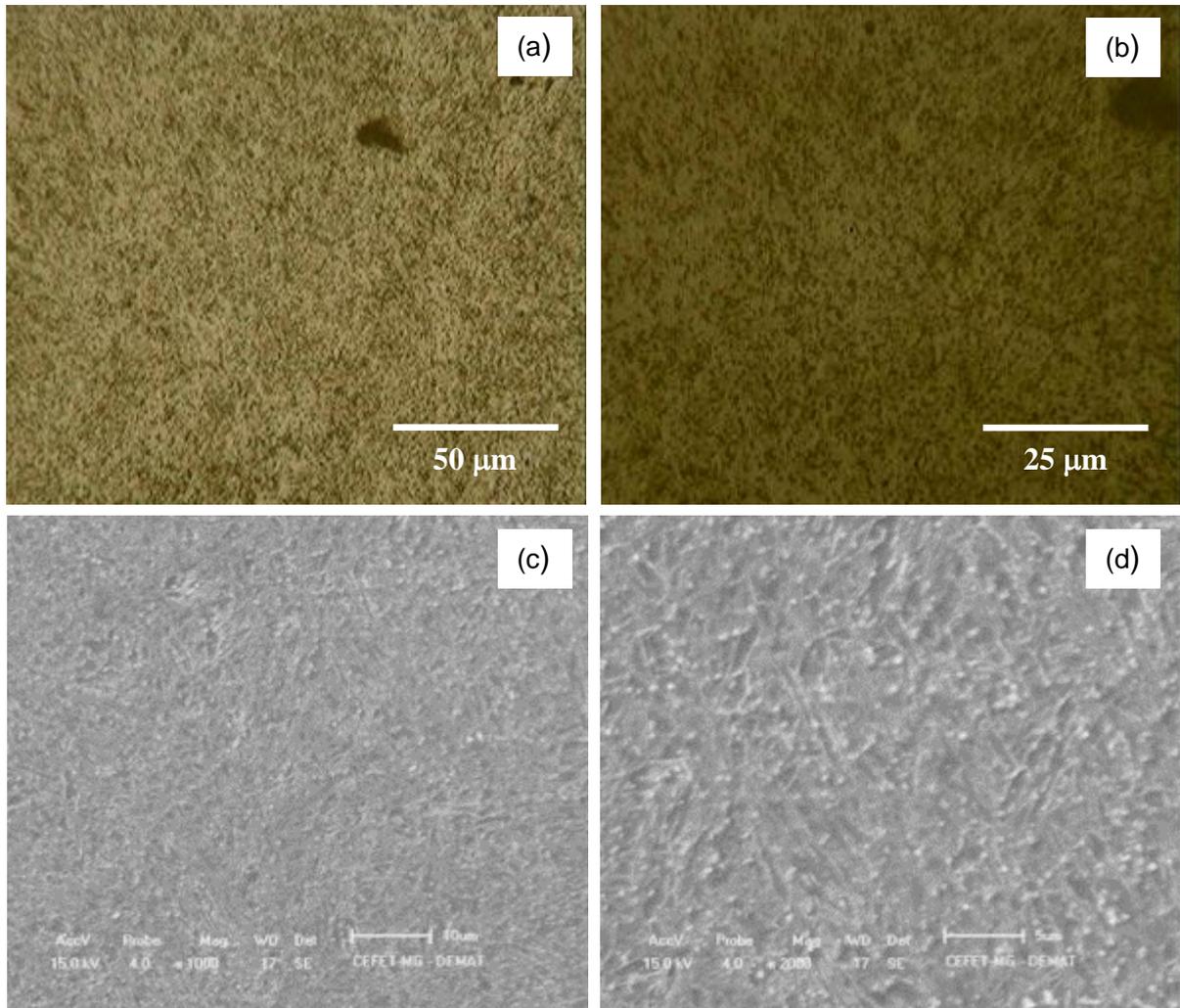
**Figura 33 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 300°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

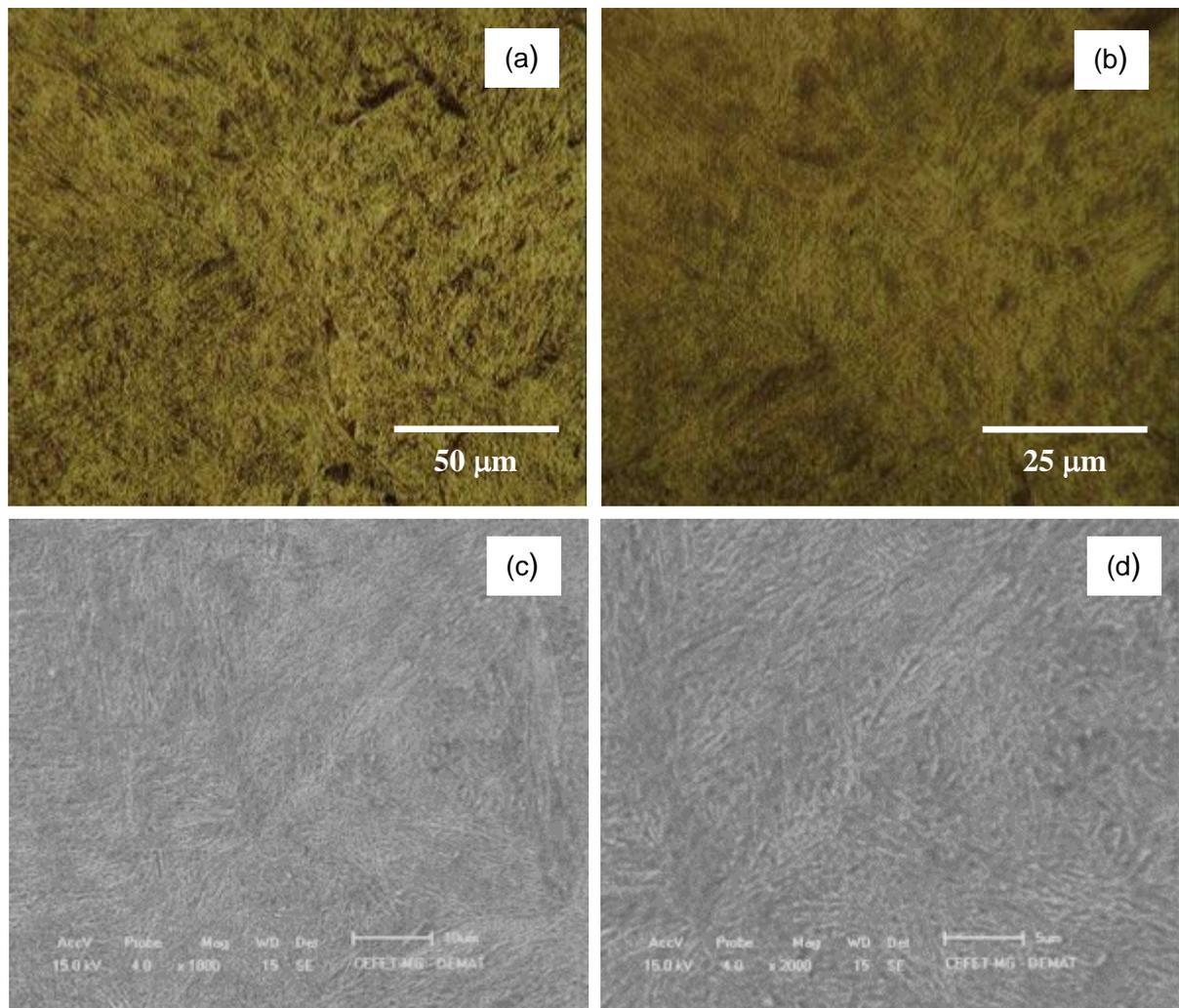
Fonte: Próprio autor.

**Figura 34 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 300°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

**Figura 35 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 300°C**



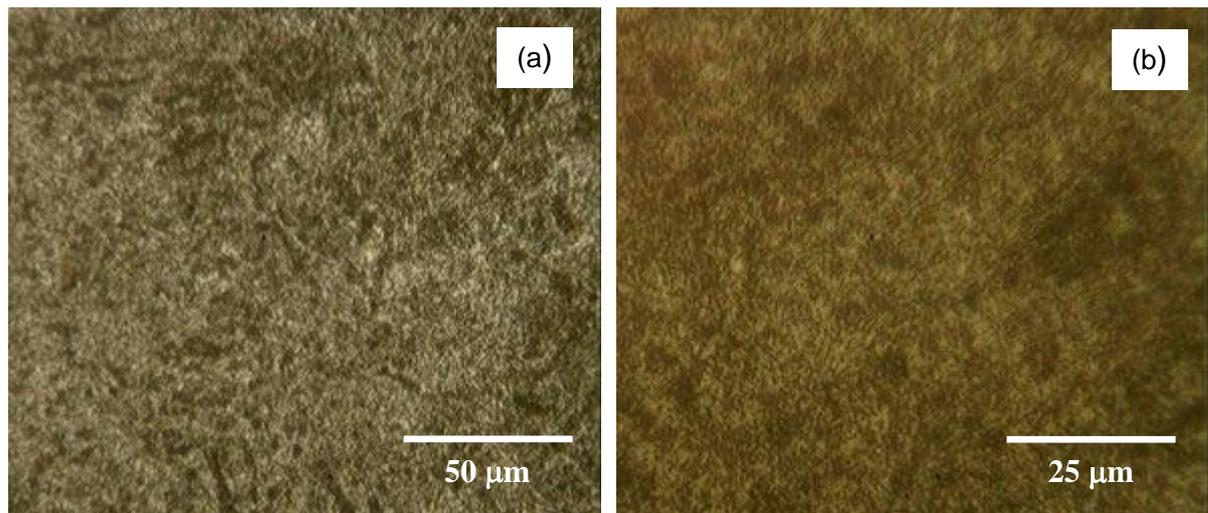
(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

Nas figuras 36 à 43, são apresentadas as estruturas dos materiais revenidos nas temperaturas de 450°C e 500°C. Nessas temperaturas mais elevadas de revenimento ocorrem mais transformações estruturais e mecânicas (CHIAVERINI, 2005). Há o favorecimento de precipitação de carbonetos grosseiros na martensita, resultando em um escurecimento gradativo da microestrutura decorrente da precipitação mais acentuada desses carbonetos que reduzem a concentração de elementos de liga na austenita. A mobilidade difusional dos átomos de elementos de liga é bem menor que a mobilidade dos átomos de carbono, portanto, em temperaturas menores que 400°C não há redistribuição dos elementos de liga na matriz (TOTTEN,

2006). Já a temperaturas acima de 400°C, o endurecimento secundário ocorre pela transformação da martensita em martensita revenida de alta temperatura e permite o movimento difusional dos elementos de liga, levando a formação de carbonetos. Aços ligados ao cromo, como é o caso dos aços em estudo, quando temperados tem a formação de  $M_3C$ , inicialmente, com posterior formação de  $M_7C_3$  e  $M_{23}C_6$ .

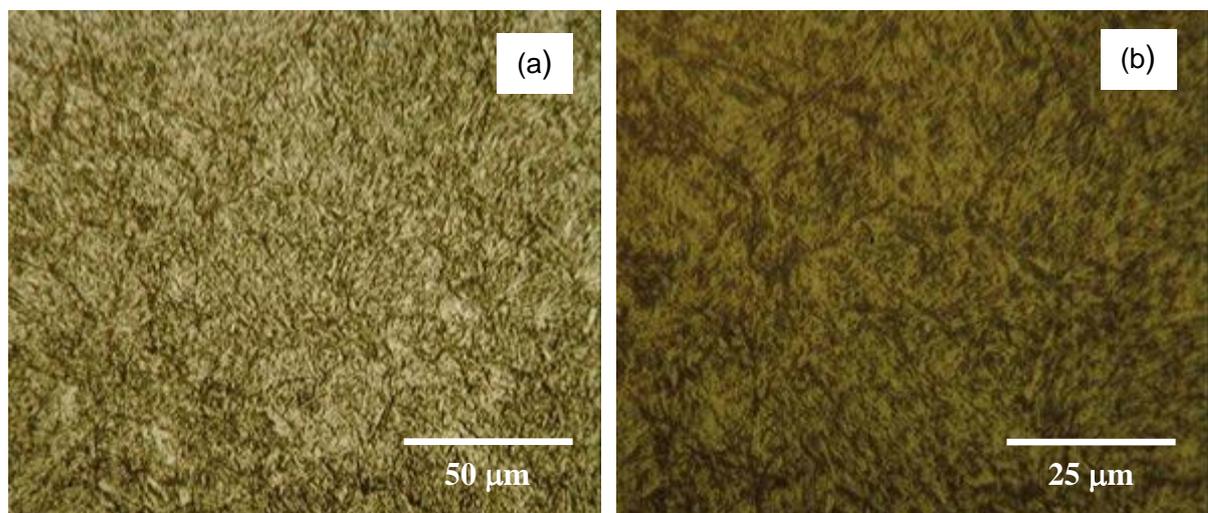
**Figura 36 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 450°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

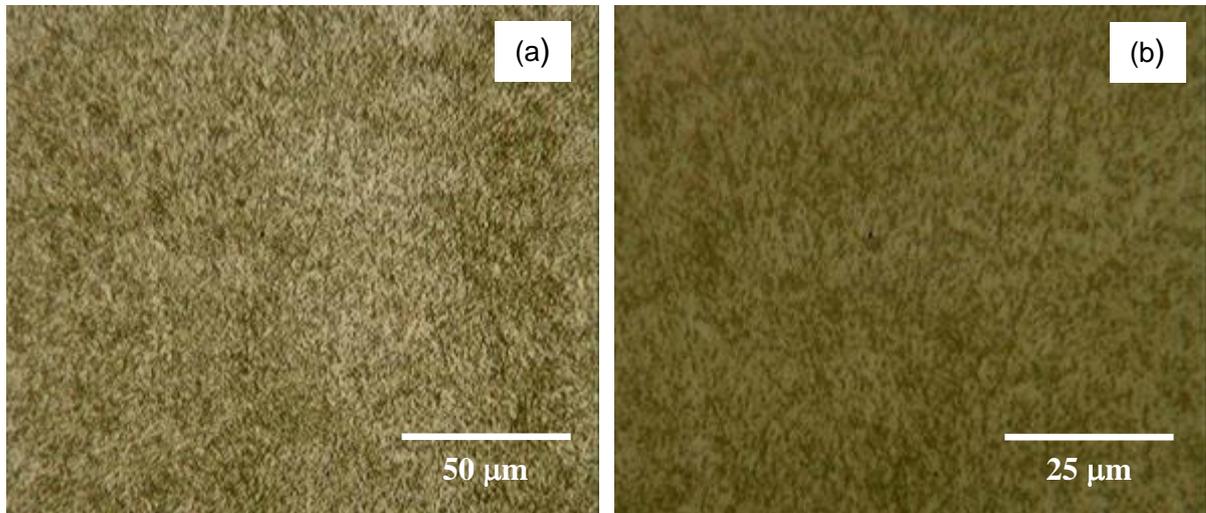
**Figura 37 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 450°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

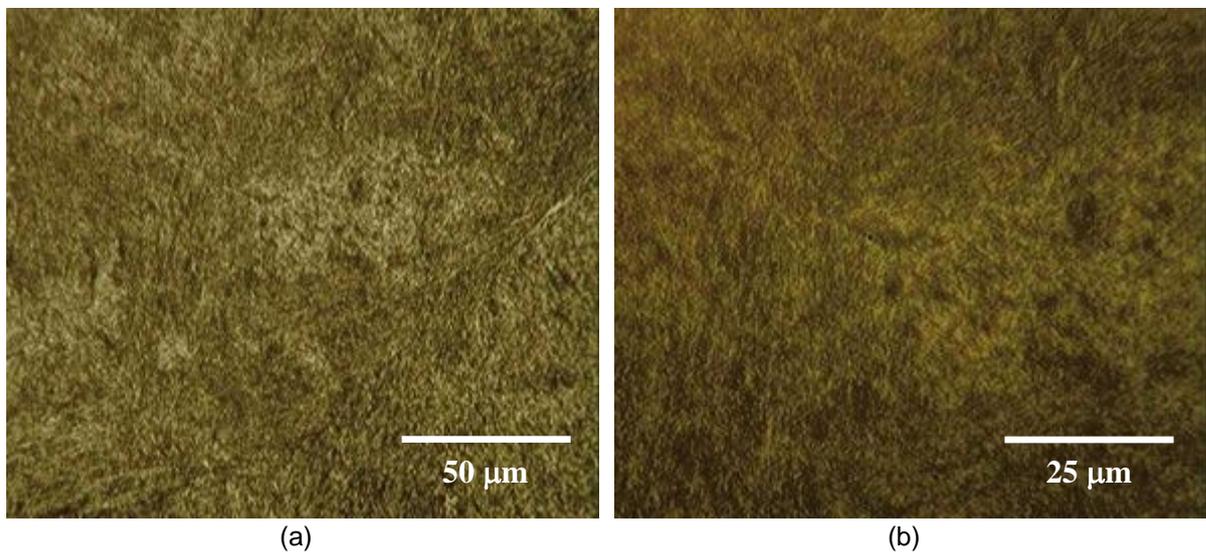
**Figura 38 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 450°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

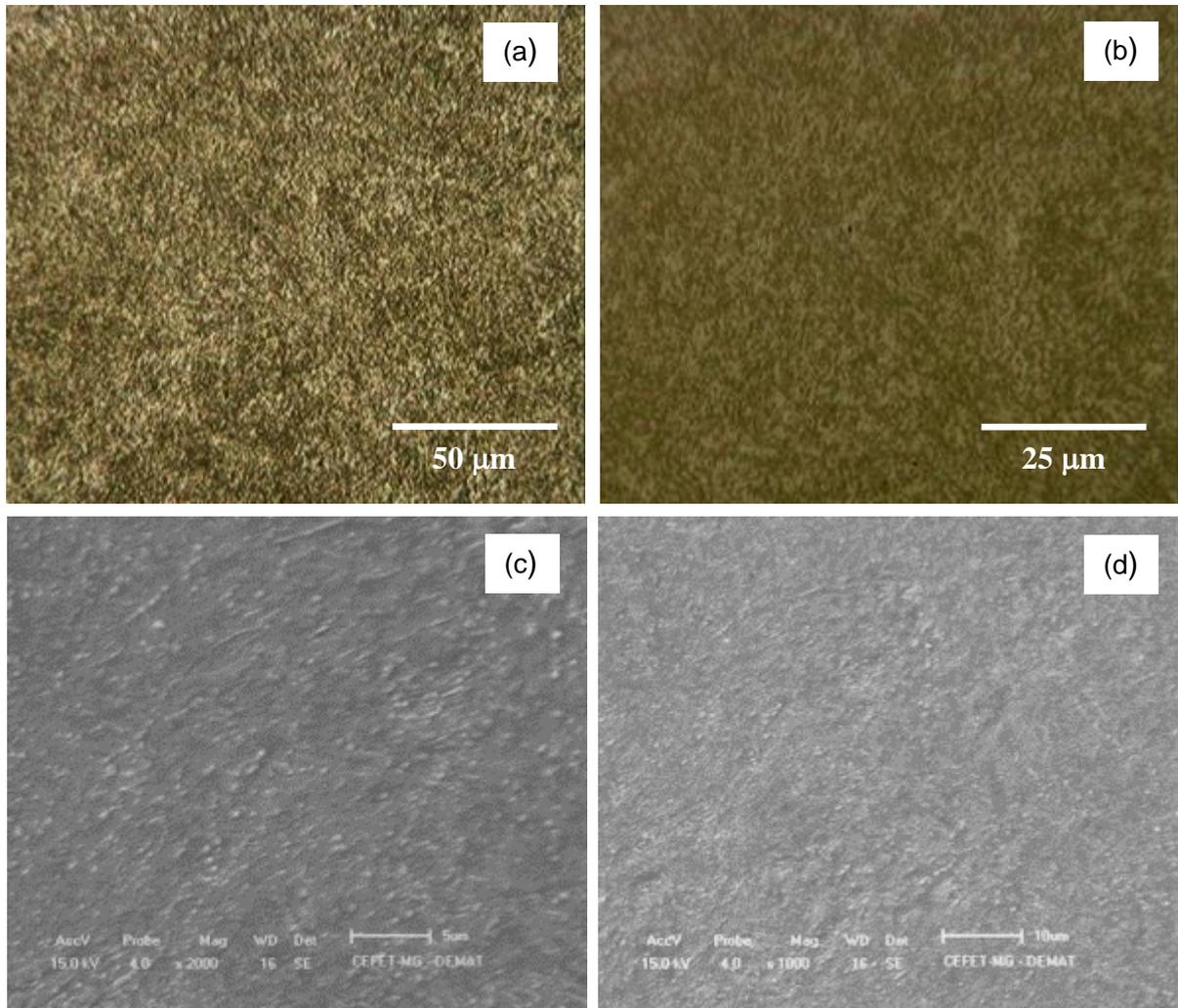
**Figura 39 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 450°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

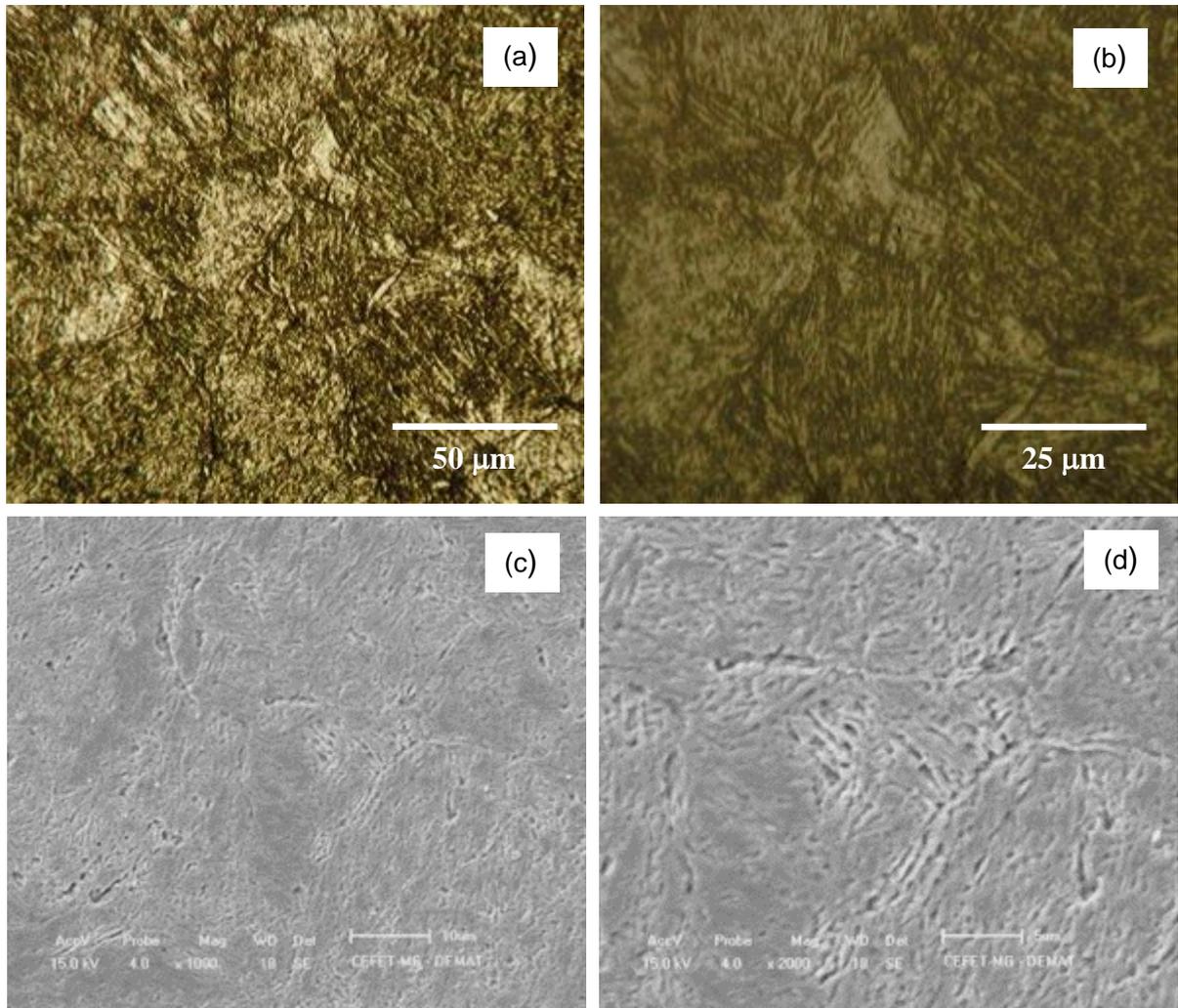
**Figura 40 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 500°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

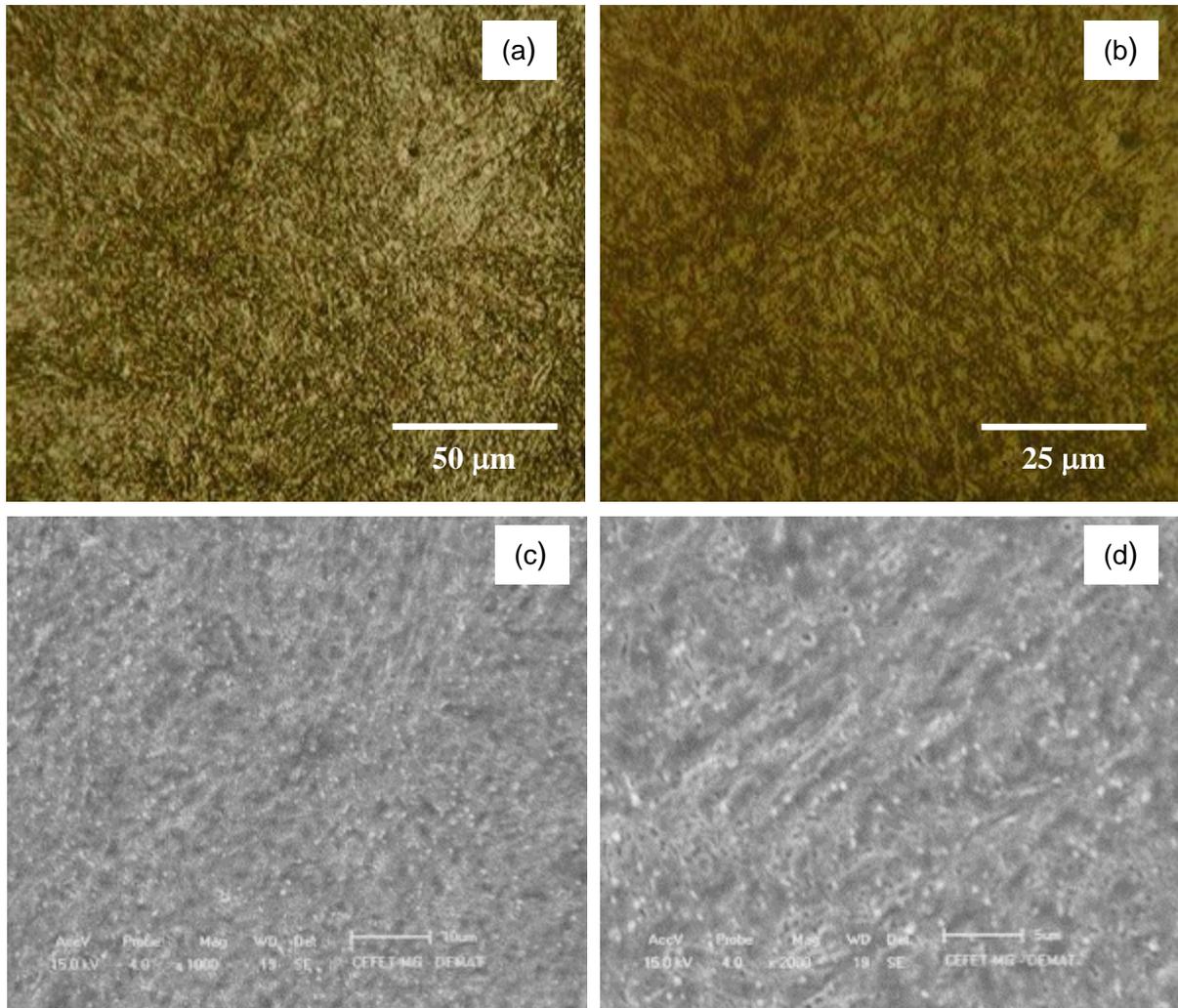
**Figura 41 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 500°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

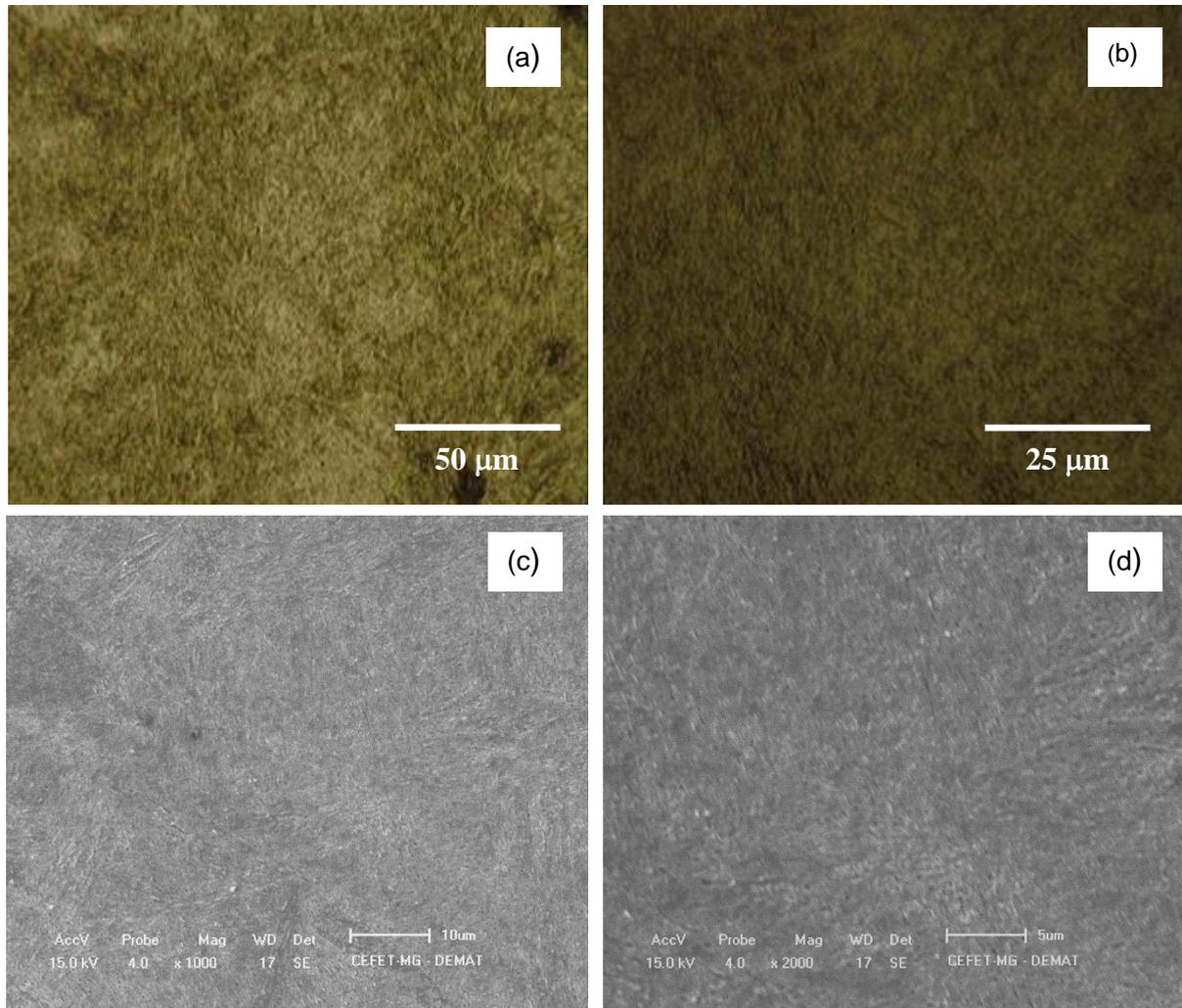
**Figura 42 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 500°C**



(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 43 – Microestrutura (MO) e (MEV) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 500°C**



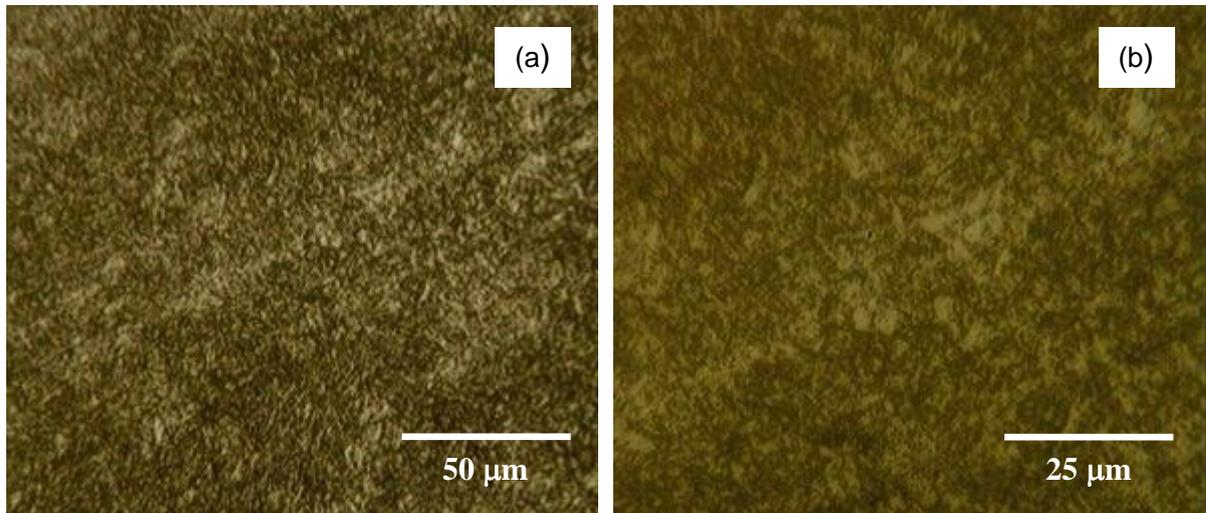
(a) e (b) ampliações distintas do MO e (c) (d) ampliações distintas do MEV.

Fonte: Próprio autor.

As figuras 44 à 51, mostram a micrografia dos aços revenidos nas temperaturas de 550°C e 600°C. Em faixas de temperatura próxima a de 550°C, ainda nota-se a presença de carbonetos na microestrutura dos dois aços estudados no presente trabalho. Conforme discutido anteriormente, o endurecimento secundário causa um pico de dureza nas amostras, o que nos leva a concluir, que os carbonetos de elemento de liga presentes na estrutura são os carbonetos  $Me_{23}C_6$  e  $Me_6C$ , que exibem dureza mais elevada (TOTTEN, 2006).

Por fim, nas têmperas dos aços ferramentas AISI H11 e AISI H13 realizadas em temperaturas de 600°C, há a coalescência de carbonetos.

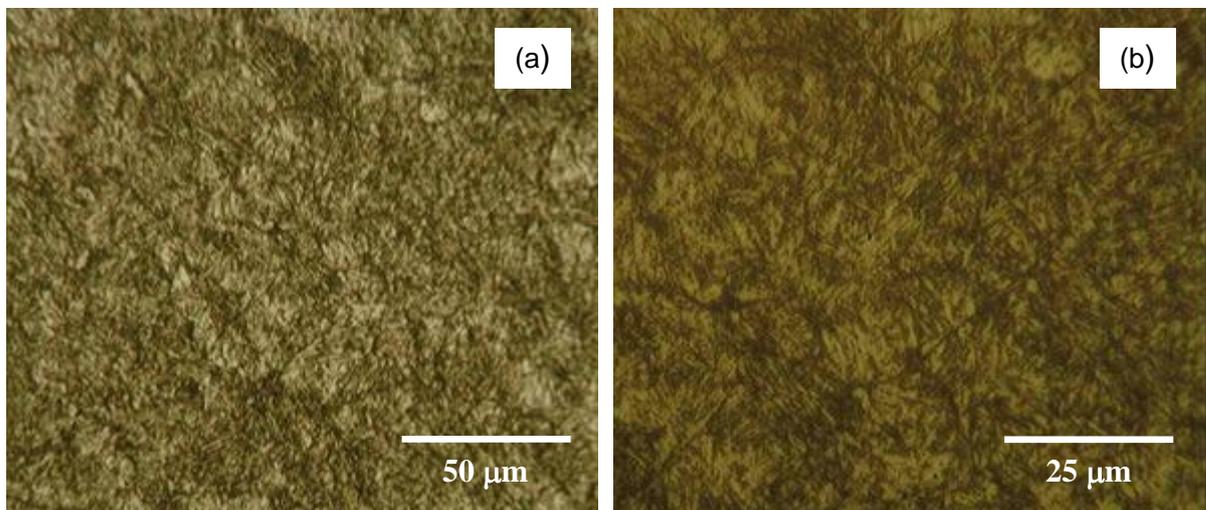
**Figura 44 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 550°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

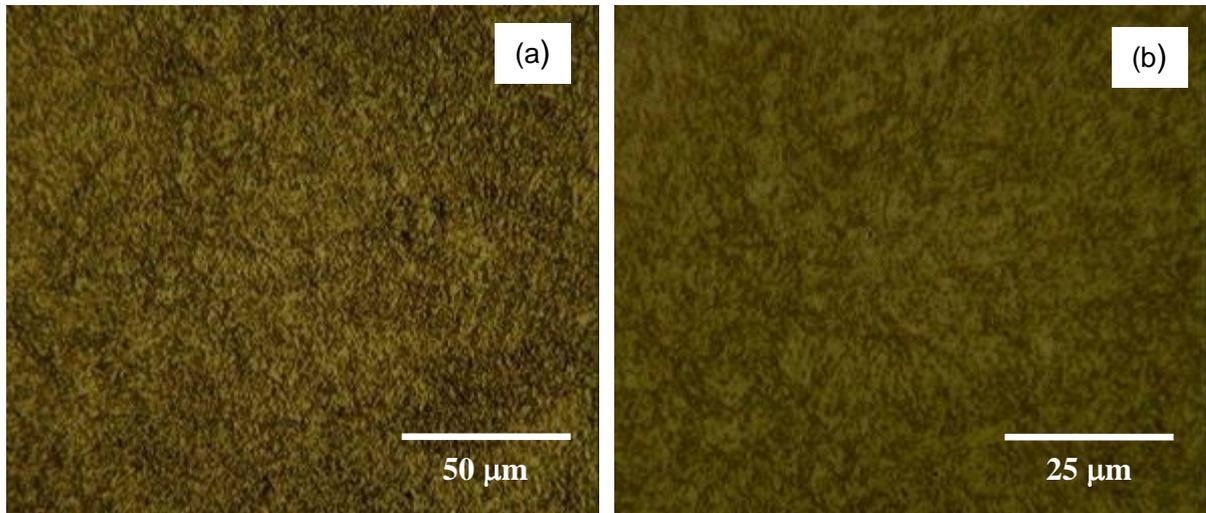
**Figura 45 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 550°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

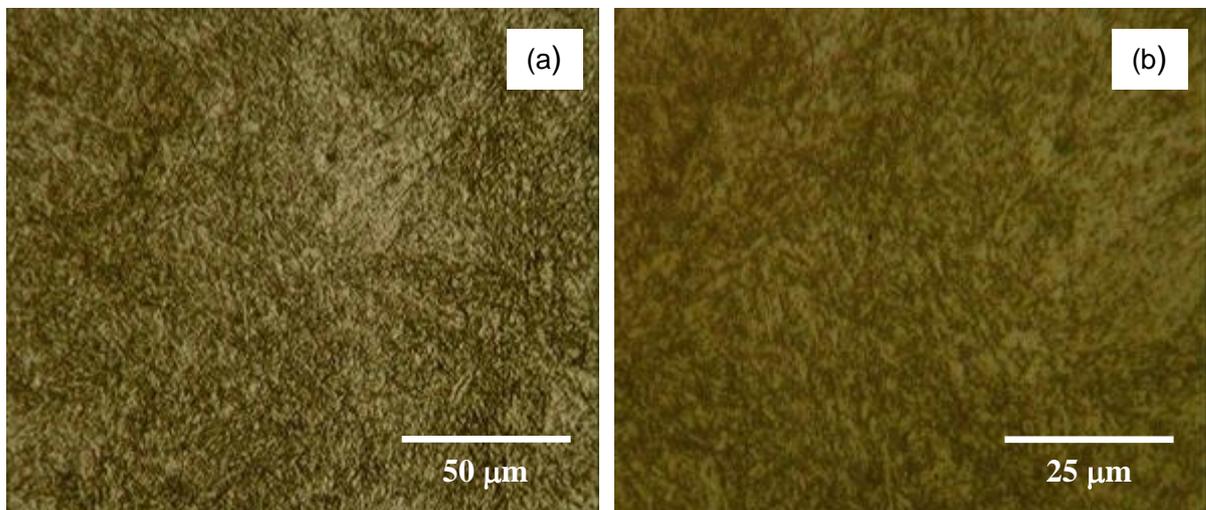
**Figura 46 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 550°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

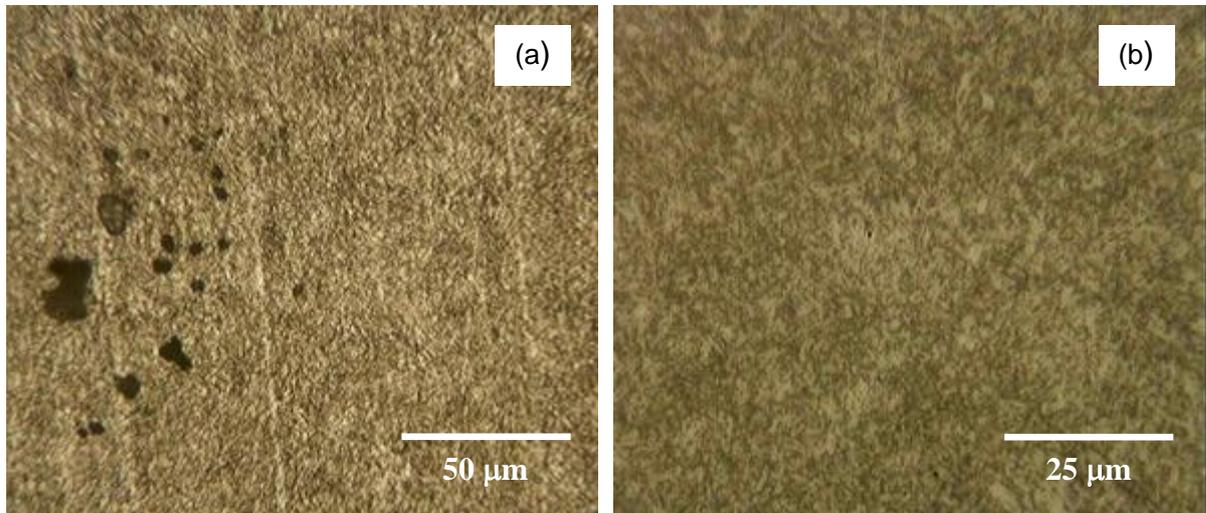
**Figura 47 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 550°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

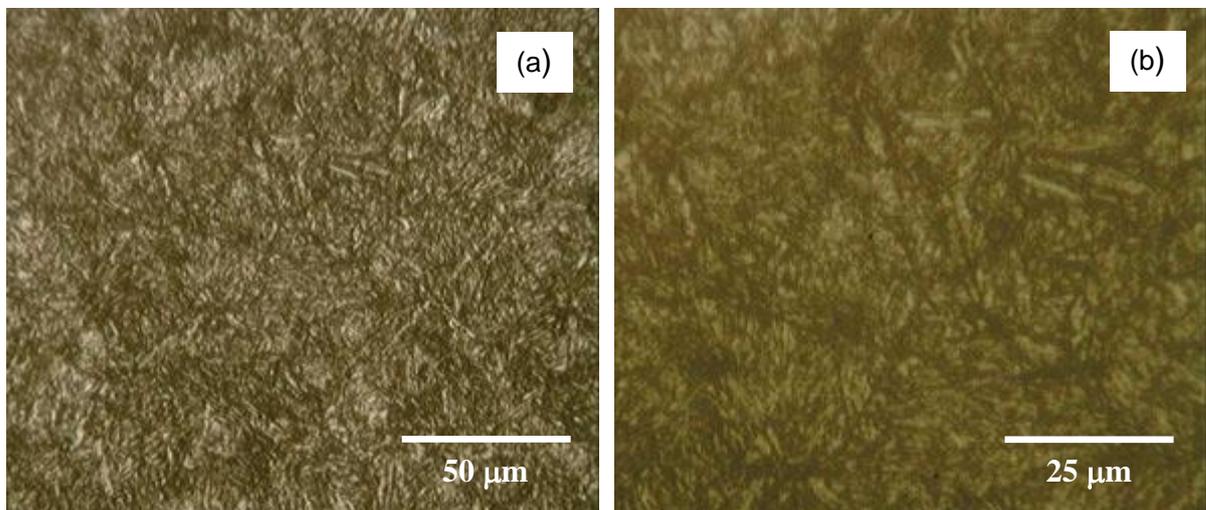
**Figura 48 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 950°C e Revenido a 600°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

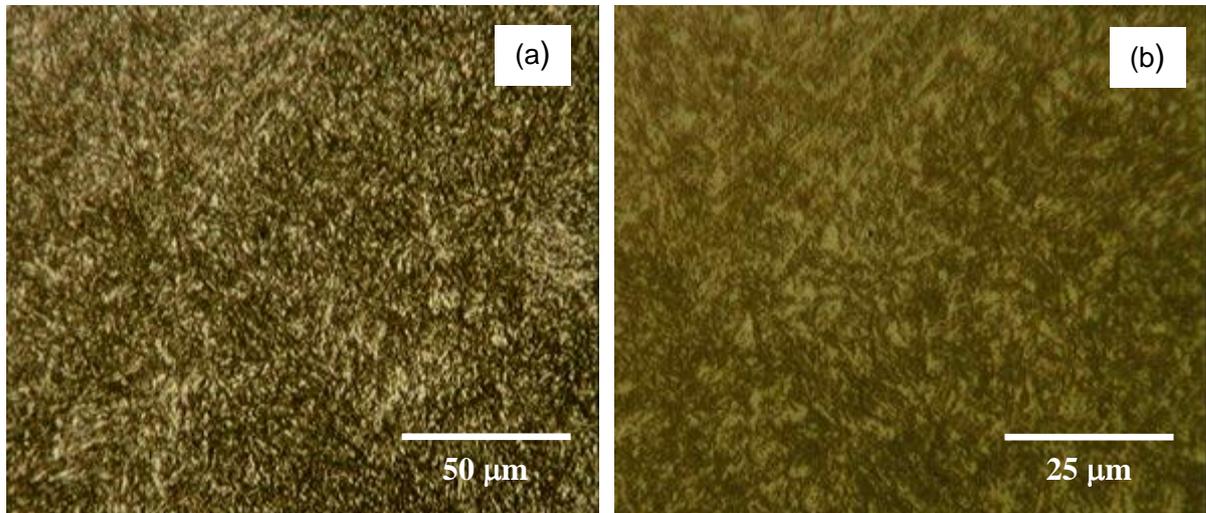
**Figura 49 – Microestrutura (MO) do aço H11 Temperado a 1100°C e Revenido a 600°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

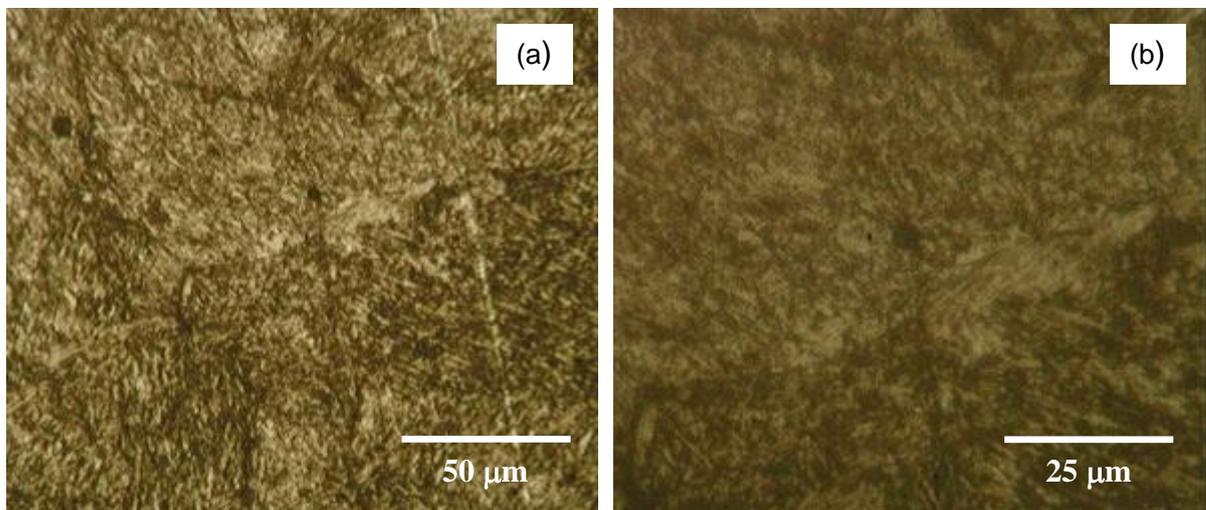
**Figura 50 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 950°C e Revenido a 600°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

**Figura 51 – Microestrutura (MO) do aço H13 Temperado a 1100°C e Revenido a 600°C**



(a) e (b) ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

## 6 CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos ao longo deste trabalho, pode-se destacar as seguintes conclusões a influência da temperatura de tempera e de revenimento nos aços ferramentas AISI H11 e AISI H13 para trabalho a quente.

- A diferença de composição dos aços faz com que eles exibam diferentes valores de dureza quando submetidos aos mesmos ciclos térmicos;
- A elevação na temperatura de aquecimento/austenitização promove um aumento nos valores médios de dureza Rockwell dos aços;
- O tratamento térmico de revenimento, que tem como objetivo reduzir a dureza típica dos aços, não é tão pronunciado para os aços AISI H11 e AISI H13, devido a presença dos elementos de liga;
- A dureza do material sofre a influência do fenômeno de endurecimento secundário em temperaturas de revenimento próximas a 500°C;
- Em temperaturas mais elevadas de revenimento observa-se uma estrutura mais nítida da martensita;
- Quanto maior a temperatura de têmpera, maior o tamanho do contorno de grão austenítico formado.
- Em temperaturas elevadas de revenimento, próxima a 500°C, há a precipitação de carbonetos formadas durante o fenômeno de endurecimento secundário.
- Em temperaturas mais elevadas de revenimento, há a coalescência de carbonetos, ocasionando com uma ligeira queda de dureza.

## REFERÊNCIAS

- A.S. Tetelman and A.J. McEvily, Fracture of Structural Materials, Wiley, New York, 1967
- ASKELAND; PHULÉ. Ciência e Engenharia de Materiais. 3 ed. 2015.
- ASM International. Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels (1995), 2nd Ed.
- ASM International. KRAUSS George - Steels Heat Treatment and Processing Principles (1990).
- ASM International. Metals Handbook Vol.1: Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys (1978), 9th Ed.
- Bahrami, A., Anijdan, S.H. Mousavi, Golozar, M.A., Shamanian, M., & Varahram, N. (2005). Effects of conventional heat treatment on wear resistance of AISI H13 tool steel.(Report). *Wear*, 258(5 6), 846-851
- CALLISTER, W. D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. John Wiley & Sons, Inc., 2007.
- 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.
- GUANGHUA, Yan. et al. **Effects of heat treatment on mechanical properties of H13 steel**. 2010. 3f. Projeto de Pesquisa - Metal Science and Heat Treatment. Springer. 2010.
- KRAUSS, G. Steel: heat treating and processing principles. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1990. 497p.
- KRAUSS, G. Tool steels. Ohio: American Society for Metals - ASM International, 1998. 335p
- MARTINS S.C.S; MARIA G.G.B.; Análise da influência dos parâmetros de processamento térmico nas propriedades e na microestrutura de aços ferramenta para trabalho a quente.
- McAdams, I. (2016). **Improving Shot Sleeve Life Through Selected Surface Heat Treatment of H13 Steel**. *International Journal of Metalcasting*, 10(1), 114-117.
- MESQUITA, R.A.; BARBOSA, C.A.; GONÇALVES, C.S.; KESTENBACH, H.J. **Aços Ferramenta para Trabalho a quente com baixo teor de silício: caracterização e**

**aplicações.** *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, São Paulo, v.4, n.4, p. 7-15, abr.-jun. 2008.

ROBERTS George, KRAUSS George and KENNEDY Richard. ASM International. Tool Steels (1998), 5th Ed.

SILVA, A. L., MEI, P. R., *Aços e Ligas Especiais*, 2. ed. São Paulo, Edgard Blucher, 2006.

SOUKI, I. et al. **Influence of heat treatment on the fracture toughness and crack propagation in 5% Cr martensitic steel.** 2011. 7f. Projeto de Pesquisa – Science Direct – Jarlad. 2011

TOTTEN G.E. *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies* (Taylor 2006).

VAN VLACK, L. H., *Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais*, 4ª. ed. Rio de Janeiro, Campus, 1984.

ZEITUNE, L. H., **Efeito dos parâmetros de têmpera e revenimento na microestrutura e na dureza de um aço ferramenta para trabalho a frio.** Belo Horizonte, 2014.