

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

SUZANNY CRISTINA SOARES MARTINS

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO
TÉRMICO NAS PROPRIEDADES E NA MICROESTRUTURA DE AÇOS
FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE

BELO HORIZONTE

2012

SUZANNY CRISTINA SOARES MARTINS

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO TÉRMICO
NAS PROPRIEDADES E NA MICROESTRUTURA DE AÇOS FERRAMENTA 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

Coorientador: Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2012

SUZANNY CRISTINA SOARES MARTINS

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSAMENTO
TÉRMICO NAS PROPRIEDADES E NA MICROESTRUTURA DE AÇOS
FERRAMENTA 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.

Aprovado em 12/11/2012

BANCA EXAMINADORA

Prof. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof. Wellington Lopes

Prof. Wanderlei Ferreira de Freitas

RESUMO

Aços ferramenta são ligas ferrosas conhecidas por apresentarem elevada dureza e resistência mecânica em condições específicas de aplicação. O que proporciona tais características a esse grupo de metais está diretamente relacionado à sua composição química e aos tratamentos térmicos a que são submetidos. Dentro deste contexto, o objetivo deste trabalho foi analisar a influência dos parâmetros de processamento térmico na propriedade mecânica de dureza subsequente dos aços ferramenta para trabalho a quente AISI H13 e similar ao AISI H11, levando em consideração suas composições químicas e microestruturas apresentadas pós-tratamentos térmicos de têmpera. Foram consideradas diversas condições de processamento, variando-se a temperatura de austenitização, o tempo de encharque na têmpera e o meio de resfriamento utilizado. A partir das micrografias, obtidas através de microscopia ótica e de microscopia eletrônica de varredura, e dos resultados de difração de raios-x, pode-se perceber o efeito dos parâmetros no arranjo microestrutural e, conseqüentemente, na dureza do metal.

Palavras-chave: Aço ferramenta para trabalho a quente. Tratamentos térmicos. Propriedades. Microestrutura.

ABSTRACT

Tool steels are ferrous alloys known to exhibit high hardness and mechanical strength in specific application conditions. In this case, the special behavior of this group of metals is directly related to its chemical composition and the heat treatments to which they are subjected. The aim of this study was to analyze the influence of the heat treatment parameters on the mechanical behavior of the AISI H13 and the AISI H11 hot work tool steels, taking into account their chemical compositions and the microstructures developed in the thermal operation. Several quenching conditions were carried out, considering the austenitizing temperature, soaking time and cooling medium. The results, analyzed through optical and scanning microscopy, x-ray diffraction and hardness tests, showed the influence of heat treatments parameters on the internal arrangement and, consequently, on the hardness of the metal.

Key-words: Hot work tool steel. Heat treatment. Properties. Microstructure.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Fluxograma coma descrição geral do trabalho desenvolvido	32
Figura 2 - Equipamento utilizado para tratamentos térmicos: forno elétrico Magnus	33
Figura 3 - Equipamento utilizado para ensaio mecânico: durômetro <i>IGV</i>	34
Figura 4 - Equipamentos utilizados para análise microestrutural: (a) microscópio óptico <i>Fortel</i> , (b) microscópio eletrônico de varredura <i>Shimadzu</i> e (c) difratômetro <i>Shimadzu</i>	35
Figura 5 - Fotomicrografia do aço H13 material no estado em que foi recebido: (a) MO e (b) MEV	37
Figura 6 - Difratoograma do aço H13: material no estado em que foi recebido	37
Figura 7 - Fotomicrografia do aço H11 material no estado em que foi recebido: (a) MO e (b) MEV	38
Figura 8 - Difratoograma do aço H11: material no estado em que foi recebido	38
Figura 9 - Efeito da temperatura de austenitização e do tempo de encharque na dureza do aço H13	39
Figura 10 - Efeito da temperatura de austenitização e do tempo de encharque na dureza do aço H11	39
Figura 11 - Fotomicrografias do aço H13 temperado em óleo – $T = 1150^{\circ}\text{C}$ e $t = 60$ minutos: (a) MO e (b) MEV	41
Figura 12 - Fotomicrografias por MO do aço H13 temperado em óleo – $T = 1150^{\circ}\text{C}$ e $t = 20$ minutos	42
Figura 13 - Fotomicrografias do aço H13 temperado em óleo – $T = 1050^{\circ}\text{C}$ e $t = 60$ minutos: (a) MO e (b) MEV	42
Figura 14 - Fotomicrografias do aço H13 temperado em óleo – $T = 1050^{\circ}\text{C}$ e $t = 20$ minutos: (a) MO e (b) MEV	42
Figura 15 - Fotomicrografias por MO do aço H13 temperado em óleo – $T = 950^{\circ}\text{C}$ e $t = 60$ minutos	42

Figura 16 - Fotomicrografias do aço H13 temperado em óleo – T = 950°C e t = 20 minutos: (a) MO e (b) MEV	43
Figura 17 - Fotomicrografias do aço H13 temperado ao ar – T = 1150°C e t = 60 minutos: (a) MO e (b) MEV	43
Figura 18 - Fotomicrografias do aço H13 temperado ao ar – T = 1150°C e t = 20 minutos: (a) MO e (b) MEV	43
Figura 19 - Fotomicrografias por MO do aço H13 temperado ao ar – T = 1050°C e t = 60 minutos	43
Figura 20 - Fotomicrografias por MO do aço H13 temperado ao ar – T = 1050°C e t = 20 minutos	44
Figura 21 - Fotomicrografias do aço H13 temperado ao ar – T = 950°C e t = 60 minutos: (a) MO e (b) MEV	44
Figura 22 - Fotomicrografias do aço H13 temperado ar ao – T = 950°C e t = 20 minutos: (a) MO e (b) MEV	44
Figura 23 - Difratoformas do aço H13 temperado em óleo – T = 1150°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	45
Figura 24 - Difratoformas do aço H13 temperado em óleo – T = 1050°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	45
Figura 25 - Difratoformas do aço H13 temperado em óleo – T = 950°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	45
Figura 26 - Difratoformas do aço H13 temperado ao ar – T = 1150°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	46
Figura 27 - Difratoformas do aço H13 temperado ao ar – T = 1050°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	46
Figura 28 - Difratoformas do aço H13 temperado ao ar – T = 950°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	46
Figura 29 - Fotomicrografias do aço H11 temperado em óleo – T = 1150°C e t = 60 minutos: (a) MO e (b) MEV	47
Figura 30 - Fotomicrografias do aço H11 temperado em óleo – T = 1150°C e t = 20 minutos: (a) MO e (b) MEV	47

Figura 31 - Fotomicrografias por MO do aço H11 temperado em óleo – T = 1050°C e t = 60 minutos	48
Figura 32 - Fotomicrografias por MO do aço H11 temperado em óleo – T = 1050°C e t = 20 minutos	48
Figura 33 - Fotomicrografias do aço H11 temperado em óleo – T = 950°C e t = 60 minutos: (a) MO e (b) MEV	48
Figura 34 - Fotomicrografias por MO do aço H11 temperado em óleo – T = 950°C e t = 20 minutos	48
Figura 35 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 1150°C e t = 60 minutos: (a) MO e (b) MEV	49
Figura 36 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 1150°C e t = 20 minutos: (a) MO e (b) MEV	49
Figura 37 - Fotomicrografias por MO do aço H11 temperado ao ar – T = 1050°C e t = 60 minutos	49
Figura 38 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 1050°C e t = 20 minutos: (a) MO e (b) MEV	49
Figura 39 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 950°C e t = 60 minutos: (a) MO e (b) MEV	50
Figura 40 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 950°C e t = 20 minutos: (a) MO e (b) MEV	50
Figura 41 - Difratoogramas do aço H11 temperado em óleo – T = 1150°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	51
Figura 42 - Difratoogramas do aço H11 temperado em óleo – T = 1050°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	51
Figura 43 - Difratoogramas do aço H11 temperado em óleo – T = 950°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	51
Figura 44 - Difratoogramas do aço H11 temperado ao ar – T = 1150°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	52
Figura 45 - Difratoogramas do aço H13 temperado ao ar – T = 1050°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos	52

Figura 46 - Difratoogramas do aço H13 temperado ao ar – $T = 950^{\circ}\text{C}$ (a) $t = 60$ minutos e (b) $t = 20$ minutos

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Classificação AISI dos aços ferramenta	16
Tabela 2 Composição química dos aços ferramenta temperáveis em água (Grupo W)	17
Tabela 3 Composição química dos aços ferramenta resistentes ao choque (Grupo S)	19
Tabela 4 Composição química dos aços ferramenta para trabalho a frio temperáveis em óleo (tipo O)	20
Tabela 5 Composição química dos aços ferramenta para trabalho a frio temperáveis ao ar (tipo A)	20
Tabela 6 Composição química dos aços ferramenta de alto teor de carbono e alto cromo para trabalho a frio (tipo D)	21
Tabela 7 Composição química dos aços rápidos à base de tungstênio (tipo T)	22
Tabela 8 Composição química dos aços rápidos à base de molibdênio (tipo M)	23
Tabela 9 Composição química dos aços para moldes (grupo P)	24
Tabela 10 Composição química dos aços para fins especiais (tipo L)	25
Tabela 11 Composição química dos aços para trabalho a quente tipo A (aços a base de cromo)	27
Tabela 12 Composição química dos aços para trabalho a quente tipo B (aços a base de tungstênio)	28
Tabela 13 Composição química dos aços para trabalho a quente tipo C (aços a base de molibdênio)	28
Tabela 14 Composição química dos aços H13 e H11, utilizados no trabalho, conforme certificado do fornecedor	33
Tabela 15 Composição química dos aços H13 e H11, utilizados no trabalho, conforme técnica por EDX	36
Tabela 16 Dureza Rockwell média dos aços H13 e H11	36

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

C = carboneto

F = ferrita

M = estrutura martensítica

t = tempo de encharque

T = temperatura de austenitização

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
2 OBJETIVOS	14
2.1 Objetivo geral	14
2.2 Objetivos específicos	14
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1 Aços ferramenta	15
<i>3.1.1 Características gerais</i>	<i>15</i>
<i>3.1.2 Grupos de aços ferramenta</i>	<i>16</i>
<i>3.1.2.1 Aços temperáveis em água</i>	<i>17</i>
<i>3.1.2.2 Aços resistentes ao choque</i>	<i>18</i>
<i>3.1.2.3 Aços para trabalho a frio</i>	<i>19</i>
<i>3.1.2.4 Aços rápidos</i>	<i>21</i>
<i>3.1.2.5 Aços para moldes</i>	<i>24</i>
<i>3.1.2.6 Aços para fins especiais</i>	<i>25</i>
<i>3.1.2.7 Aços para trabalho a quente</i>	<i>26</i>
3.1.3 Aços ferramenta para trabalho a quente	26
3.2 Tratamento térmico dos aços ferramenta para trabalho a quente	28
3.3 Trabalho a quente	30
4 MATERIAIS E MÉTODOS	31
4.1 Descrição geral do trabalho desenvolvido	31
4.2 Materiais	32
4.3 Tratamentos Térmicos	33
4.4 Ensaios Mecânicos	33
4.5 Caracterização Microestrutural	34
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	36

5.1 Caracterização dos Materiais	36
5.2 Comportamento Mecânico dos Aços H13 e H11	38
5.3 Influência da temperatura, do tempo e do meio de resfriamento na microestrutura desenvolvida pelo aço H13 pós têmpera	40
5.4 Influência da temperatura, do tempo e do meio de resfriamento na microestrutura desenvolvida pelo aço H11 pós têmpera	47
6 CONCLUSÕES	53
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	54

1 INTRODUÇÃO

A utilização de tratamentos térmicos em materiais metálicos para um aprimoramento em suas propriedades é algo conhecido, mesmo que somente empiricamente, desde a idade média. Estudos a esse respeito evoluíram tornando os tratamentos térmicos cada vez mais aplicáveis e inerentes à obtenção de diversos materiais com propriedades variadas. Hoje, sabe-se que desde o projeto e a escolha de um aço para determinados empregos, até as operações do processo de produção, há muitos fatores interligados ao desempenho do produto final. E para os aços ferramenta esse procedimento térmico apresenta relevância ainda maior.

Os aços ferramentas são uma classe de aços de alta liga projetados para serem utilizados em ferramentas de corte, matrizes, moldes, entre outros. Para que atendam às solicitações severas de serviços a que são submetidos, esses materiais precisam exibir resistência mecânica elevada, alta dureza e permanência dessa característica quando submetidos a trabalhos a quente, considerável resistência ao desgaste, boa tenacidade e adequada resistência ao choque. Essas propriedades mecânicas dos aços ferramentas somente são alcançadas após o tratamento térmico, onde temperaturas e procedimentos adequados de tratamento são imprescindíveis para a obtenção exata dos atributos desejados.

Sendo assim, torna-se interessante uma análise aprimorada dos efeitos das alterações dos diversos parâmetros de tratamentos térmicos em aços ferramenta, tomando por base dois tipos desses aços com composição química próxima, mas dois elementos de ligas com teores diferentes, visando uma comparação dos resultados obtidos e, conseqüentemente, expor que os benefícios de um aço ferramenta, por mais alta qualidade que ele possua, apenas serão aproveitados após um adequado tratamento térmico.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O objetivo geral proposto para este trabalho é a análise da influência das condições de processamento térmico no comportamento mecânico subsequente de aços ferramenta para trabalho a quente.

2.2 Objetivos específicos

Como objetivos específicos, espera-se:

- ✓ Analisar os efeitos de parâmetros diversos dos tratamentos térmicos de têmpera na microestrutura dos aços ferramenta;
- ✓ Avaliar a influência dos parâmetros mencionados na propriedade mecânica de dureza das ligas;
- ✓ Verificar os efeitos da composição química na resposta do aço ferramenta mediante as variações nos parâmetros do tratamento térmico de têmpera.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços ferramenta

3.1.1 *Características gerais*

As primeiras ferramentas confeccionadas pelo homem foram feitas de ferro e aço, materiais que, já naquela época, passavam por um tratamento térmico para ocasionar seu endurecimento. Contudo, a generalização de ferramentas de aço é datada a partir do início do século XX, como consequência de estudos a respeito desse material e pesquisas desenvolvidas sobre suas técnicas de fabricação e suas variações comportamentais de acordo com a adição de elementos de liga (CHIAVERINI, 2005).

Aços para ferramenta constituem uma das bases do desenvolvimento dos processos industriais. Com a Revolução Industrial e sua evolução ao longo do século XIX, houve forte crescimento da busca por materiais cada vez mais resistentes, que suportassem condições mais severas, que fossem utilizados por longos períodos de tempo sob essas solicitações e, ao mesmo tempo, apresentando um melhor desempenho. Dessa forma, foi iniciada uma procura acelerada de materiais para ferramentas (SILVA& MEI, 2010).

Associar de uma maneira eficiente as solicitações de desempenho e as características em uma ferramenta é algo bastante complexo. Até o final da primeira metade do século XX, o desenvolvimento de materiais e aços para ferramentas foi completamente empírico. Atualmente, devido à elevação dos conhecimentos das inter-relações entre características e desempenho, os aspectos de seleção e produção desses materiais já se fazem de forma amplamente científica, principalmente quando se trata do entendimento dos processamentos como fator limitante do desempenho, o que procede em técnicas aprimoradas e com melhor performance (SILVA& MEI, 2010).

Dentre os materiais mais empregados para ferramentas no âmbito industrial, podem ser citados dois principais grupos de aços: os materiais super-duros e os aços ferramenta. As principais diferenças entre esses materiais se referem a suas propriedades de dureza e de tenacidade. Constituindo os materiais super-duros, conforme o próprio nome indica, metais que possuem valor de dureza excepcionalmente elevado, sendo bastante superior à dureza dos aços ferramenta. Essa alta dureza condiciona aos materiais super-duros uma pequena fragilidade. Quando se necessita de velocidade de corte extremamente elevada, os materiais super-duros são mais indicados (COUTINHO, 1992).

Quanto aos aços ferramenta, são assim denominados devido a sua utilização como ferramentas de conformação ou corte de materiais, dentre outras aplicações. Esses aços possuem valores de dureza altos, porém inferiores aos dos super-duros, o que proporciona aos aços ferramenta certo nível de tenacidade. Esses aços possuem teores de elementos de liga de médio a alto e que, além de alta dureza, também é desejável que tenham alta resistência ao desgaste, boa dureza a quente, bem como boa resistência mecânica. Estas e outras características são fundamentais para que ferramentas a base desse material apresentem requisitos que possibilitem realizar as operações a que foram destinadas com precisão e a um custo relativamente baixo (COUTINHO, 1992).

3.1.2 Grupos de aços ferramenta

De acordo com a *American Iron and Steel Institute* (AISI), os aços ferramenta são divididos em sete grupos, nos quais estão presentes 102 diferentes tipos desses aços. A divisão dessa classificação é baseada nas composições químicas desses materiais, em suas aplicações, nos meios de resfriamento para têmpera e também em algumas propriedades específicas, conforme apresentado na tabela 1 (COUTINHO, 1992).

Grupo	Símbolo e Tipo
Aços temperáveis em água	W
Aços resistentes ao choque	S
Aços para trabalho a frio	O – temperáveis em óleo A – de média liga temperáveis ao ar D – de alto carbono e alto cromo
Aços para trabalho a quente	H – (H1 – H19, à base de cromo; H20 – H39, à base de tungstênio; H40 – H59, à base de molibdênio)
Aços rápidos	T – à base de tungstênio M – à base de molibdênio
Aços para moldes	P – (P1 – P19), de baixo carbono; P20 – P39, outros tipos)
Aços para fins especiais	L – de baixa liga F – carbono-tungstênio

Fonte: COUTINHO, 1992, p. 258

3.1.2.1 Aços temperáveis em água

Os materiais que pertencem à classe de aços temperáveis em água possuem simbologia W, que deriva do inglês *water*, sendo, portanto, aços que sofrem têmpera em água ou em salmoura (cerca de 10% de NaCl em água). Constituem uma família com teor de carbono variando de baixo a médio e elementos de liga em quantidade limitada a pequenos teores de cromo, que serve para aumentar a temperabilidade, e de vanádio, que possibilita obtenção de grãos mais finos contribuindo para o aumento da tenacidade do material (RAUTER, 1974). A constituição química de alguns aços desse grupo é apresentada na tabela 2, sendo que todos os aços listados, além dos elementos químicos relatados, têm ainda 0,10% - 0,40% Mn; 0,10% - 0,40% Si; 0,20% Ni máx.; 0,10% Mo máx; 0,15% W máx (COUTINHO, 1992).

Tabela 2 Composição química dos aços ferramenta temperáveis em água (Grupo W)

Tipo AISI	Composição, %		
	C	Cr	V
W1	0,7-1,50	0,15*	0,10*
W2	0,85-1,50	0,15*	0,25
W5	1,05	0,50	0,10*

* máximo

Fonte: COUTINHO, 1992

O cromo, ao ser adicionado para a obtenção dos aços W, se dissolve na cementita, formando a cementita ligada $(Fe, Cr)_3C$ com baixa estabilidade. Com a austenitização, o carboneto anteriormente formado, se dissolve e a austenita recebe o cromo em solução, tornando o aço mais temperável. Já o vanádio forma um carboneto mais estável ao se ligar à cementita e, durante a austenitização, o crescimento de grão austenítico é inibido pelas partículas de cementita com vanádio. Todavia, a presença do vanádio reduz a temperabilidade do aço, pois seus carbonetos desenvolvidos acabam funcionando como sítio nucleantes para a perlita. Sendo assim, a importância do vanádio encontra-se na têmpera, onde se obtém uma martensita com estrutura mais fina em decorrência da inibição do crescimento de grão austenítico e, dessa forma, proporcionando maior tenacidade ao metal (COUTINHO, 1992).

Dentre o grupo dos aços ferramenta, a classe W é a que apresenta menor custo, por possuir os menores teores de elementos de liga e, conseqüentemente, são aços de baixa temperabilidade. Esses aços são completamente temperados quando resfriados em água, mas mesmo assim, só se consegue a obtenção da martensita na camada externa da peça (com

exceção de peças muito finas), sendo que em seu interior apresentará uma estrutura mais macia (do tipo perlita). Essa configuração de martensita na camada externa e perlita em seu interior é útil e confere às ferramentas formadas desse material boa resistência ao desgaste com um núcleo apresentado maior tenacidade (COUTINHO, 1992).

O que controla a característica de boa resistência ao desgaste nesses aços é o teor de carbono contido em suas ligas. Quanto maior o teor de carbono, maior a dureza da martensita obtida e também maior resistência ao desgaste, entretanto, com tenacidade menor (COUTINHO, 1992).

3.1.2.2 Aços resistentes ao choque

Aços do grupo S foram inicialmente estudados para sua utilização em molas, sendo, por isso, metais com alta resistência à fadiga e choques mecânicos provenientes de esforços dinâmicos repetitivos. São vastamente empregados em talhadeiras, folhas de tesoura, e contra-rebites (COUTINHO, 1992; RAUTER 1974).

Nesses aços a principal propriedade é a tenacidade, e esta é obtida mantendo-se o teor de carbono mais baixo que o das outras classes de aços ferramenta, ficando em torno de 0,50%, conforme exibido na tabela 3 (COUTINHO, 1992). Devido ao baixo teor de carbono, a dureza de trabalho também se torna inferior ao restante do grupo. Como uma forma de aumentar a resistência ao desgaste desse material, alguns elementos de liga estão presentes, como o cromo, molibdênio e tungstênio, que formam carbonetos, além de silício e manganês. Esses aços também possuem temperabilidade moderada, mas que pode ser aumentada com maior teor de cromo ou molibdênio presente em sua liga (RAUTER, 1974). A presença dos elementos de liga citados eleva significativamente a temperatura eutetóide desses aços, o que implica em maiores temperaturas de austenitização (COUTINHO, 1992).

Os aços resistentes ao choque são aços de baixa liga e, em sua condição recozida, possuem microestrutura formada de ferrita e cementita. “Os elementos molibdênio e tungstênio se dissolvem bem na cementita” (COUTINHO, 1992). Já o cromo, apesar de também se dissolver na cementita, tem sua maior parte dissolvida na ferrita. Do mesmo modo, o silício também é encontrado em sua maioria dissolvido na ferrita. O silício, devido ao seu forte efeito grafitizante, tende a decompor a cementita, no entanto isso é compensado pelo baixo teor de carbono encontrado nesses aços e também pela presença do cromo e do molibdênio, que são fortes estabilizadores de carbonetos e reduzem a probabilidade da fragilização (COUTINHO, 1992).

Tabela 3 Composição química dos aços ferramenta resistentes ao choque (Grupo S)

Tipo AISI	Composição, %				
	C	Si	Cr	Mo	Outros
S1	0,50	0,15-1,20	1,40	0,50*	2,50 W
S2	0,50	1,00	-	0,45	0,50 V* 0,30 Ni*
S5	0,55	2,00	0,35*	0,40	0,35 V* 0,80 Mn
S6	0,45	2,25	1,35	0,40	1,40 Mn
S7	0,50	-	3,25	1,40	-

* máximo

Fonte: COUTINHO, 1992

3.1.2.3 Aços para trabalho a frio

Esses aços são empregados frequentemente na obtenção de ferramentas para trabalho a frio cujas condições requerem alta resistência ao desgaste e boa tenacidade. São materiais que apresentam menor tendência a distorções e trincas na têmpera, sendo por isso, algumas vezes chamados de aços indeformáveis (COUTINHO, 1992).

Aços para trabalho a frio incluem três classes de aços: O, A e D. Todo o grupo contém alto teor de carbono, que confere maior dureza e uma maior resistência ao desgaste quando submetidos a condições de trabalho a frio. O que difere as classes são os teores e os tipos dos elementos de liga, que afetam a temperabilidade do aço e a distribuição dos carbonetos incorporados na microestrutura do material endurecido (KRAUSS, 1990).

A classe O é constituída de aços que adquirem elevada dureza após a têmpera, possui alto teor de carbono (0,90% – 1,45%) e baixos teores de tungstênio, manganês, cromo e molibdênio, como visto na tabela 4 (COUTINHO, 1992). São esses elementos de liga que aumentam a temperabilidade, permitindo têmpera em óleo com menor distorção quando comparados aos aços do grupo W. A temperabilidade desses aços é principalmente obtida pelo teor de manganês (aproximadamente 1,2%) juntamente com a presença do cromo e do tungstênio que impedem o crescimento de grão. A redução de distorções é resultante da característica de baixa temperatura de austenitização necessária para esses aços, que, associada à sua alta temperabilidade, também permite a obtenção de peças com ausência de trincas (COUTINHO, 1992; SILVA& MEI, 2010).

Tabela 4 Composição química dos aços ferramenta para trabalho a frio temperáveis em óleo (tipo O)

Tipo AISI	Composição, %				
	C	W	Cr	Mn	Outros
O1	0,90	0,50	0,50	1,20	0,30 V*
O2	0,90	-	0,35*	1,60	0,30 V* 0,30 Mo*
O6	1,45	-	0,30*	0,80	0,25 Mo 1,00 Si
O7	1,20	1,50	0,60	1,00*	0,40 V* 0,30 Mo*

* máximo

Fonte: COUTINHO, 1992

Os aços do tipo A possuem uma combinação única de propriedades que os tornam especialmente adequados para condições em que se exijam alta tenacidade (ou resistência ao impacto) conjugada a uma boa resistência à abrasão, além das propriedades inerentes aos aços para trabalho a frio. Para a obtenção de suas propriedades mecânicas, os aços para trabalho a frio do tipo A possuem em sua composição química manganês, cromo e molibdênio como seus principais elementos de liga (tabela 5), esses que, aliados ao alto teor de carbono presente em sua liga, promovem boa resistência ao desgaste (COUTINHO, 1992; SILVA & MEI, 2010).

Tabela 5 Composição química dos aços ferramenta para trabalho a frio temperáveis ao ar (tipo A)

Tipo AISI	Composição, %				
	C	Cr	Mo	Mn	Outros
A2	1,00	5,00	1,00	1,00*	0,30 V
A3	1,25	5,00	1,00	0,50	1,00 V
A4	1,00	1,50	1,20	2,00	-
A6	0,70	1,00	1,25	2,20	-
A7	2,40	5,25	1,20	-	4,50 V
A8	0,55	5,00	1,40	-	1,25 W 1,00 Si
A9	0,50	5,00	1,60	-	1,00 V 1,50 Ni 1,00 Si
A10	1,40	-	1,50	1,80	1,25 Si 1,80 Ni

* máximo

Fonte: COUTINHO, 1992

Já os aços tipo D foram inicialmente desenvolvidos para tentar substituir os aços rápidos para ferramentas. Entretanto, não foram bem sucedidos por apresentarem valores de dureza insuficiente em velocidades de corte elevadas. Todavia, esses materiais apresentam alta resistência ao desgaste e uma excepcional indeformabilidade, propriedades bastante úteis para utilização em matrizes de trabalho a frio. Sua excelente resistência ao desgaste é alcançada devido à elevada fração volumétrica de carbonetos presentes em sua microestrutura, que ocorrem por causa do alto teor de carbono e de cromo em sua liga. O teor de carbono influencia diretamente na propriedade de resistência ao desgaste nesse grupo. Já o alto teor de cromo torna os aços do tipo D resistentes à oxidação em temperaturas elevadas. Ainda estão presentes outros elementos de liga como o molibdênio que aumenta a temperabilidade e tenacidade do material, e o vanádio, que refina o grão austenítico, conforme tabela 6 (COUTINHO, 1992).

Tabela 6 Composição química dos aços ferramenta de alto teor de carbono e alto cromo para trabalho a frio (tipo D)

Tipo AISI	Composição, %			
	C	Cr	Mo	Outros
D2	1,50	12,00	1,00	1,00 V
D3	2,25	12,00	-	1,00 V* 1,00 W*
D4	2,25	12,00	1,00	1,00 V*
D5	1,50	12,00	1,00	3,00 Co 1,00 V*
D7	2,35	12,00	1,00	4,00 V

* máximo

Fonte: COUTINHO, 1992

3.1.2.4 Aços rápidos

Esses são os principais tipos de aços utilizados em ferramentas de corte, geralmente quando se deseja alta velocidade e grandes avanços. Constitui um grupo com diversidade de composição química, mas com características metalúrgicas importantes em comum. Esses aços apresentam teor de carbono variando entre 0,70% e 1,50%, o suficiente para a formação de carbonetos complexos com elevada dureza e forte abrasividade. Essas propriedades são superiores às de outros tipos de aços para ferramenta, adquirindo maior durabilidade; são

temperáveis completamente e apresentam uniformidade satisfatória de dureza ao longo de suas seções (SILVA & MEI, 2010).

As propriedades mais relevantes dos aços rápidos referem-se à alta dureza no estado temperado e retenção da dureza em temperaturas elevadas de uso, na qual o gume chega a atingir coloração vermelha em virtude do calor gerado na operação de usinagem. A possibilidade de empregar velocidades e outras condições de corte que podem elevar a temperatura da ferramenta até cerca de 550°C – 600°C durante a usinagem, está intrinsecamente relacionada com o endurecimento secundário que os aços desse grupo sofrem no revenimento entre 510°C e 590°C. Esse fenômeno permite, assim, que se mantenha sua dureza superior a 58 HRC a 550°C e 55 HRC a 600°C. Também possuem outras características importantes como a resistência à abrasão e ao desgaste, que dependem fortemente do teor de carbono, bem como boa tenacidade e estabilidade dimensional (CHIAVERINI, 2005; SILVA & MEI, 2010).

A composição química dos aços rápidos varia em amplas faixas, com níveis elevados de elementos de liga como o molibdênio, vanádio, tungstênio e cobalto. Em função da composição química, os aços rápidos podem, a princípio, serem divididos em duas categorias, sendo a categoria T referente aos aços rápidos com predominância de tungstênio como elemento de liga (tabela 7), e a categoria M compreendendo os que têm predominância de molibdênio (tabela 8) (CHIAVERINI, 2005, COUTINHO, 1992).

Tabela 7 Composição química dos aços rápidos à base de tungstênio (tipo T)

Tipo AISI	Composição, %				
	C	W	Cr	V	Outros
T1	0,75	18,00	4,00	1,00	-
T2	0,85	18,00	4,00	2,00	1,00 Mo*
T4	0,75	18,00	4,00	1,00	5,00 Co 0,70 Mo
T5	0,80	18,00	4,50	2,00	8,00 Co 1,00 Mo
T6	0,80	20,00	4,50	2,00	12,00 Co 0,70 Mo
T8	0,75	14,00	4,00	2,00	5,00 Co 0,70 Mo
T15	1,55	12,00	4,00	5,00	5,00 Co 1,00 Mo*

* máximo

Fonte: COUTINHO, 1992

Tabela 8 Composição química dos aços rápidos à base de molibdênio (tipo M)

Tipo AISI	Composição, %				
	C	Mo	Cr	V	Outros
M1	0,85	9,00	4,00	1,20	1,70 W
M2	0,85-1,00	5,00	4,00	2,00	6,00 W
M3-1	1,05	5,50	4,00	2,50	6,00 W
M3-2	1,20	5,50	4,00	3,50	6,00 W
M4	1,30	5,50	4,00	4,00	6,00 W
M6	0,80	5,00	4,00	1,50	4,00 W 12,00 Co
M7	1,00	8,70	3,75	2,00	1,75 W
M10	0,85-1,00	8,00	4,00	2,00	-
M30	0,80	8,50	4,00	1,20	1,80 W 5,00 Co
M33	0,90	9,50	3,75	1,20	1,70 W 8,00 Co
M34	0,90	8,50	3,75	2,10	1,70 W 8,00 Co
M36	0,85	5,00	4,00	2,00	6,00 W 8,00 Co
M41	1,10	3,75	4,25	2,00	6,75 W 5,00 Co
M42	1,10	9,50	3,75	1,15	1,50 W 8,00 Co
M43	1,20	8,00	3,75	1,60	2,75 W 8,25 Co
M44	1,15	6,50	4,25	2,00	5,25 W 11,30 Co
M46	1,25	8,25	4,00	3,15	2,00 W 8,30 Co
M47	1,10	9,50	3,75	1,25	1,60 W 5,00 Co

Fonte: COUTINHO, 1992

Tanto o molibdênio quanto o tungstênio desempenham a mesma função nas ligas dos aços ferramenta, que é a de conferir dureza a quente e resistência ao desgaste. É verificado que o teor desses elementos se relaciona de maneira direta com o desempenho de corte das ferramentas. Além disso, um elemento pode substituir o outro, na proporção de 1 molibdênio para 1,6 – 2,0 de tungstênio (COUTINHO, 1992).

Além dos elementos de liga acima citados, também se encontra nos aços rápidos o cromo, presente num teor em torno de 4%, e que é adicionado com a finalidade de aumentar a temperabilidade desses materiais. Similarmente, aparece o vanádio que forma carbonetos bastante estáveis, sendo praticamente insolúveis na temperatura de austenitização, e servindo como um impedimento ao crescimento do grão austenítico. Tem-se também o cobalto, presente apenas em ligas de aços rápidos mais nobres, servindo para aumentar a dureza a quente da ferramenta, porém, ocasionando uma redução pequena da tenacidade da mesma (COUTINHO,1992).

3.1.2.5 Aços para moldes

Este grupo de aço, cuja simbologia é a letra P, possui como aplicação principal a utilização para fabricação de moldes usados na manufatura de moldes plásticos, além de ser empregado na fundição de moldes permanentes ou em injeção de chumbo, estanho e ligas de zinco – metais ou ligas de baixo ponto de fusão. Os aços para moldes se caracterizam pelo baixo teor de carbono e pela presença de porcentagens variáveis de elementos de liga, principalmente cromo, níquel e molibdênio, como mostra a tabela 9 (CHIAVERINI, 2005; COUTINHO, 1992; SILVA & MEI, 2010).

Tabela 9 Composição química dos aços para moldes (grupo P)

Tipo AISI	Composição, %				
	C	Cr	Ni	Mo	Outros
P2	0,10*	1,00	0,30	0,25	-
P3	0,10*	0,60	1,25	-	-
P4	0,12*	4,50	-	0,70	-
P5	0,10*	2,25	0,35*	-	-
P6	0,10*	1,50	3,50	-	-
P20	0,35	1,70	-	0,40	-
P21	0,20	0,25	4,00	-	0,20 V 1,15 Al

* máximo

Fonte: COUTINHO, 1992

Quanto a suas propriedades, os aços para moldes oferecem resistência ao desgaste, ao impacto e resistência mecânica no núcleo, pois têm uma superfície dura (dureza superficial na faixa de 700HV-750HV, até uma profundidade de 0,05mm) e um núcleo tenaz (dureza do

núcleo na faixa de 450HV-500HV) para resistir a choques mecânicos. Além disso, também possuem baixa dureza em seu estado recozido como uma forma de facilitar a usinagem ou forjamento de cavidades neste material utilizado como molde. Todavia, as características de usinabilidade e de polimento são essenciais, como forma de reproduzir detalhes de pequenas dimensões nos moldes e de facilitar a remoção de material (SILVA & MEI, 2010).

Muitos dos aços para moldes somente apresentam resistência ao desgaste necessária para as aplicações a que se destinam após tratamento termoquímico de cementação, nitretação ou revestimento, porém, em alguns casos, podem ser simplesmente temperados e revenidos. A exemplo disso tem-se que os aços P2 a P6 são aços para cementação, enquanto que os P20 e P21 são normalmente empregados temperados e revenidos (SILVA & MEI, 2010).

3.1.2.6 Aços para fins especiais

Os aços para fins especiais são subdivididos genericamente em outros dois tipos: os de baixa liga (tipo L) e os carbono-tungstênio (tipo F). Os aços do tipo L são basicamente aços com alto teor de carbono e que têm o cromo como principal elemento de liga, podendo ter outros elementos químicos em teores baixos. Esses aços são comparados e até considerados aços W com quantidades moderadas de cromo, vanádio, níquel ou molibdênio, que desempenham a função de aumentar a sua temperabilidade. Os aços mais comuns desse tipo são o L2 e o L6, com composição química de ambos demonstrada na tabela 10. A adição de níquel no L6 faz com que sua tenacidade seja aumentada. Esses aços geralmente utilizados em calibres de precisão, tesouras, brocas para rochas, ferramentas para madeira, brocas e empregos extraferramentas em rolamentos, entre outros componentes nos quais se necessita de elevada tenacidade e boa resistência (SILVA & MEI, 2010).

Tabela 10 Composição química dos aços para fins especiais (tipo L)

Tipo AISI	Composição, %		
	C	Cr	Outros
L2	0,50-1,10	1,00	0,20 V
L6	0,70	0,75	0,25 Mo 1,50 Ni

Fonte: COUTINHO, 1992

Já em relação aos aços tipo F, são geralmente usados quando se necessita de alta resistência ao desgaste e onde se deseja uma menor manutenção de gume cortante. Sendo, então, tipicamente aplicado em fieiras e em ferramentas para usinagem de rolos. Os aços para

fins especiais carbono-tungstênio possuem uma das mais altas resistências ao desgaste de todo o grupo de aços ferramenta, sendo inferior a somente alguns aços para trabalho a frio tipo D e a alguns aços rápidos. Entretanto, o tipo F também é o que possui menor resistência ao impacto quando comparado aos mesmos que o superam na resistência ao desgaste (SILVA & MEI, 2010).

3.1.2.7 Aços para trabalho a quente

Os aços ferramenta para trabalho a quente são aços que têm cromo, tungstênio ou molibdênio como principal elemento de liga, e são geralmente utilizados para forjamento a quente, extrusão e em matrizes de fundição. Representados pela letra H, possuem médio teor de carbono e altos teores de elementos de liga que o proporcionam resistência ao impacto e tolerância quando expostos a repetitivas operações de trabalho a quente (KRAUSS, 1990). Mais detalhes e informações desse grupo de aço ferramenta serão expostos no tópico adiante.

3.1.3 Aços ferramenta para trabalho a quente

Aços ferramentas para trabalho a quente são geralmente utilizados em procedimentos em que se aplicam temperaturas elevadas, como na extrusão a quente, forjamento a quente e fundição sob pressão. Para apresentar desempenho adequado em suas aplicações, os aços ferramenta para trabalho a quente devem possuir características específicas como resistência à deformação em sua temperatura de trabalho, o que é alcançado com teores significativos de elementos de liga; relativa resistência a choques mecânicos e térmicos, que está relacionado ao baixo teor de carbono; resistência ao desgaste em altas temperaturas; resistência à deformação causada por tratamentos térmicos, que é obtida pela alta temperabilidade (permitindo a têmpera em meios de resfriamentos brandos); resistência à formação de trincas térmicas quando submetido a ciclos de aquecimento e resfriamento em serviço (COUTINHO, 1992).

Os aços do tipo H são subdivididos em três subgrupos de acordo com sua composição química e características que variam de um grupo a outro. Tem-se os aços a base de cromo (H1 – H19), denominados tipo A, aços a base de tungstênio (H20 – H39) que são pertencentes ao tipo B e aços a base de molibdênio (H40 – H59) que formam o tipo C.

No tipo A, o alto teor de cromo proporciona a esses aços temperabilidade elevada, possibilitando a têmpera completa em peças de espessura de até 300 mm. A dureza a quente

dos materiais desse tipo se mantém até cerca de 425°C. Dentro desse grupo, o aço H10 é o que apresenta maior teor de molibdênio e o H14 o maior teor de tungstênio, como verificados na tabela 11, ambos elementos de liga que servem para aumento da dureza a quente, porém com uma pequena diminuição da tenacidade. Todavia, geralmente esse subgrupo de aços ferramenta para trabalho a quente contém o mínimo de outros elementos de liga, como vanádio e tungstênio, tornando-os materiais de relativo baixo custo por esse motivo. Os aços H11, H12 e H13 são os mais empregados em trabalhos a quente, pois têm composição química específica que resulta em baixo índice de distorção na têmpera e são especialmente indicados para matrizes para trabalho a quente, uma vez que resistem à exposição prolongada a temperaturas de 540°C, mantendo sua resistência à tração em torno de 0,5kgf/mm² (CHIAVERINI, 2005; COUTINHO, 1992).

Tabela 11 Composição química dos aços para trabalho a quente tipo A (aços a base de cromo)

Tipo AISI	Composição, %							
	C	Mn	Si	W	Cr	V	Mo	Co
H10	0,40	0,55	1,00	-	3,25	0,40	2,50	-
H11	0,35	0,30	1,00	-	5,00	0,40	1,50	-
H12	0,35	0,30	1,00	1,50	5,00	0,40	1,50	-
H13	0,35	0,30	1,00	-	5,00	1,00	1,50	-
H14	0,40	0,30	1,00	5,00	5,00	0,25*	0,25*	0,5*
H19	0,40	0,30	0,30	4,25	4,25	2,00	0,40	4,25

* opcional

Fonte: CHIAVERINI, 2005

Os aços para trabalho a quente à base de tungstênio, tipo B, possuem teores elevados de elementos de liga que conferem elevada resistência ao amaciamento pelo calor, entretanto possuem maior fragilidade. O teor de tungstênio presente em suas ligas pode chegar até 18%, e o teor de carbono encontra-se em níveis de baixo a médio (tabela 12), como uma maneira de melhorar a tenacidade necessária bem como fornecer relativa resistência ao choque nesses aços. É o subgrupo que apresenta a maior dureza a quente, uma vez que esta propriedade se mantém até temperatura próxima de 620°C. Em virtude disso, sua aplicação se direciona para a confecção de matrizes onde se necessita dos requisitos de alta dureza a quente e máxima resistência ao amaciamento a elevadas temperaturas (CHIAVERINI, 2005; COUTINHO, 1992).

Tabela 12 Composição química dos aços para trabalho a quente tipo B (aços a base de tungstênio)

Tipo AISI	Composição, %					
	C	Mn	Si	W	Cr	V
H21	0,35	0,30	0,30	9,00	3,50	0,50
H22	0,35	0,30	0,30	11,00	2,00	0,40
H23	0,30	0,30	0,50	12,00	12,00	1,00
H24	0,45	0,30	0,30	15,00	3,00	0,50
H25	0,25	0,30	0,30	15,00	4,00	1,00
H26	0,50	0,30	0,30	18,00	4,00	1,00

Fonte: CHIAVERINI, 2005

Os aços do tipo C foram desenvolvidos como alternativa ao grupo ao tungstênio. Isso porque o molibdênio possui peso atômico inferior ao do tungstênio, sendo essa relação de quase a metade, porém apresentando propriedades químicas bem semelhantes, e assim, realizando a substituição parcial do tungstênio pelo molibdênio com equivalente desempenho. A tabela 13 evidencia a composição química desse tipo de aço ferramenta para trabalho a quente (CHIAVERINI, 2005).

Tabela 13 Composição química dos aços para trabalho a quente tipo C (aços a base de molibdênio)

Tipo AISI	Composição, %						
	C	Mn	Si	W	Cr	V	Mo
H41	0,65	0,30	0,30	1,50	4,00	1,00	8,00
H42	0,65	0,30	0,30	6,40	4,00	2,00	5,00
H43	0,55	0,30	0,30	-	4,00	2,00	8,00

Fonte: CHIAVERINI, 2005

3.2 Tratamento térmico dos aços ferramenta para trabalho a quente

As propriedades dos aços ferramenta dependem do processo de tratamento térmico, que é influenciado pela composição química dos mesmos e de suas aplicações. Genericamente, o tratamento térmico para aços ferramenta consiste em três estágios: primeiramente o aço é aquecido até sua temperatura de austenitização para a formação da austenita; em seguida, realiza-se o resfriamento do aço para que a austenita se transforme em martensita; por fim, faz-se o revenimento no material para reduzir ao máximo, ou mesmo eliminar, a austenita retida e para formar carbonetos dentro da martensita (TOTTEN, 2007).

Nos tratamentos térmicos de aços ferramenta para trabalho a quente a etapa de normalização não é recomendada, pois são aços temperáveis ao ar. Em relação ao

recozimento, seu aquecimento deve ser lento e uniforme, de maneira a prevenir o surgimento de trincas, esse procedimento ocorre na faixa de temperatura de 815°C-900°C, para toda essa classe de aços, com uma velocidade de resfriamento por volta de 20°C/h até 400°C passando para uma taxa maior até atingir temperatura ambiente. Já, quanto ao recozimento de alívio de tensões, este é realizado na faixa de 650°C-730°C (COUTINHO, 1992).

O procedimento de pré-aquecimento é recomendado para todos os aços H, antes da austenitização, em virtude do teor consideravelmente alto de elementos de liga, principalmente tungstênio e molibdênio, que diminuem a condutividade térmica dos aços. Para tipos desse grupo que possuem mais altos teores de elementos de liga, a temperatura de austenitização torna-se tão alta que, caso haja um encharque prolongado, pode acarretar em um excessivo crescimento de grão austenítico, o que provocará maior fragilidade no pós têmpera. Sendo assim, o pré-aquecimento é utilizado para diminuir o tempo de encharque à temperatura de austenitização, e ocorre na faixa de 815°C-870°C para os aços ferramenta para trabalho a quente tipo B, e entre 730°C-845°C para os do tipo C (BRYSON, 2005; COUTINHO, 1992).

Quando à austenitização, os aços H apresentam temperaturas de austenitização elevadas. Nesta fase os carbonetos existentes no aço se dissolvem gradualmente na austenita à medida que a temperatura é elevada rapidamente a partir do final do pré-aquecimento, a dissolução se contempla quando a temperatura atinge aproximadamente 1100°C. Essa dissolução de carbonetos é fundamental para que o teor de carbono da austenita se eleve bastante, o que possibilitará a obtenção de martensita de dureza alta. Durante a austenitização, a descarbonetação deve ser evitada, sobretudo nos aços à base de molibdênio, pois a perda de carbono na superfície do material diminui sua resistência mecânica levando-o à fratura por fadiga (COUTINHO, 1992).

Os aços H possuem temperabilidade elevada, dessa forma eles podem ser temperados ao ar até ferramentas de grande espessura. Em alguns casos pode-se realizar a martêmpera em função do longo tempo necessário para se iniciar a transformação perlítica. Após a têmpera, todos os aços para trabalho a quente devem ser revenidos. Além disso, por causa do alto teor de austenita retida que sobrevém do teor elevado dos elementos de liga, recomenda-se um tratamento subzero, ou seja, resfriamento brusco a temperaturas abaixo de zero, transformando a austenita retida em martensita (COUTINHO, 1992).

3.3 Trabalho a quente

Segundo Callister (2006), trabalho a quente se refere a alguma operação de conformação que um metal sofre a temperaturas acima da sua temperatura de recristalização, ou seja, o processo de recuperação do material ocorre simultaneamente com a deformação. Dieter (1981) ainda acrescenta que no trabalho a quente, tanto o encruamento quanto a estrutura distorcida dos grãos, devido à deformação, são ligeiramente eliminados devido à recristalização, que forma grãos novos livres de deformação.

Enquanto o material é deformado, absorvendo a energia desse esforço, uma parcela dessa energia interna absorvida é liberada devido à movimentação das discordâncias. Trata-se da recuperação, que nada mais é que o resultado da difusão atômica, e que a temperaturas mais elevadas apresenta melhores resultados. Neste processo, ocorre alguma redução no número de discordâncias e são produzidas configurações de discordâncias que possuem baixa energia de deformação. Além disso, certas propriedades físicas dos materiais, como condutividades térmica e elétrica, são recuperadas ao seu estado inicial, antes de sofrer conformação (CALLISTER, 2006).

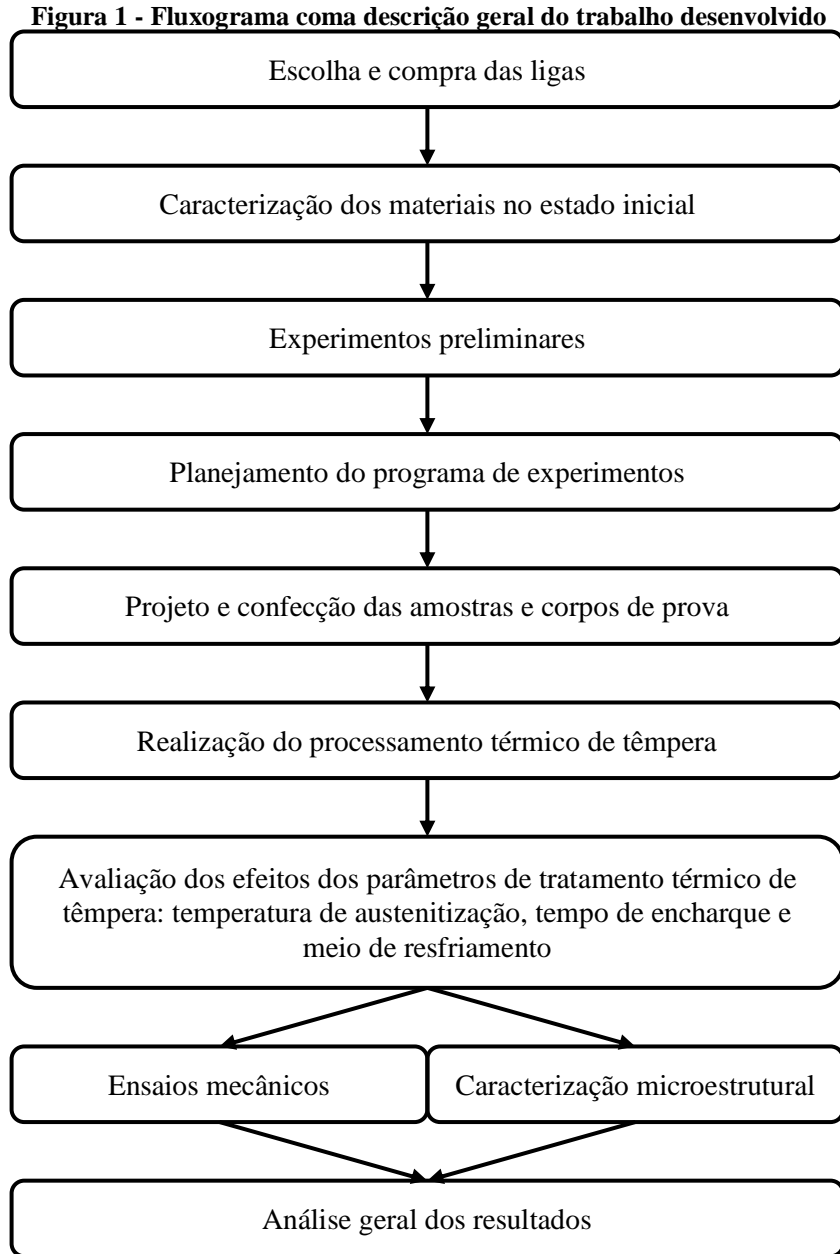
Ao final da completa recuperação, há uma elevada quantidade de energia de deformação presente nos grãos do material. O processo de recristalização consiste basicamente em formar grãos livres de deformação, sendo grãos equiaxiais com baixa densidade de discordâncias e que exibem características das condições do material antes de sua deformação. O que impulsiona a formação de uma nova estrutura de grão é a diferença de energia dentro do próprio material, entre as porções com deformação e sem deformação. Como consequência da recristalização, as propriedades mecânicas que foram alteradas ao longo do trabalho de deformação no material são restauradas aos seus valores precedentes à deformação, o que implica em valores de dureza e resistência menores com acréscimo da ductilidade (CALLISTER, 2006).

A recristalização depende diretamente do tempo e da temperatura, uma vez que é um processo que também ocorre por difusão atômica. Ela depende ainda do nível de deformação sofrida pelo material, sendo que quanto mais deformado o metal estiver, maior será a diferença de energia livre presente em seus grãos, o que servirá de força motriz para a recristalização. É chamada de temperatura de recristalização a temperatura na qual a recristalização atinge seu término exatamente após 1 hora. Dessa forma, operações de deformação que são realizadas acima da temperatura de recristalização, são processos conhecidos por “trabalho a quente” (CALLISTER, 2006).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição geral do trabalho desenvolvido

Neste trabalho foram avaliados os efeitos dos parâmetros dos tratamentos térmicos de têmpera e de determinados elementos de liga na microestrutura e no comportamento mecânico subsequente de aços ferramenta para trabalho a quente. Na figura 1 pode ser observado o fluxograma geral com etapas do desenvolvimento do trabalho. Inicialmente foram escolhidos e adquiridos dois aços para trabalho a quente com variação na composição química, em termos de um elemento de liga. Em seguida, conduziu-se a etapa de caracterização das ligas no estado como recebido, envolvendo análise química, ensaios mecânicos e metalográficos. Experimentos preliminares foram realizados com o objetivo de conhecer os materiais, familiarizar com as técnicas a serem empregadas e, de acordo com os resultados, possibilitar a elaboração de um programa ou uma matriz geral de testes a ser conduzida ao longo do trabalho. Posteriormente, foram realizados os tratamentos térmicos, de acordo com o escolhido na fase anterior. Em seguida a análise dos efeitos dos parâmetros de tratamento térmico foi realizada através de ensaios mecânicos, caracterização microestrutural e avaliação do emprego dos materiais para trabalho a quente. Por fim, uma análise geral dos resultados foi conduzida, de forma a observar também os efeitos da alteração nos elementos de liga.



Fonte: Autor

4.2 Materiais

Os materiais empregados para este estudo foram dois tipos de aços ferramenta para trabalho a quente, sendo um o aço AISI H13 e outro com composição química similar a do AISI H11 (que no presente estudo serão designados apenas como H13 e H11, respectivamente). A constituição química dos materiais, conforme catálogo da empresa fornecedora, tabela 14, foi avaliada através da espectroscopia por energia dispersiva de

raios-X (EDX) no Laboratório de Caracterização de Materiais do Departamento de Engenharia de Materiais, que é mostrado no subitem 5.1.

Tabela 14 Composição química dos aços H13 e H11, utilizados no trabalho, conforme certificado do fornecedor

Aço	Composição, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Al	V
H13	0,390	0,380	1,070	0,020	0,001	5,460	1,260	1,260	0,950
H11	0,370	0,320	0,300	0,010	0,001	4,940	2,880	2,880	0,560

Fonte: Autor

4.3 Tratamentos Térmicos

Após a preparação das amostras a serem posteriormente analisadas em termos de microestrutura e comportamento mecânico, foram realizados tratamentos térmicos de temperatura variando-se alguns parâmetros. As condições de processamento avaliadas para ambos os metais foram: meios de resfriamento em óleo e ao ar; temperaturas de austenitização T de 950°C, 1050°C e 1150°C e tempos de encharque t de 20 minutos e 60 minutos. Essas operações foram conduzidas em um forno elétrico da marca *Magnus* (figura 2), no laboratório de Tratamento Térmico do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG.

Figura 2 - Equipamento utilizado para tratamentos térmicos: forno elétrico Magnus



Fonte: Autor

4.4 Ensaios Mecânicos

Para avaliação do comportamento mecânico dos materiais estudados foram realizados ensaios de dureza Rockwell, utilizando um durômetro da marca *IGV* (figura 3), sendo que

para cada condição, ao menos oito testes foram realizados, visando à obtenção dos valores de dureza dos aços tanto antes quanto após os tratamentos térmicos sofridos. Para isso, foram utilizados equipamentos dos laboratórios de Tratamentos Térmicos e de Ensaio Destrutivos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG.

Figura 3 - Equipamento utilizado para ensaio mecânico: durômetro IGV



Fonte: Autor

4.5 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural dos aços foi conduzida através de microscopia óptica MO e microscopia eletrônica de varredura MEV do material em seu estado inicial e após cada etapa de processamento térmico realizada, empregando equipamentos das marcas *Fortel* e *Shimadzu*, respectivamente (figura 4 (a) e (b)). Antes da análise, os materiais foram preparados metalograficamente seguindo o procedimento convencional, ou seja, lixamento com óxido de alumínio, polimento com pasta de diamante e ataque químico – reagente Nital 5%. Amostras ainda foram levadas à difração de raios-X (DRX), conduzida em um difratômetro da marca *Shimadzu* (figura 4 (c)), com ângulo de varredura de 20° a 90° e passo de 0,02s⁻¹. Todas essas análises microestruturais foram feitas nos Laboratórios de Metalografia e de Caracterização de Materiais, ambos do Departamento de Engenharia de Materiais.

Figura 4 - Equipamentos utilizados para análise microestrutural: (a) microscópio óptico *Fortel*, (b) microscópio eletrônico de varredura *Shimadzu* e (c) difratômetro *Shimadzu*



(a)



(b)



(c)

Fonte: Autor

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização dos Materiais

A composição química dos aços H13 e H11 obtida pela técnica de espectroscopia por energia dispersiva de raios-x (EDX) pode ser observada na tabela 15. Devido ao fato de o equipamento utilizado para esta análise não detectar elementos químicos de números atômicos inferiores a 11, não foi possível quantificar o teor de carbono presente nesses materiais estudados. Quanto aos teores dos demais elementos de liga, verifica-se que os resultados obtidos se aproximam da composição química declarada pelo fornecedor, conforme tabela 14. Nota-se que a principal diferença entre os metais analisados está associada ao teor de molibdênio.

Tabela 15 Composição química dos aços H13 e H11, utilizados no trabalho, conforme técnica por EDX

Aço	Composição, %						
	Fe	Cr	Mo	Si	V	Mn	S
H13	91,045	5,220	1,566	0,434	0,813	0,467	0,456
H11	89,435	4,989	3,550	0,000	0,517	0,303	1,208

Fonte: Autor

Os resultados dos ensaios de dureza Rockwell média dos dois aços em seu estado inicial, ou seja, exatamente como foi recebido pelo fornecedor, são apresentados na tabela 16.

Tabela 16 Dureza Rockwell média dos aços H13 e H11

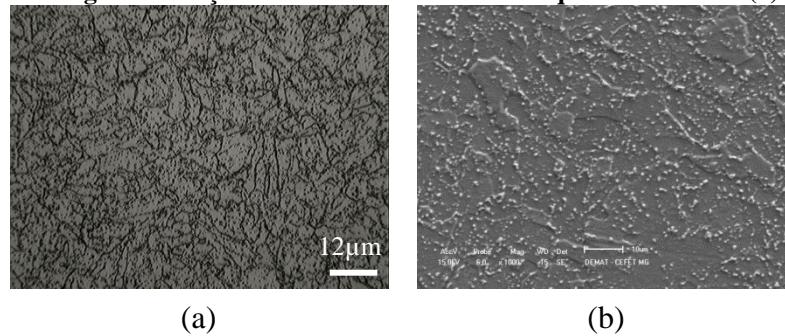
Aço	HRB média dos aços: material como recebido
H13	82,50 ± 0,58
H11	83,75 ± 0,50

Fonte: Autor

Os aspectos microestruturais do aço H13, no estado em que foi adquirido, observados através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura são exibidos na figura 5. São observados grãos de ferrita equiaxiais e uma considerável ocorrência de carbonetos uniformemente dispersos (pontos negros e brancos, figuras 5(a) e 5(b), respectivamente). Na figura 6 é apresentado o difratograma da amostra na mesma condição. Os carbonetos presentes, conforme a figura 5, provavelmente não se apresentam em porcentagem adequada

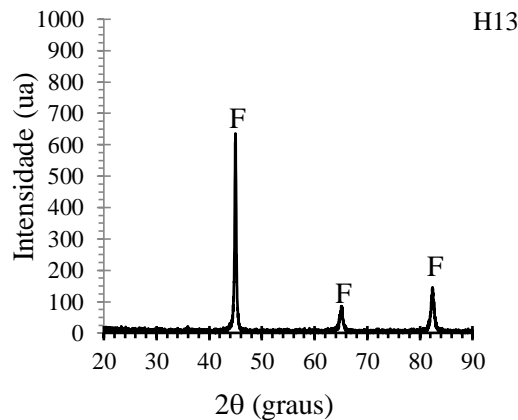
para serem detectados pela técnica de DRX. Nota-se ocorrência apenas de picos característicos de ferrita (F).

Figura 5 - Fotomicrografia do aço H13 material no estado em que foi recebido: (a) MO e (b) MEV



Fonte: Autor

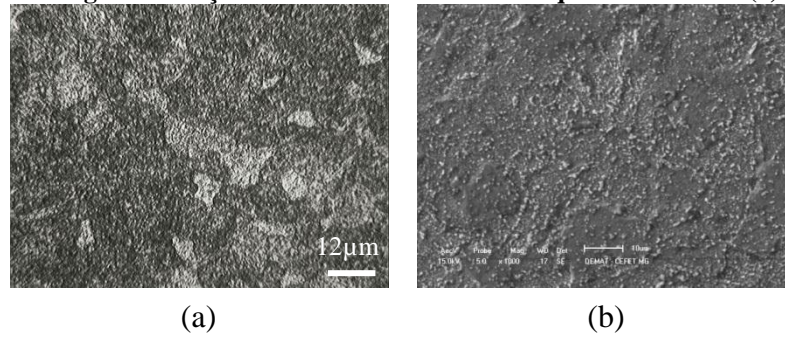
Figura 6 - Difratoograma do aço H13: material no estado em que foi recebido



Fonte: Autor

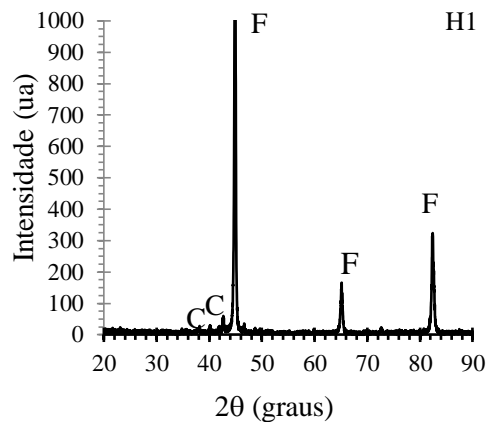
As fotomicrografias ópticas do aço H11 antes e após o tratamento térmico de recozimento são mostradas na figura 7. Da mesma forma que a análise do aço anterior, é verificada a presença de carbonetos na microestrutura. Pela análise de DRX apresentada na figura 8, também pode ser observada a presença de ferrita (F). Além disso, diferentemente do aço H13, são verificados picos de carboneto (C) (DOBRZANSKI et al., 2001; DOBRZANSKI et al., 2004). Dessa forma, observando as imagens obtidas por MEV e os difratogramas, conclui-se que no estado inicial a quantidade de carbonetos no aço H11 era superior à do aço H13.

Figura 7 - Fotomicrografia do aço H11 material no estado em que foi recebido: (a) MO e (b) MEV



Fonte: Autor

Figura 8 - Difratoograma do aço H11: material no estado em que foi recebido

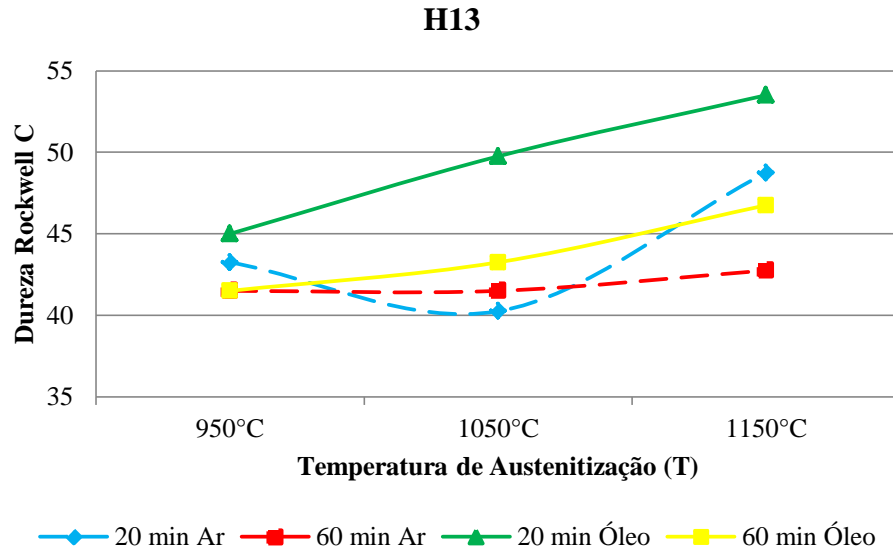


Fonte: Autor

5.2 Comportamento Mecânico dos Aços H13 e H11

Os resultados de dureza do aço H13 após o tratamento térmico de têmpera são apresentados na figura 9. Observa-se que este material é sensível à variação da temperatura de austenitização, uma vez que com o aumento desta, os valores de dureza apresentados pelo material, de maneira geral, também se elevam. Considerando os tempos de encharque, para ambas as situações, é percebida certa proporção desse acréscimo da propriedade dureza, ou seja, considerando apenas a variável t , é notado que para um tempo de encharque maior, o material se torna menos duro.

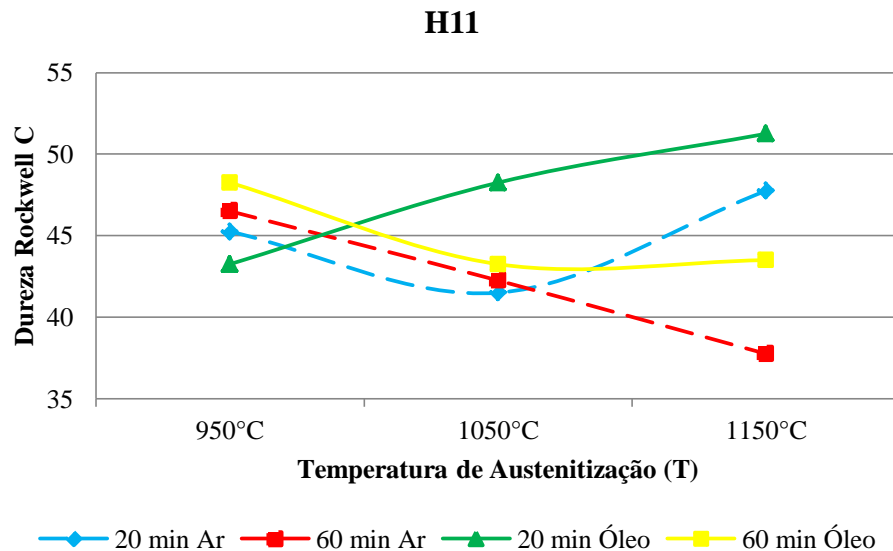
Figura 9 - Efeito da temperatura de austenitização e do tempo de encharque na dureza do aço H13



Fonte: Autor

Na figura 10 podem ser verificadas as durezas do aço H11 após os tratamentos térmicos de têmpera. Nota-se que o comportamento desta liga em termos de tempo de encharque para algumas condições é similar ao observado para o aço H13, sendo que em uma visão macro da situação, para t menores os valores de dureza se tornam maiores. Por outro lado, analisando o aumento da temperatura de austenitização, um acréscimo nesta gera, para $t = 20$ minutos, elevação no valor de dureza. Enquanto que para $t = 60$ minutos, a dureza decai com o aumento de T .

Figura 10 - Efeito da temperatura de austenitização e do tempo de encharque na dureza do aço H11



Fonte: Autor

Provavelmente, essa disparidade de comportamento entre os aços H13 e H11 em relação à temperatura de austenitização se deve ao fato de que para cada tipo de liga existe uma temperatura de austenitização onde se obtém o valor de dureza máximo, sendo que até alcançar este valor de dureza a temperatura também vai se elevando. Após alcançar este ponto máximo, temperaturas de austenitização superiores acabam acarretando queda desta propriedade mecânica, pois os carbonetos existentes na microestrutura e responsáveis pela dureza pronunciada desses aços sofrem parcial dissolução a elevadas temperaturas (DOBRZANSKI et al., 2001; DOBRZANSKI et al., 2004; KHEIRANDISH, 2008).

5.3 Influência da temperatura, do tempo e do meio de resfriamento na microestrutura desenvolvida pelo aço H13 pós têmpera

Os aspectos microestruturais dos aços H13 após os tratamentos térmicos são exibidos nas figuras 11 a 22. Foram realizadas análises em microscópio óptico em todas as condições propostas nesta pesquisa, entretanto, para as microscopias eletrônicas de varredura, apenas algumas situações foram avaliadas, pois para determinadas situações foram observadas estruturas similares.

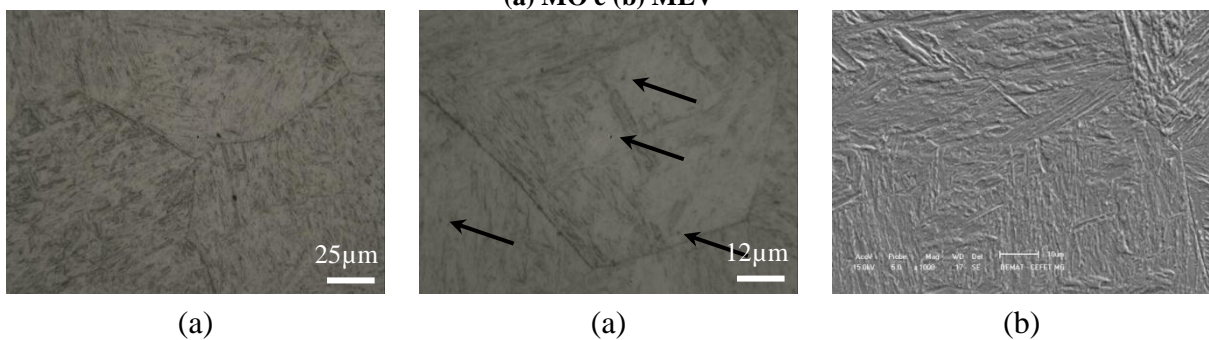
No geral, verifica-se a ocorrência de estrutura predominantemente martensítica para as amostras que foram submetidas às têmperas com temperaturas de austenitização iguais a 1150°C (figuras 11, 12, 17 e 18) e 1050°C (figuras 13, 14, 19 e 20) para ambos os meios de resfriamento. Para as amostras que sofreram tratamentos térmicos com $T = 950^\circ$ (figuras 15, 16, 21 e 22) é perceptível que não houve austenitização completa do metal, o que é comprovado pela alta presença de grãos ferríticos. Também é observada a ocorrência de carbonetos em todas as micrografias, no entanto, a quantidade e os tipos de carbonetos parecem ser alterados com o aumento da temperatura de austenitização. Para $T = 1050^\circ\text{C}$ e $T = 950^\circ\text{C}$, em termos de morfologia, dois tipos de precipitados são observados - uns maiores (exemplificados com setas brancas) e outros pequenos e dispersos em todo o material (exemplificados com setas negras). Por outro lado, para $T = 1150^\circ\text{C}$ somente carbonetos de proporção inferior são evidenciados. Em relação à quantidade de carbonetos visualizados, nota-se que para temperaturas de austenitização equivalentes a 950°C um grande número de ambos os tipos de carbonetos são verificados. E essa quantidade se reduz com o aumento de T . Dessa forma, a elevação na temperatura de austenitização parece ter levado à dissolução aparentemente total de um grupo de carbonetos e parcial de outro, sendo que há a redução no tamanho desses carbonetos e em seguida a diminuição em suas quantidades, o que resultaria

no aumento do teor de carbono da estrutura martensítica e na presença dos elementos de liga em solução sólida, justificando, assim, a elevação na dureza verificada na figura 9.

Considerando a influência que a variação do tempo de encharque causou na estrutura do aço H13, verifica-se que, aparentemente, para $t = 60$ minutos o tamanho de grão médio torna-se maior conforme o esperado, pois para tempos de encharque elevados ocorre mais difusão no material e, conseqüentemente, permite o aumento dos grãos. Ressalta-se que para as situações nas quais $T = 1150^{\circ}\text{C}$ e $T = 1050^{\circ}\text{C}$, o grão mencionado é o grão austenítico. Neste caso, ainda que a estrutura exibida seja martensítica, o ataque químico durante os ensaios metalográficos possibilitou a revelação dos contornos de grãos austeníticos desenvolvidos durante a austenitização/encharque do metal. Em relação às demais características microestruturais, como a ocorrência de martensita e a presença de carbonetos, não é possível perceber alterações significativas com a mudança no tempo de encharque.

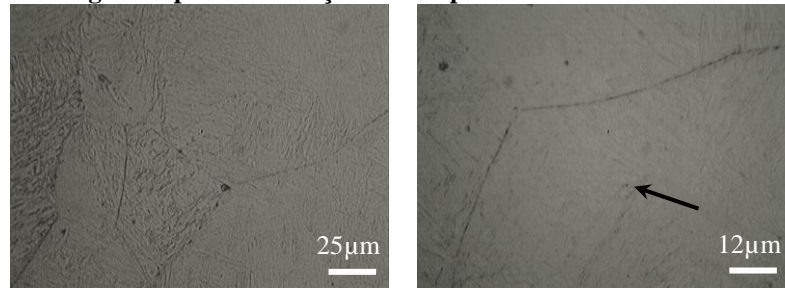
Por último, nota-se que, para as amostras que sofreram tratamento térmico de têmpera com resfriamento ao ar, apesar do resfriamento em óleo ser mais severo quando comparado com o resfriamento ao ar (KRAUSS, 1990), a microestrutura apresentada também é predominantemente martensítica (quando ocorre austenitização completa, no caso de $T = 1050^{\circ}\text{C}$ e 1150°C). Esse fenômeno evidencia o efeito da presença dos elementos de liga na cinética de transformação de fases desse aço, ou seja, nas curvas tempo-temperatura-transformação e transformação no resfriamento contínuo do mesmo.

Figura 11 - Fotomicrografias do aço H13 temperado em óleo – $T = 1150^{\circ}\text{C}$ e $t = 60$ minutos: (a) MO e (b) MEV



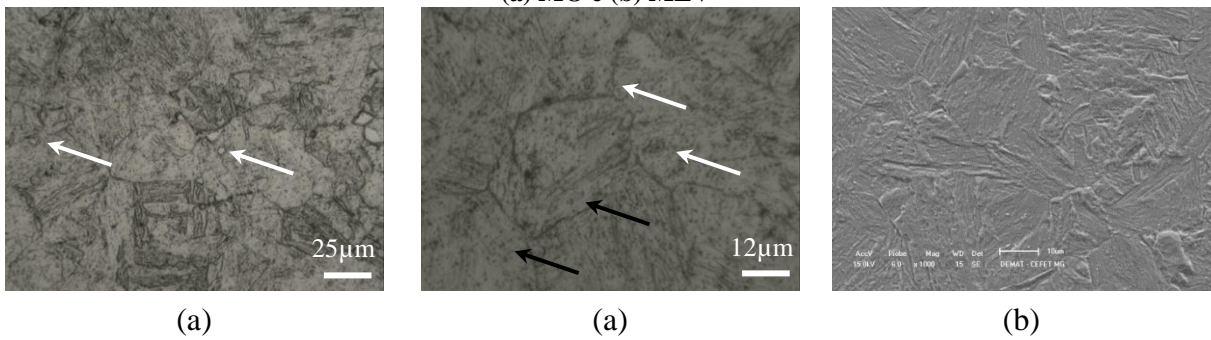
Fonte: Autor

Figura 12 - Fotomicrografias por MO do aço H13 temperado em óleo – T = 1150°C e t = 20 minutos



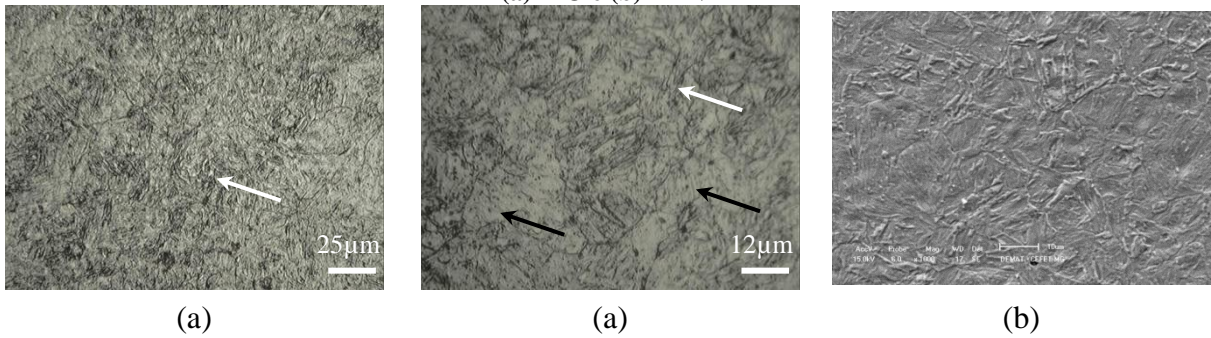
Fonte: Autor

**Figura 13 - Fotomicrografias do aço H13 temperado em óleo – T = 1050°C e t = 60 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



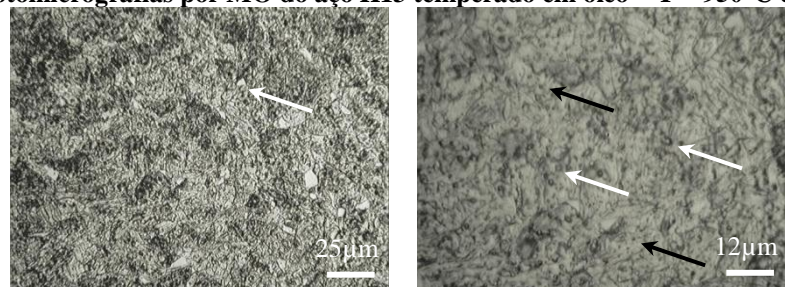
Fonte: Autor

**Figura 14 - Fotomicrografias do aço H13 temperado em óleo – T = 1050°C e t = 20 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



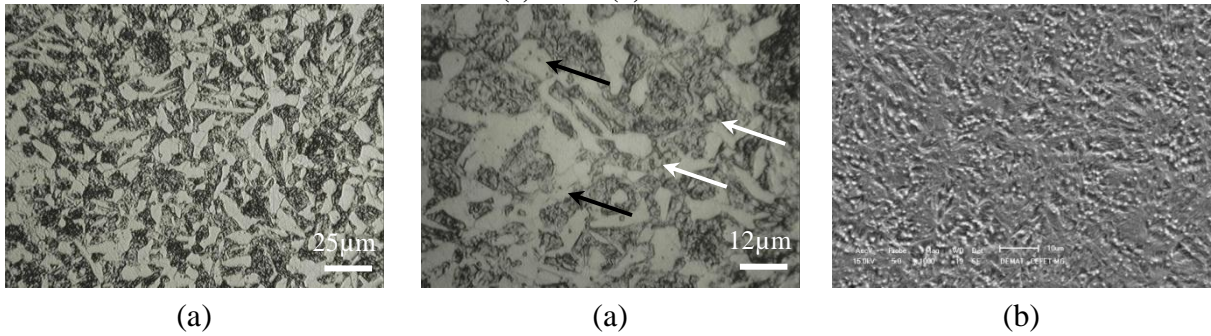
Fonte: Autor

Figura 15 - Fotomicrografias por MO do aço H13 temperado em óleo – T = 950°C e t = 60 minutos



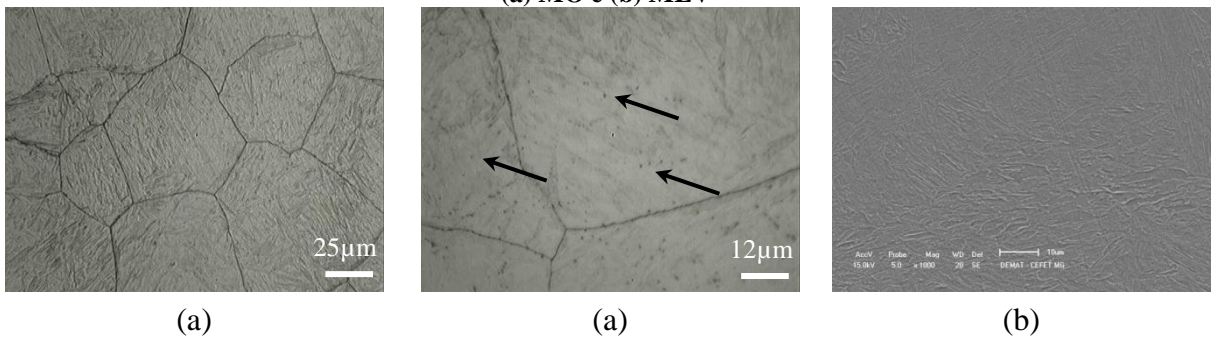
Fonte: Autor

**Figura 16 - Fotomicrografias do aço H13 temperado em óleo – $T = 950^{\circ}\text{C}$ e $t = 20$ minutos:
(a) MO e (b) MEV**



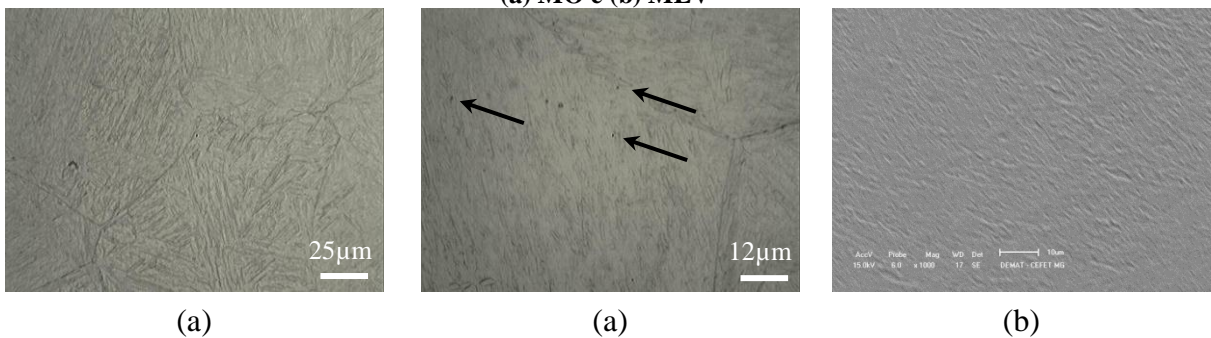
Fonte: Autor

**Figura 17 - Fotomicrografias do aço H13 temperado ao ar – $T = 1150^{\circ}\text{C}$ e $t = 60$ minutos:
(a) MO e (b) MEV**



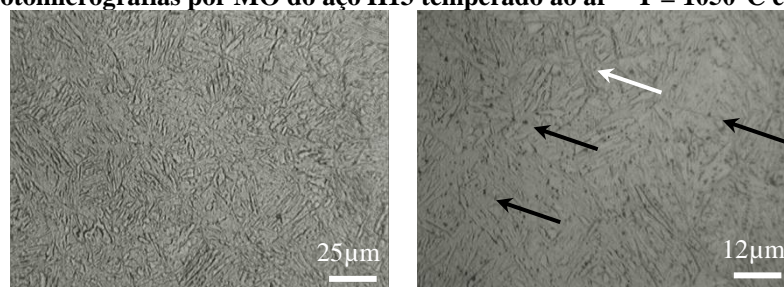
Fonte: Autor

**Figura 18 - Fotomicrografias do aço H13 temperado ao ar – $T = 1150^{\circ}\text{C}$ e $t = 20$ minutos:
(a) MO e (b) MEV**



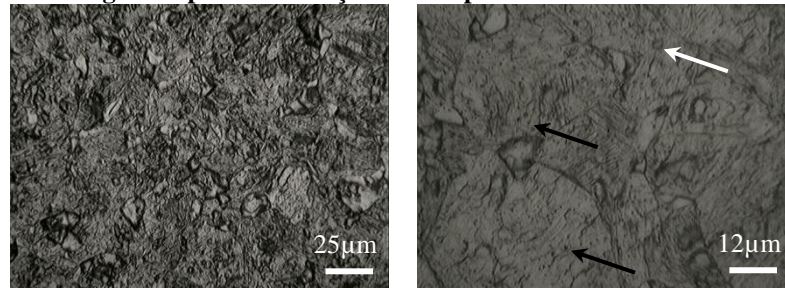
Fonte: Autor

Figura 19 - Fotomicrografias por MO do aço H13 temperado ao ar – $T = 1050^{\circ}\text{C}$ e $t = 60$ minutos



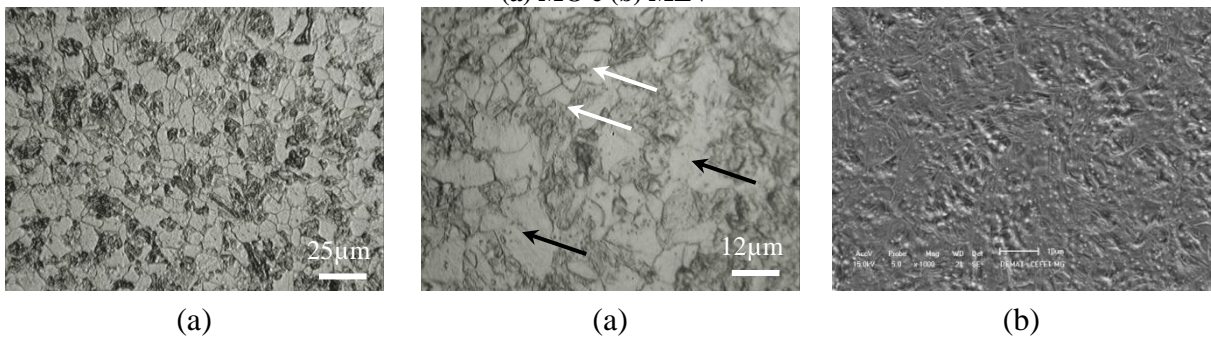
Fonte: Autor

Figura 20 - Fotomicrografias por MO do aço H13 temperado ao ar – T = 1050°C e t = 20 minutos



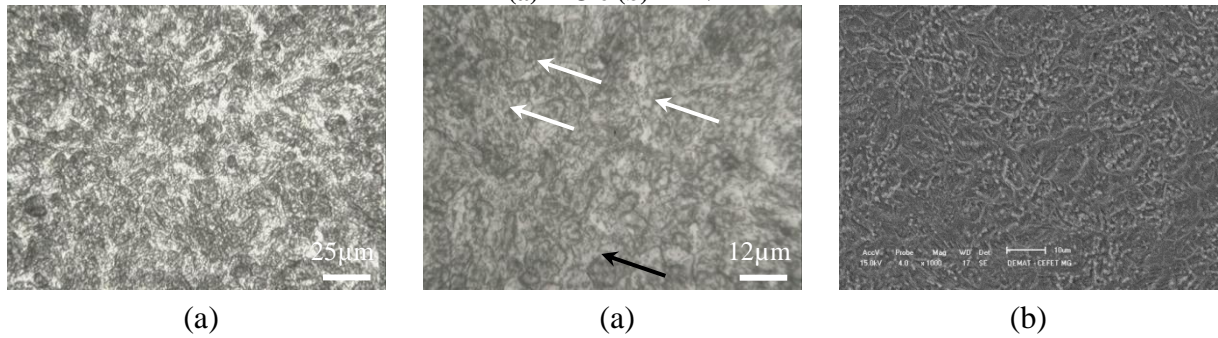
Fonte: Autor

**Figura 21 - Fotomicrografias do aço H13 temperado ao ar – T = 950°C e t = 60 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



Fonte: Autor

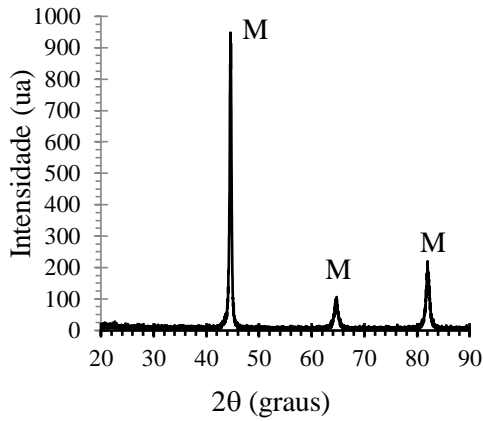
**Figura 22 - Fotomicrografias do aço H13 temperado ar ao – T = 950°C e t = 20 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



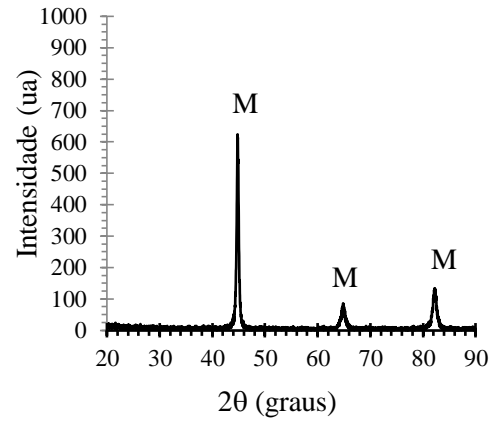
Fonte: Autor

Nas figuras 23 a 28 são mostrados os resultados obtidos através de difração de raios-x das amostras em cada parâmetro de têmpera do aço H13. Nota-se que os picos exibidos pelo metal em todas as condições são característicos de estrutura martensítica. Neste caso, a presença de carbonetos não é observada através dos difratogramas, possivelmente por ser essa de proporções reduzidas para serem detectados através desta técnica.

Figura 23 - Difratomogramas do aço H13 temperado em óleo – T = 1150°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



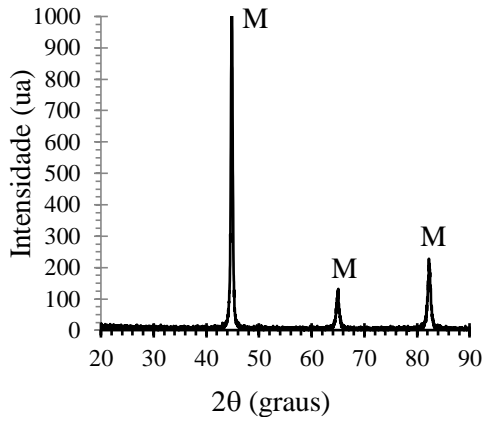
(a)



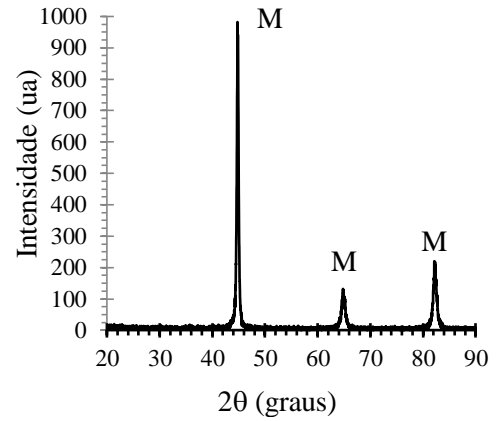
(b)

Fonte: Autor

Figura 24 - Difratomogramas do aço H13 temperado em óleo – T = 1050°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



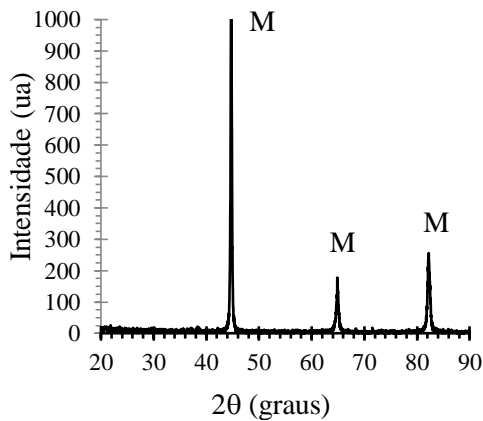
(a)



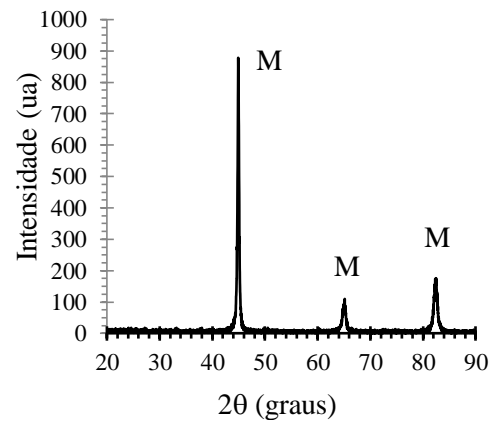
(b)

Fonte: Autor

Figura 25 - Difratomogramas do aço H13 temperado em óleo – T = 950°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



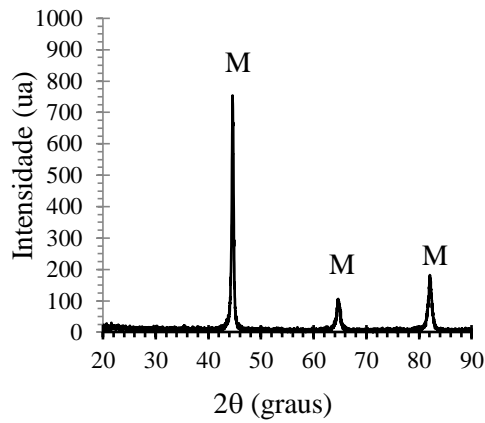
(a)



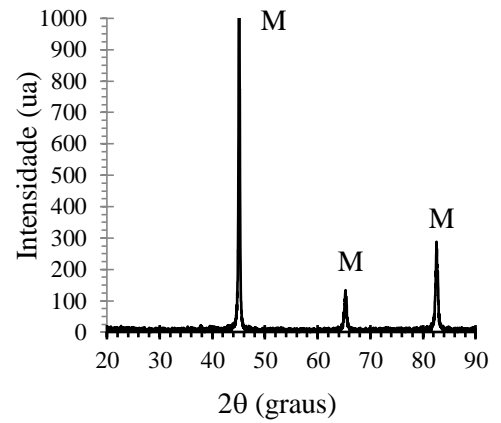
(b)

Fonte: Autor

Figura 26 - Difratomogramas do aço H13 temperado ao ar – T = 1150°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



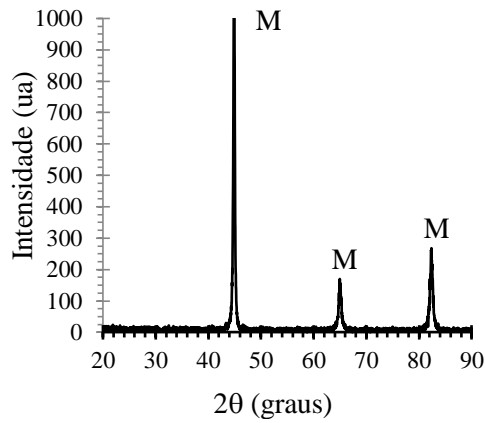
(a)



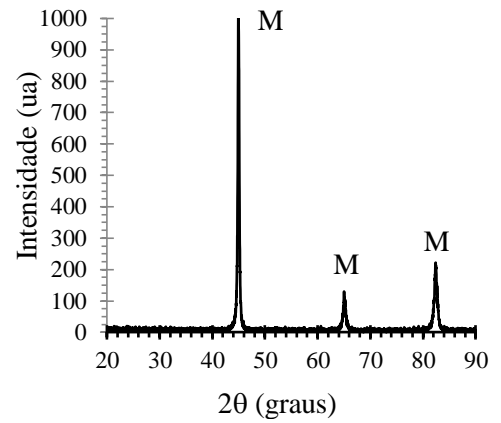
(b)

Fonte: Autor

Figura 27 - Difratomogramas do aço H13 temperado ao ar – T = 1050°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



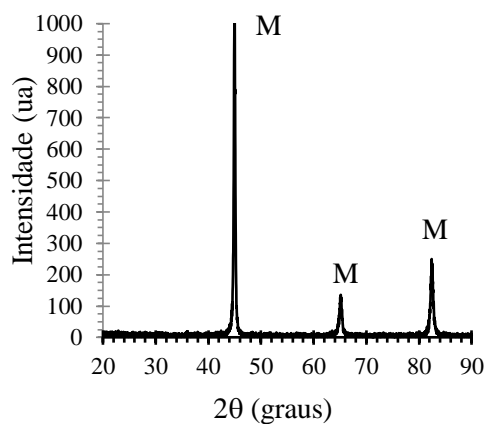
(a)



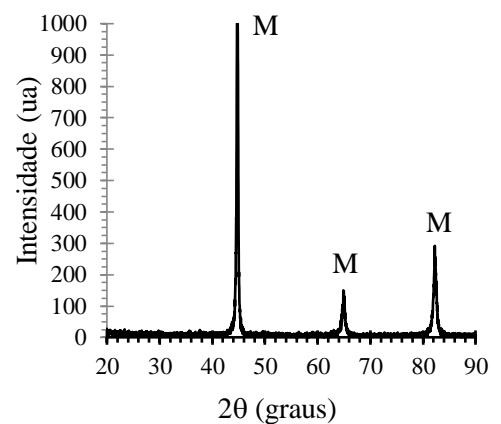
(b)

Fonte: Autor

Figura 28 - Difratomogramas do aço H13 temperado ao ar – T = 950°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



(a)



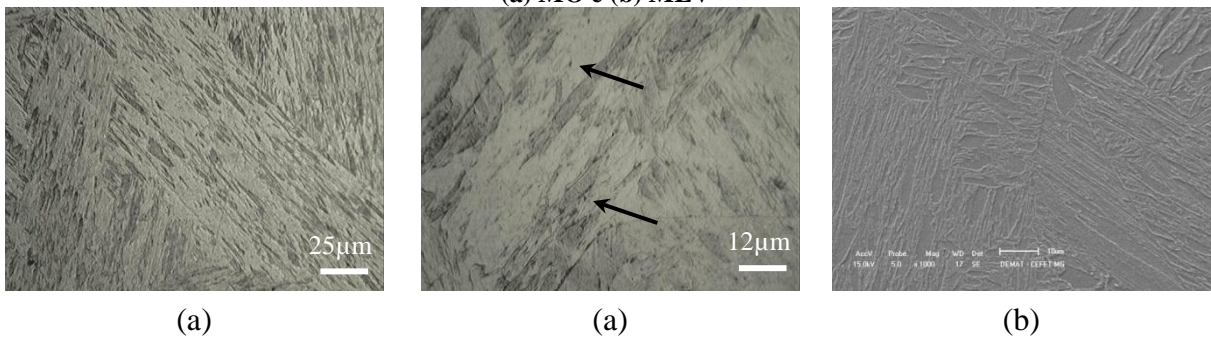
(b)

Fonte: Autor

5.4 Influência da temperatura, do tempo e do meio de resfriamento na microestrutura desenvolvida pelo aço H11 pós têmpera

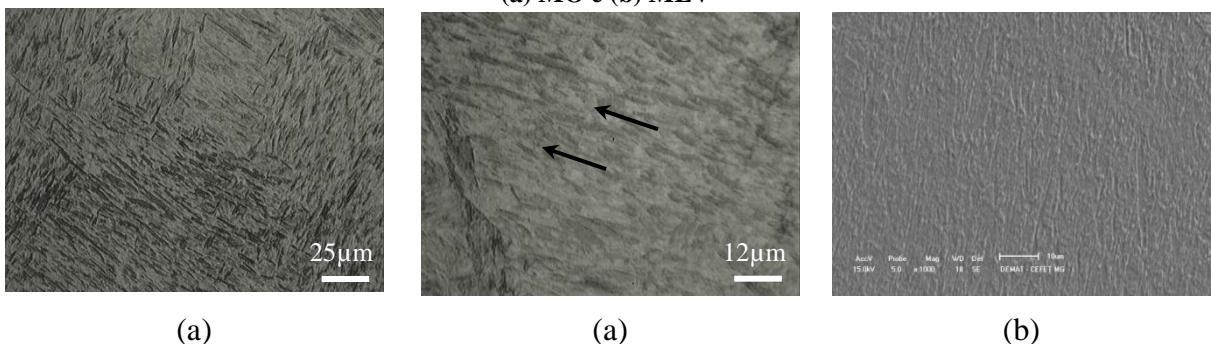
As figuras 29 a 40 apresentam as microestruturas do aço H11 obtidas após os tratamentos térmicos de têmpera para cada parâmetro definido. Similarmente ao aço H13, são observadas estruturas predominantemente martensíticas. Entretanto, quanto aos carbonetos presentes, uma diminuta quantidade é observada dos precipitados maiores. Já os precipitados considerados pequenos se apresentam dispersos nas imagens (exemplificados pelas setas negras) e sua quantidade também parece diminuir com o aumento da temperatura de austenitização. No entanto, a diferença não é significativa, o que estaria de acordo com a alteração ocasional nos valores de dureza. Da mesma forma, em todas as imagens percebe-se o crescimento do tamanho de grão austenítico (prévio, existente somente no momento no qual o material estava a elevadas temperaturas, cujas dimensões são observadas devido à revelação de seus contornos pelo reagente químico) com a temperatura de austenitização e, em geral, com o tempo de encharque.

Figura 29 - Fotomicrografias do aço H11 temperado em óleo – T = 1150°C e t = 60 minutos:
(a) MO e (b) MEV



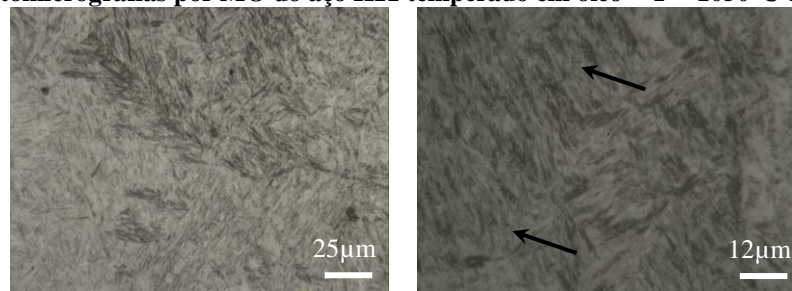
Fonte: Autor

Figura 30 - Fotomicrografias do aço H11 temperado em óleo – T = 1150°C e t = 20 minutos:
(a) MO e (b) MEV



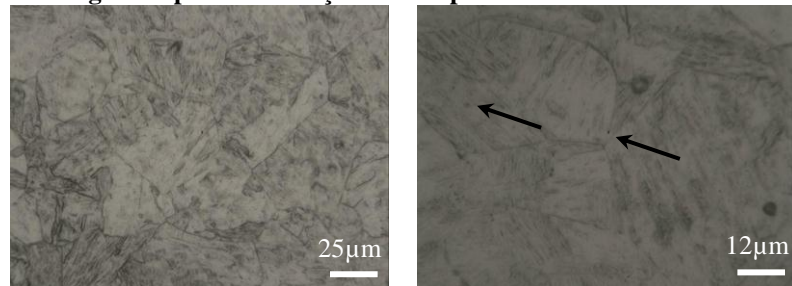
Fonte: Autor

Figura 31 - Fotomicrografias por MO do aço H11 temperado em óleo – T = 1050°C e t = 60 minutos



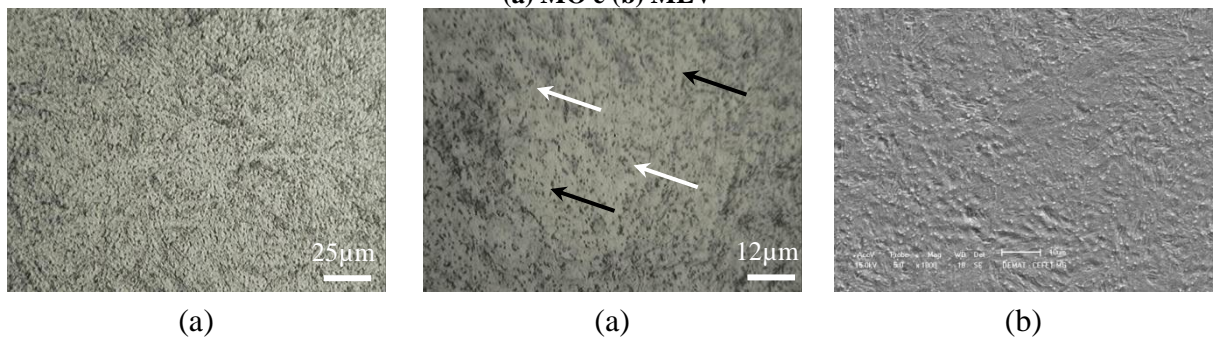
Fonte: Autor

Figura 32 - Fotomicrografias por MO do aço H11 temperado em óleo – T = 1050°C e t = 20 minutos



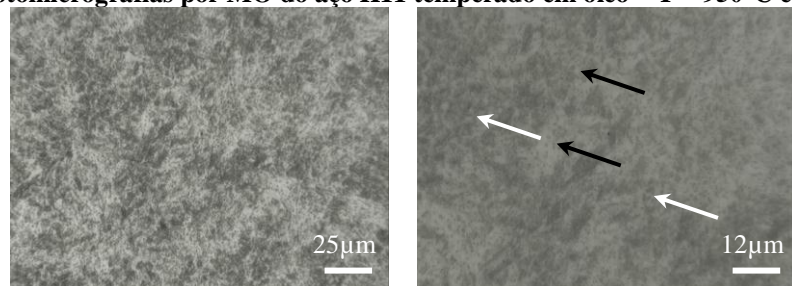
Fonte: Autor

**Figura 33 - Fotomicrografias do aço H11 temperado em óleo – T = 950°C e t = 60 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



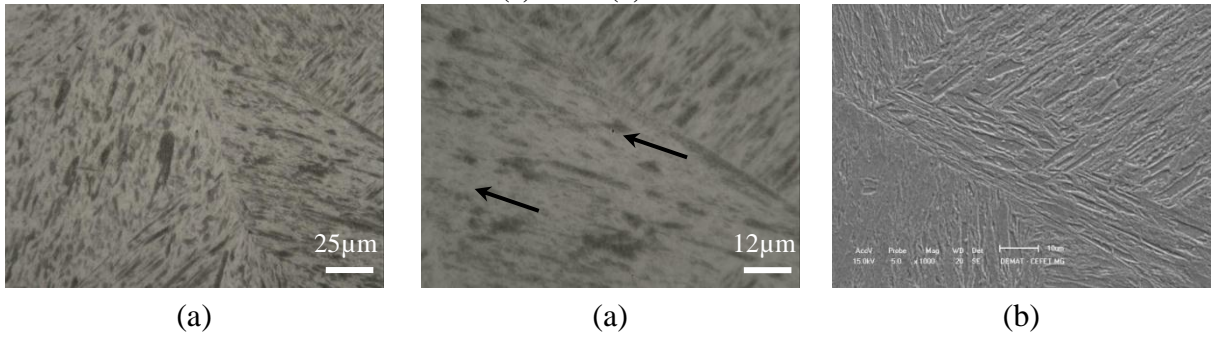
Fonte: Autor

Figura 34 - Fotomicrografias por MO do aço H11 temperado em óleo – T = 950°C e t = 20 minutos



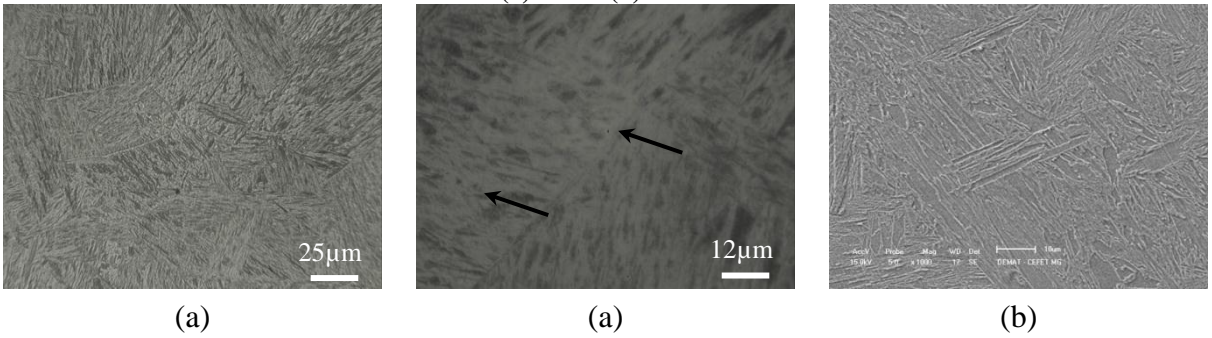
Fonte: Autor

**Figura 35 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 1150°C e t = 60 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



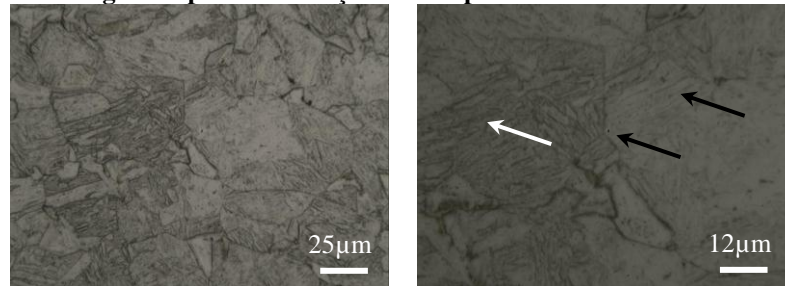
Fonte: Autor

**Figura 36 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 1150°C e t = 20 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



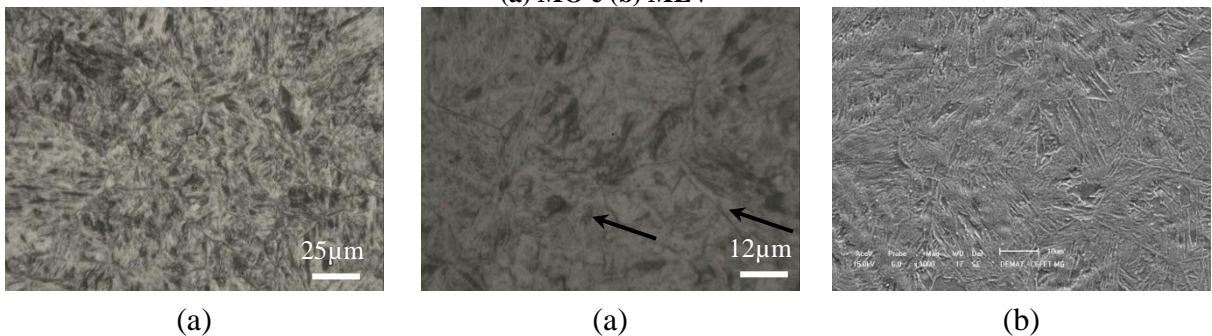
Fonte: Autor

Figura 37 - Fotomicrografias por MO do aço H11 temperado ao ar – T = 1050°C e t = 60 minutos



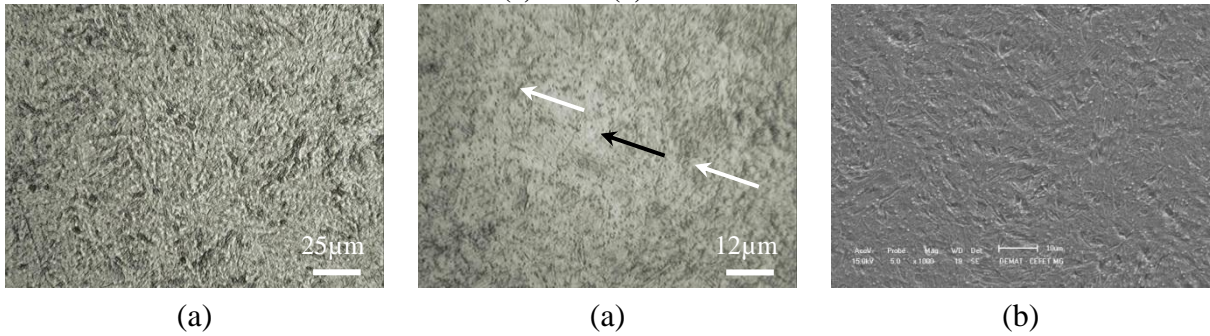
Fonte: Autor

**Figura 38 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 1050°C e t = 20 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



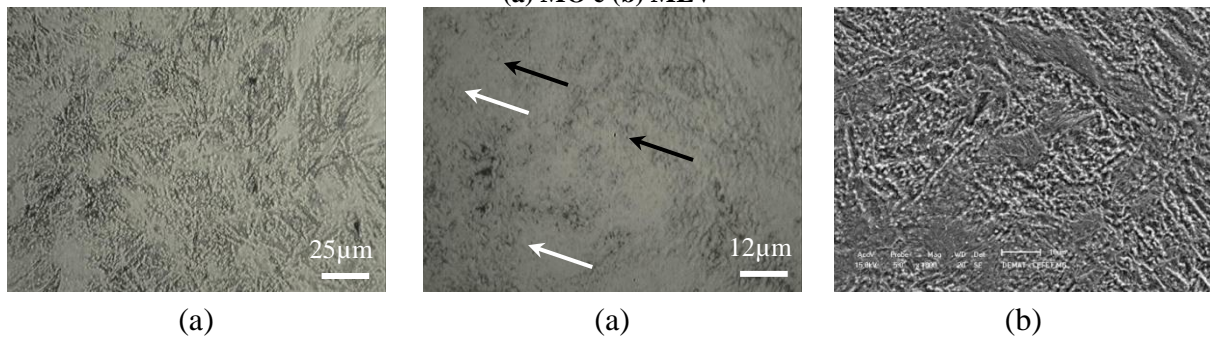
Fonte: Autor

**Figura 39 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 950°C e t = 60 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



Fonte: Autor

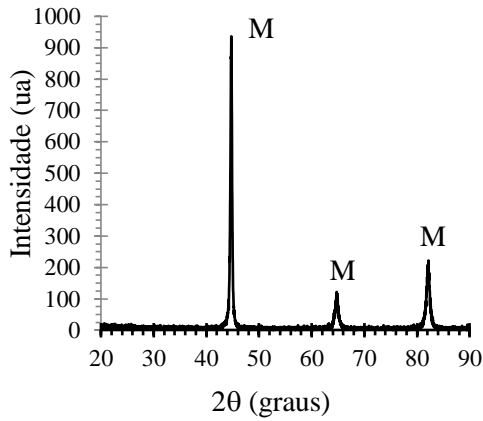
**Figura 40 - Fotomicrografias do aço H11 temperado ao ar – T = 950°C e t = 20 minutos:
(a) MO e (b) MEV**



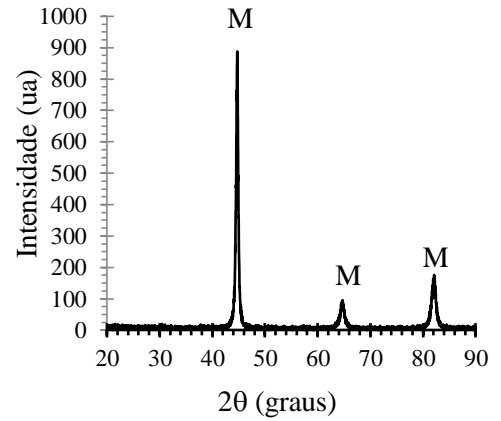
Fonte: Autor

Os difratogramas obtidos das amostras do aço H11 nos diversos tratamentos térmicos são apresentados nas figuras 41 a 46. Assim como foi notado para o aço H13, são exibidos picos característicos de estrutura martensítica e praticamente não se observa a presença dos carbonetos exibidos nas micrografias. A exceção são os resultados referentes ao emprego da temperatura de austenitização mais baixa analisada no trabalho, 950°C, nos quais discretos picos de carbonetos podem ser verificados (DOBRZANSKI et al., 2001; DOBRZANSKI et al., 2004).

Figura 41 - Difratomogramas do aço H11 temperado em óleo – T = 1150°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



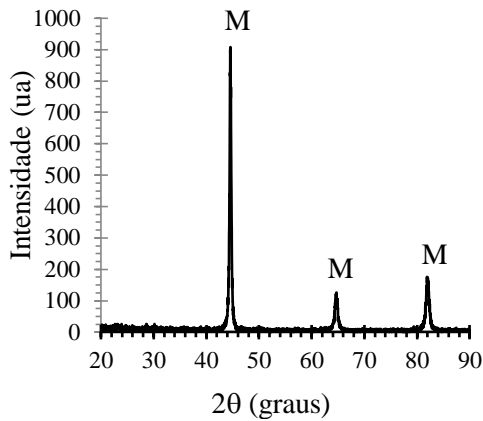
(a)



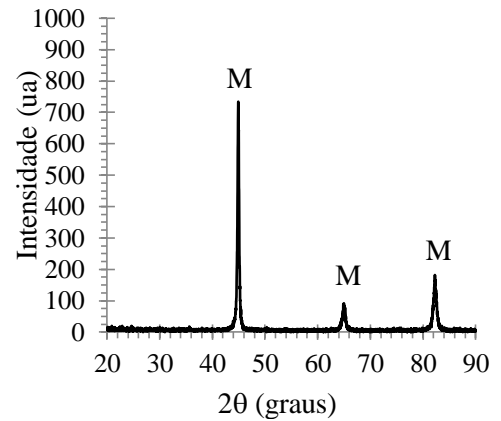
(b)

Fonte: Autor

Figura 42 - Difratomogramas do aço H11 temperado em óleo – T = 1050°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



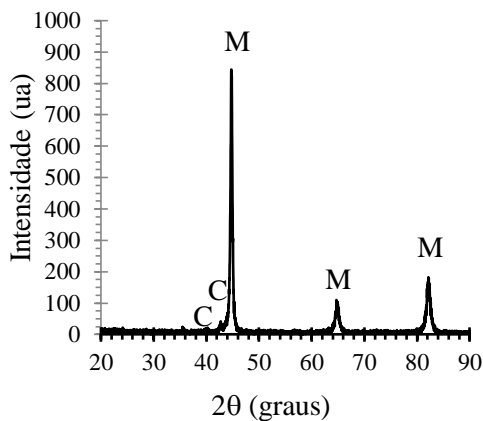
(a)



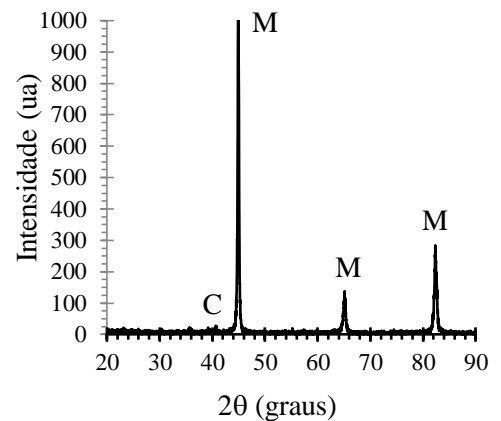
(b)

Fonte: Autor

Figura 43 - Difratomogramas do aço H11 temperado em óleo – T = 950°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



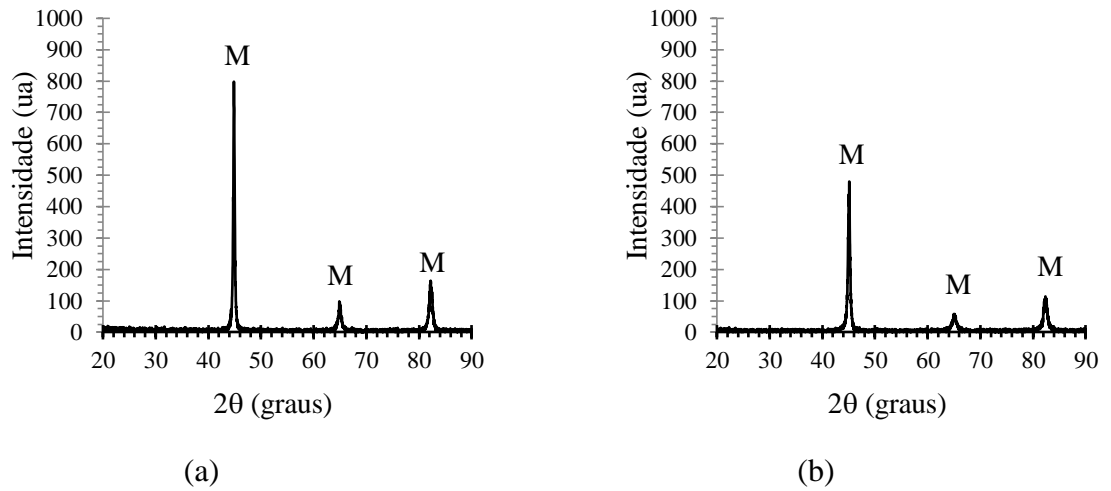
(a)



(b)

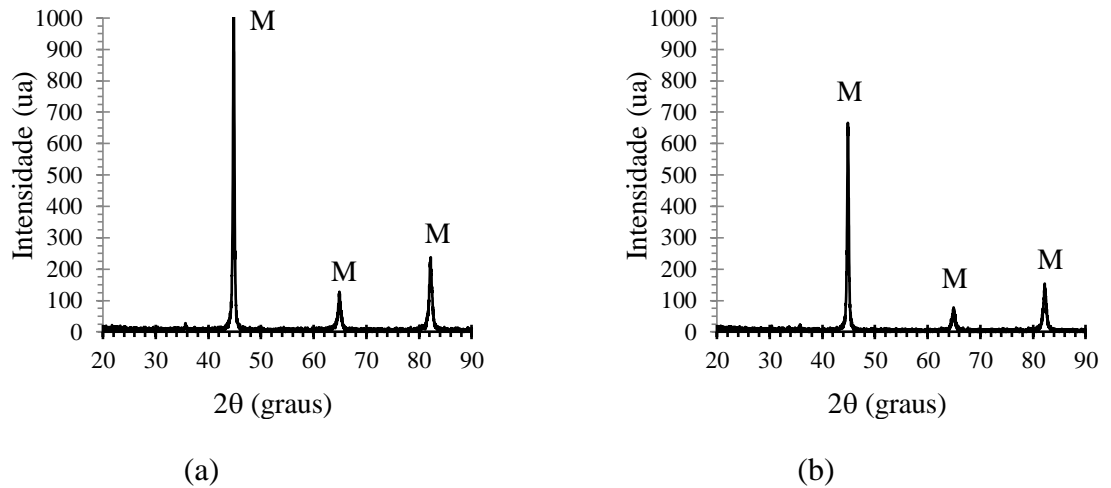
Fonte: Autor

Figura 44 - Difratoogramas do aço H11 temperado ao ar – T = 1150°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



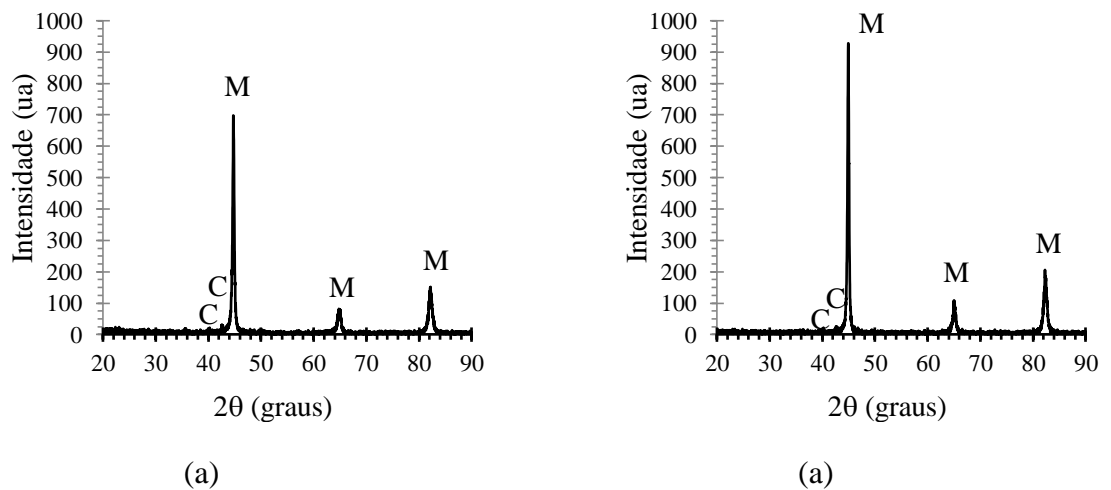
Fonte: Autor

Figura 45 - Difratoogramas do aço H13 temperado ao ar – T = 1050°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



Fonte: Autor

Figura 46 - Difratoogramas do aço H13 temperado ao ar – T = 950°C (a) t = 60 minutos e (b) t = 20 minutos



Fonte: Autor

6 CONCLUSÕES

Os efeitos das condições de tratamento térmico de têmpera (temperatura, tempo e meio de resfriamento) na microestrutura e no comportamento mecânico dos aços H13 e H11 foram investigados:

- ✓ De maneira geral, para o aço H13, um aumento na temperatura de austenitização implicou no aumento da dureza das amostras, oposto do que foi verificado para o tempo de encharque;
- ✓ Já para o aço H11, o comportamento mecânico geral em relação à temperatura de austenitização dependeu das demais condições de processamento térmico. Resultados análogos foram verificados em termos do tempo de encharque;
- ✓ A temperatura de 950°C não promoveu a austenitização completa das ligas nos tratamentos térmicos;
- ✓ Para as demais temperaturas de austenitização, 1050°C e 1150°C, estrutura predominantemente martensítica foi desenvolvida, independente dos demais parâmetros de processamento;
- ✓ Em geral, foi observada ocorrência de dissolução de carbonetos com a elevação da temperatura de austenitização no tratamento térmico de têmpera e, de modo similar, com o tempo de encharque para uma mesma temperatura de austenitização.

Por fim, ressalta-se que um tratamento térmico de têmpera apropriado e com controle rigoroso em seus parâmetros se torna relevante para a obtenção de características e propriedades desejáveis nos aços ferramentas para trabalho a quente.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BRYSON, W. E. **Heat treatment, selection, and application of tool steels**. 2. ed. Ohio: Hanser Gardner, 2005. 239p.
- CALLISTER JÚNIOR, W. D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2006. 704 p.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2005. 599p.
- COUTINHO, C. B. **Materiais metálicos para engenharia**. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992. 405p.
- DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara, 1981. 653 p.
- DOBRZANSKI, L. A.; MAZURKIEWICZ, J.; HAJDUCZEK, E.. Effect of thermal treatment on structure of newly developed 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 hot-work tool steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 157/158, p. 472-484, 2004.
- DOBRZANSKI, L. A.; MAZURKIEWICZ, J.; HAJDUCZEK, E.; MADEJSKI, J. Comparison of the thermal fatigue resistance and structure of the 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 hot-work tool steel with X40CrMoV5-1 type one. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 113, p. 527-538, 2001.
- KHEIRANDISH, S.; NOORIAN, A. Effect of niobium on microstructure of AISI H13 hot work tool steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 15, n. 4, p. 61-66, 2008.
- KRAUSS, G. **Steel: heat treating and processing principles**. Ohio: American Society for Metals – ASM International, 1990. 497p.
- RAUTER, R. O. **Aços ferramentas: seleção, tratamentos térmicos, pesquisa de defeitos**, Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos S/A, 1974.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648 p.
- TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. 2. ed. Portland: CRC, 2007. 833 p.