



Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Natasha Nogueira de Moraes

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA
MICROESTRUTURA E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE AÇOS
FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE**

Belo Horizonte

Maio de 2019

Natasha Nogueira de Moraes

Influência dos parâmetros de tratamento térmico na microestrutura e no comportamento mecânico de aços ferramenta para trabalho a quente

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Dr^a.ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORRÊA

Co-orientador: Dr. Wellington Lopes

Belo Horizonte

Maio de 2019

Morais, Natasha Nogueira de.
M827i Influência dos parâmetros de tratamentos térmicos na microestrutura e no comportamento mecânico de aços ferramenta para trabalho a quente. / Natasha Nogueira de Moraes. - 2019. 133 f. : il.
Orientador(a): Elaine Carballo Siqueira Corrêa.
Co-orientador(a): Wellington Lopes.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2019.
Bibliografia.

1. Aço – Propriedades mecânicas. 2. Aço para ferramentas. 3. Aço – Tratamento térmico. I. Corrêa, Elaine Carballo Siqueira. II. Título.

CDD: 669.142

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca - Campus I / CEFET-MG
Bibliotecário: Leôncio d'Assumpção de Souza - CRB/6-3348



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
"INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE TRATAMENTOS
TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DE AÇOS
FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE"

Autora: Natasha Nogueira de Moraes

Orientadora: Prof^ª. Dr^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof^ª. Dr^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa (ORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Wellington Lopes

Prof. Dr. Wellington Lopes (COORDENADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Augusto César da Silva Bezerra

Prof. Dr. Augusto César da Silva Bezerra
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Aline Silva Magalhães

Prof.^ª Dr.^ª Aline Silva Magalhães
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Belo Horizonte, 29 de Maio de 2019.

Dedico este trabalho a minha filha Naila, razão de meu viver, ao meu marido Alexandre, meu melhor amigo, companheiro da minha vida e a minha mãe, minha base.

Agradecimentos

Primeiro e principalmente a Deus, por me conceder o dom da vida e colocar as maiores e melhores oportunidades em meu caminho, diariamente.

Com todo carinho, à minha querida orientadora e amiga, Prof^a. Elaine, pela atenção, compreensão e ensinamentos sem fim, desde 2008.

Ao meu co-orientador Wellington Lopes, pelos ensinamentos, ajuda e disponibilidade de sempre.

Ao amigos da Nemark, em especial ao Daniel, pela ajuda imensurável desde o início do projeto, Áurea, Gledson, Adriene e Manoel, pela força nos momentos que a caminhada parecia mais longa que na verdade era.

Ao gestor do Laboratório Metalúrgico da Nemark, Gustavo Amaral, pela flexibilidade e incentivo durante toda a conclusão do curso.

A todo o departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

Ao meu esposo por estar sempre ao meu lado, me apoiando em todos os momentos.

À minha mãe, pelo incentivo e principalmente por cuidar com tanto amor de meu bem mais precioso, minha filha, enquanto eu me dedicava à conclusão do trabalho.

RESUMO

Aços ferramenta para trabalho a quente são aqueles utilizados em ferramentais que trabalham a elevadas temperaturas, chegando a ultrapassar 500°C em operação. Esses aços são aplicados principalmente na confecção de matrizes de forjamento, extrusão e fundição sob pressão e devem apresentar características tais como, alta tenacidade, resistência ao revenido, resistência mecânica a temperaturas elevadas, alta condutibilidade térmica, dentre outras. Dessa forma, o tratamento térmico é a etapa que define as propriedades mecânicas finais desses materiais, sendo considerado o passo mais crítico do processo de construção de ferramentais, apesar de compreender apenas 5% de seu custo total. Neste contexto, O objetivo deste trabalho foi avaliar o comportamento mecânico e a microestrutura de três distintos aços ferramenta para trabalho a quente, AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367, submetidos a diferentes parâmetros de tratamento térmico. A avaliação foi realizada mediante o uso das técnicas de microscopia óptica e de varredura, difração de raios X, bem como por meio de ensaios mecânicos de dureza, impacto e tração. Os resultados mostraram que o aumento da temperatura de austenitização na têmpera promoveu um aumento de dureza dos materiais, em função do aumento da fração volumétrica da martensita formada. Observou-se, ainda, a evolução microestrutural com a formação de agulhas de martensita mais nítidas e a formação de um maior tamanho de grão austenítico, à medida que a temperatura de austenitização aumentou. Foi verificado o fenômeno de endurecimento secundário nos três aços ferramenta durante a etapa de revenimento, às temperaturas de 500°C para os aços AISI H13 e DIN 1.2367 e a 525°C para o aço AISI H11. Nos ensaios de impacto tipo Charpy, a presença de inclusões não metálicas e o maior teor de silício, levaram a um menor nível de energia absorvida do aço AISI H13 quando comparado aos aços AISI H11 e DIN 1.2367. Em termos de resistência à tração, para os três aços, foi observado o aumento do limite de resistência à tração e, de forma geral, do limite de escoamento, com o aumento da temperatura de austenitização, além de constatado o efeito deletério do maior teor de fósforo no aço DIN 1.2367.

Palavras-chave: aços ferramenta para trabalho a quente, propriedades mecânicas, endurecimento secundário, austenitização, revenimento.

ABSTRACT

Hot work tool steels are those used in tooling that work at high temperatures, reaching up to 500 ° C in operation. These steels are mainly applied in the manufacture of forging, extrusion and die castings and should to exhibit characteristics such as, high tenacity, tempering resistance, mechanical resistance at high temperatures, high thermal conductivity and others. Thus, the heat treatment is the step that defines the final mechanical properties of these materials, being considered the most critical step in the process of tooling construction, although it only comprises 5% of its total cost. In this context, the aim of this work was to evaluate the mechanical and microstructural behavior of three different hot work tool steels, AISI H13, AISI H11 and DIN 1.2367, subjected to different parameters of heat treatment of quenching and subsequent tempering. The evaluation was performed using the techniques of optical and scanning microscopy, X-ray diffraction, as well as mechanical tests of hardness, impact and tensile test. The results showed that the increased austenitization temperature in quenching promoted an increase in the hardness of the materials, due to the increase in the volumetric fraction of the martensite formed. It was also observed the microstructural evolution, with the formation of sharper martensite needles and larger austenitic grain size, as the austenitization temperature increased. The secondary hardening phenomenon was verified in the three tool steels during the annealing step, at temperatures of 500°C for AISI H13 and DIN 1.2367 and at 525°C for AISI H11 steel. In the Charpy impact tests, the presence of nonmetallic inclusions and the higher silicon content led to a lower level of energy absorbed from AISI H13 steel when compared to AISI H11 and DIN 1.2367 steels. In terms of tensile strength, for the three steels, it was observed an increase of tensile strength and, in general, in the yield strength, with the increase of austenitization temperature, in addition, the deleterious effect of the higher phosphorus content in DIN 1.2367 steel.

Keywords: Hot work tool steels, mechanical properties, secondary hardening, austenitization, tempering.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Transformação da estrutura cristalina da martensita, de CCC para TCC.	23
Figura 2 - Diferentes morfologias apresentadas pela martensita.	24
Figura 3 - Microestruturas (MO) de aços ferramenta após tratamento térmico.	27
Figura 4 - Representação da morfologia dos carbonetos encontrados em aços ferramenta.	30
Figura 5 - Exemplos de ferramental para injeção de peças – processo <i>High Pressure Die Casting</i> (HPDC).	31
Figura 6 - Microestrutura da superfície de contato entre a matriz e o alumínio.	41
Figura 7 - Imagens de processo corrosivo observado por meio de microscopia óptica.	42
Figura 8 - Fissuras de tensão em ferramental de fundição sob pressão.	42
Figura 9 - Trincas de fadiga térmica em ferramental de fundição sob pressão.	43
Figura 10 - Seção transversal do aço AISI H13 tratado superficialmente por fusão a laser.	48
Figura 11 - Morfologia de uma inclusão não metálica de sulfeto.	51
Figura 12 - Análise de qualidade microestrutural no estado recozido de amostras de aço ferramenta conforme a NADCA.	52
Figura 13 - Fluxograma das etapas preliminares do trabalho.	55
Figura 14 - Fluxograma da avaliação dos ciclos de tratamentos térmicos completos.	56
Figura 15 - Espectrômetro de emissão óptica.	57
Figura 16 - Corpo-de-prova para realização de análises química, microestrutural e de dureza.	57
Figura 17 - Máquina de corte e disco abrasivo utilizados para realização dos cortes dos corpos-de-prova.	58
Figura 18 - Corpo-de-prova para ensaio de impacto, tipo Charpy.	58
Figura 19 - Corpo-de-prova para ensaio de tração, modelo 4 <i>sub-size</i>	59
Figura 20 - Forno elétrico da marca Fornitec modelo 4236 a ser utilizado para realização dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.	60
Figura 21 - Gaiola para realização dos tratamentos térmicos e bipartição dos corpos-de-prova.	62
Figura 22 - Equipamentos utilizados para preparação e análise metalográfica.	63

Figura 23 - Microscópio óptico e microscópio eletrônico de Varredura utilizados nos experimentos.....	64
Figura 24 - Difratômetro de raios X Shimadzu.	65
Figura 25 - Durômetro Rockwell para ensaio de dureza.	66
Figura 26 - Resultados de tenacidade ao impacto para diferentes aços ferramenta cujos corpos-de-prova foram confeccionados com e sem entalhe.....	67
Figura 27 - Máquina de ensaio de impacto.	67
Figura 28 - Máquina universal de ensaios para realização do ensaio de tração.....	68
Figura 29 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H13 no estado como recebido.	70
Figura 30 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H11 no estado como recebido.	71
Figura 31 - Micrografias por MO e MEV do aço DIN 1.2367 no estado como recebido.....	72
Figura 32 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H13 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	73
Figura 33 - Micrografias por MO e MEV do AISI H11 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	74
Figura 34 - Micrografias por MO e MEV do aço DIN 1.2367 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	75
Figura 35 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H13 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	76
Figura 36 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H11 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	77
Figura 37 - Micrografias por MO e MEV do aço DIN 1.2367 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	77
Figura 38 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H13 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	78
Figura 39 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H11 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	79
Figura 40 - Micrografias por MO e MEV do aço DIN 1.2367 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo.	80
Figura 41 - Difratogramas do aço AISI H13 temperado em óleo com diferentes temperaturas de austenitização.	83

Figura 42 - Difractogramas do aço AISI H11 temperado em óleo com diferentes temperaturas de austenitização.	84
Figura 43 - Difractogramas do aço DIN 1.2367 temperado em óleo com diferentes temperaturas de austenitização.	85
Figura 44 - Micrografias por MO do aço AISI H13 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.	96
Figura 45 - Micrografias por MO do aço AISI H13 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.	97
Figura 46 - Micrografias por MO do aço AISI H13 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.	98
Figura 47 - Micrografias por MO do aço AISI H11 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 525°C e 600°C. ...	100
Figura 48 - Micrografias por MO do aço AISI H11 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 525°C e 600°C. ...	101
Figura 49 - Micrografias por MO do aço AISI H11 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 525°C e 600°C. ...	102
Figura 50 - Micrografias por MO do aço DIN 1.2367 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.	104
Figura 51 - Micrografias por MO do aço DIN 1.2367 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.	105
Figura 52 - Micrografias por MO do aço DIN 1.2367 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.	106
Figura 53 - Superfície de falha dos corpos-de-prova de impacto do aço AISI H13.	109
Figura 54 - Superfície de falha dos corpos-de-prova de impacto do aço AISI H11.	112
Figura 55 - Superfície de falha dos corpos-de-prova de impacto do aço DIN 1.2367	114

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Principais grupos de aço ferramenta, segundo a classificação AISI.	20
Tabela 2 - Valores máximos de dureza para diferentes parâmetros de austenitização e resfriamento do aço ferramenta AISI H13.	26
Tabela 3 - Especificações técnicas de aços especiais para matrizes de fundição (% em peso).	32
Tabela 4 - Especificação técnica do aço ferramenta AISI H13.....	34
Tabela 5 - Composição química do aço ferramenta AISI H11 padrão e modificado.	36
Tabela 6 - Composição química do aço ferramenta DIN 1.2367.....	37
Tabela 7 - Variação de dureza do Aço DIN 1.2367 como efeito do superenvelhecimento.	45
Tabela 8 - Parâmetros dos tratamentos térmicos de têmpera.....	61
Tabela 9 - Parâmetros dos tratamentos térmicos de revenimento.....	61
Tabela 10 - Composição química dos aços ferramenta AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367.	70
Tabela 11 - Resultados de dureza para os materiais no estado como recebidos.	72
Tabela 12 - Resultados de dureza para os materiais temperados em óleo a diferentes temperaturas de austenitização.....	81
Tabela 13 - Resultados de dureza do aço AISI H13 austenitizado à 950°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	87
Tabela 14 - Resultados de dureza do aço AISI H13 austenitizado à 1000°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	88
Tabela 15 - Resultados de dureza do aço AISI H13 austenitizado à 1100°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	89
Tabela 16 - Resultados de dureza do aço AISI H11 austenitizado à 950°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	90
Tabela 17 - Resultados de dureza do aço AISI H11 austenitizado à 1000°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	90
Tabela 18 - Resultados de dureza do aço AISI H11 austenitizado à 1100°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	91
Tabela 19 - Resultados de dureza do aço DIN 1.2367 austenitizado à 950°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	92

Tabela 20 - Resultados de dureza do aço DIN 1.2367 austenitizado à 1000°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	93
Tabela 21 - Resultados de dureza do aço DIN 1.2367 austenitizado à 1100°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.....	94
Tabela 22 - Aço AISI H13 tratado termicamente a diferentes parâmetros de temperatura na têmpera e no revenimento.	96
Tabela 23 - Resultados do Ensaio de Impacto tipo Charpy para o aço AISI H13 tratado termicamente.	108
Tabela 24 - Resultados do Ensaio de Impacto tipo Charpy para o aço AISI H11 tratado termicamente.	111
Tabela 25 - Resultados do Ensaio de Impacto tipo Charpy para o aço DIN 1.2367 tratado termicamente.	113
Tabela 26 - Resultados do Ensaio de Tração para o aço H13 tratado termicamente.	116
Tabela 27 - Resultados do Ensaio de Tração para o aço H11 tratado termicamente.	118
Tabela 28 - Resultados do Ensaio de Tração para o aço DIN 1.2367 tratado termicamente.....	120

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Esquema recomendado de têmpera e revenimento: ciclos de tratamento térmico mostrando revenimento triplo no aço AISI H13.	25
Gráfico 2 - Evolução da dureza durante o tratamento térmico do aço X32Cr-Mo-V-3-3-3.	28
Gráfico 3 - Comparação dos valores de dureza dos principais carbonetos encontrados em aços ferramenta.	29
Gráfico 4 - Resultados de ensaio de impacto a altas temperaturas.	33
Gráfico 5 - Variação da energia de impacto do aço AISI H13 no ensaio Charpy em função da temperatura de austenitização.	35
Gráfico 6 - Efeito da temperatura de revenimento na dureza e na tenacidade do aço AISI H11.	37
Gráfico 7 - Comparação da Resistência a Fadiga entre os aços H11, H13 e DIN 1.2367.	38
Gráfico 8 - Principais mecanismos de falha observados em matrizes de fundição sob pressão.	39
Gráfico 9 - Perfil de dureza de amostras de aço DIN 1.2367 nitretadas a diferentes parâmetros de tempo, temperatura e teor de nitrogênio.	47
Gráfico 10 - Taxa de desgaste e dureza em função da dose iônica para o aço AISI H11.	48
Gráfico 11 - Influência do teor de molibdênio na dureza à temperatura ambiente do aço AISI H11 à diferentes temperaturas de revenimento.	62
Gráfico 12 - Resultados de dureza HRC dos aços AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367 temperados em óleo por 35 minutos a diferentes temperaturas de austenitização.	81
Gráfico 13 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H13 austenitizado à temperatura de 950°C e revenido a diferentes temperaturas.	88
Gráfico 14 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H13 austenitizado à temperatura de 1000°C e revenido a diferentes temperaturas.	88
Gráfico 15 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H13 austenitizado à temperatura de 1100°C e revenido a diferentes temperaturas.	89
Gráfico 16 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H11 austenitizado à temperatura de 950°C e revenido a diferentes temperaturas.	90

Gráfico 17 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H11 austenitizado à temperatura de 1000°C e revenido a diferentes temperaturas.....	91
Gráfico 18 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H11 austenitizado à temperatura de 1100°C e revenido a diferentes temperaturas.....	91
Gráfico 19 - Comparativo do endurecimento secundário de aços ferramenta para trabalho a quente.	92
Gráfico 20 - Resultados de dureza HRC do aço DIN 1.2367 austenitizado à temperatura de 950°C e revenido a diferentes temperaturas.....	93
Gráfico 21 - Resultados de dureza HRC do aço DIN 1.2367 austenitizado à temperatura de 1000°C e revenido a diferentes temperaturas.....	93
Gráfico 22 - Resultados de dureza HRC do aço DIN 1.2367 austenitizado à temperatura de 1100°C e revenido a diferentes temperaturas.....	94
Gráfico 23 – Comparativo entre os picos de endurecimento secundário	95
Gráfico 24 - Comparativo do volume de carbonetos primários não dissolvidos para diferentes temperaturas de austenitização na têmpera.....	99
Gráfico 25 - Relação entre a temperatura de austenitização com o tamanho de grão para aços ferramenta para trabalho a quente.	103
Gráfico 26 - Relação entre a dureza e a tenacidade em função da temperatura de revenimento.....	108
Gráfico 27 - Energia absorvida (J) para diferentes parâmetros de tratamento térmico para o aço AISI H13.	109
Gráfico 28 - Energia absorvida (J) para diferentes parâmetros de tratamento térmico para o aço AISI H11.	111
Gráfico 29 - Energia absorvida (J) para diferentes parâmetros de tratamento térmico para o aço DIN 1.2367.	114
Gráfico 30 - Curvas Tensão x Deformação convencional e real do aço AISI H13 tratado termicamente.	116
Gráfico 31 - Curvas Tensão x Deformação convencional e real do aço AISI H11 tratado termicamente.	118
Gráfico 32 - Curvas Tensão x Deformação convencional e real do aço DIN 1.2367 tratado termicamente.	120
Gráfico 33 - Comparativo dos resultados de LRT para os três aços estudados.	122
Gráfico 34 - Comparativo dos resultados de LE para os três aços estudados.....	123
Gráfico 35 - Comparativo dos resultados de A% para os três aços estudados.....	123

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

A – Alongamento (%)

AISI - Instituto Americano de Ferro e Aço (*American Iron and Steel Institute*)

CCC - cúbica de corpo centrado

CVD - deposição química de vapor (*chemical vapor deposition*)

DRX - difração de raios X

DIN - Instituto Alemão para a Normalização (*Deutsches Institut für Normung*)

ESR - refusão sob escória eletrocondutora (*electro-slag remelt*)

GAS - choque acústico guiado (*guided acoustic shock*)

HPDC - fundição sob pressão (*high pressure die casting*)

HBW – dureza Brinell (hardness Brinell Tungsten)

HRB – dureza Rockwell B (hardness Rockwell B)

HRC - dureza Rockwell C (*hardness Rockwell C*)

LE - limite de escoamento

LRT - limite de resistência à tração

MEV - microscópio eletrônico de varredura

MO - microscópio óptico

NADCA - Associação Norte Americana de Fundição (*North American Die Casting Association*)

PES - pico de endurecimento secundário

PVD - deposição física de vapor (*physical vapor deposition*)

R - revenimento

S - substrato

T - têmpera

TCC - tetragonal de corpo centrado

TTT - tempo - temperatura - transformação

VAR - refusão a arco sob vácuo (*vacuum arc remelt*)

ZR - zona refundida

ZTA - zona termicamente afetada

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
2 OBJETIVOS	19
2.1 Objetivo Geral	19
2.2 Objetivos Específicos.....	19
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
3.1 Características Gerais dos Aços Ferramenta para Trabalho a Quente	20
3.2 Tratamentos Térmicos e Microestrutura dos Aços Ferramenta para Trabalho a Quente	22
3.2.1 Endurecimento Secundário em Aços Ferramenta para Trabalho a Quente	28
3.3 Aços Ferramenta para Matrizes de Fundição sob Pressão	30
3.3.1 Aço ferramenta AISI H13	34
3.3.2 Aço ferramenta AISI H11	35
3.3.3 Aço ferramenta DIN 1.2367.....	37
3.4 Principais Mecanismos de Falha Experimentados pelas Matrizes de Fundição Sob Pressão	39
3.5 Superenvelhecimento em Aços Ferramenta para Trabalho a Quente	44
3.6 Revestimentos para Aumento de Vida Útil de Aços Ferramenta para Trabalho a Quente	46
3.7 Critérios de Aceitação de Qualidade de Material e Tratamento Térmico para Matrizes de Fundição Sob Pressão Conforme a NADCA.....	49
4 MATERIAIS E MÉTODOS	55
4.1 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido.....	55
4.2 Materiais	56
4.3 Corpos-de-Prova.....	57
4.4 Tratamentos Térmicos	60
4.5 Caracterização Microestrutural	63
4.6 Caracterização Mecânica	65
4.6.1 Ensaio de dureza Rockwell	65
4.6.2 Ensaio de impacto.....	66
4.6.3 Ensaio de tração	67
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	69

5.1 Caracterização dos Aços no Estado como Recebido	69
5.2 Tratamentos Térmicos Preliminares	73
5.2.1 Caracterização microestrutural	73
5.2.2 Caracterização mecânica.....	81
5.2.3 Análise por difração de raios X	83
5.3 Ciclos Completos de Tratamentos Térmicos	87
5.3.1 Identificação dos picos de endurecimento secundário	87
5.3.2 Caracterização microestrutural	95
5.3.3 Ensaio de Impacto tipo Charpy	106
5.3.4 Ensaio de Tração	115
6 CONCLUSÕES	124
REFERÊNCIAS.....	125

1 INTRODUÇÃO

A fundição em ligas de alumínio é vista como uma tecnologia estratégica, uma vez que é possível obter peças com diferentes geometrias, em larga escala de produtividade (GARIBOLDI, 2010). O processo de fundição sob pressão, também conhecido por HPDC, é responsável pela moldagem de grande parte dos fundidos produzidos em ligas leves. Neste processo, o metal líquido é injetado em altas velocidade e pressão no interior de uma cavidade conhecida como matriz (CAMPBELL, 1994).

O bom desempenho do processo de fundição pelo processo HPDC depende de inúmeros parâmetros, dentre eles, ressalta-se a seleção adequada dos materiais utilizados na confecção das matrizes e o tratamento térmico aplicado, fatores tais que influenciam diretamente na vida útil dos ferramentais (KLOBCAR, 2007).

O processo HPDC expõe as matrizes a esforços cíclicos com altas cargas mecânicas e a altas temperaturas (LU et al, 2019), dessa forma, a fim de obter ferramentas que apresentem características tais como, tenacidade e resistência ao desgaste a altas temperaturas e resistência ao impacto, a correta seleção do material utilizado na confecção das ferramentas é fator preponderante.

Aços ferramenta para trabalho a quente são aços utilizados em aplicações que expõem o material a ciclos de tensões mecânicas e térmicas. Esses aços são largamente empregados na confecção de ferramentas para extrusão de alumínio, forjamento de aços e matrizes para fundição sob pressão. Dessa forma, a manutenção de elevados níveis de dureza e tenacidade à temperatura de trabalho são requisitos para a utilização destes aços.

Sob a perspectiva econômica, a confecção destas complexas matrizes de fundição sob pressão compõe uma etapa de alto custo do processo de fabricação de peças fundidas, refletindo diretamente no valor agregado do produto acabado. Assim, a busca constante pelo aumento de vida útil destas ferramentas é de importância fundamental para toda a cadeia produtiva desde o fabricante ao consumidor final de peças, por exemplo, da indústria automotiva, como blocos de motor e transmissões.

O tratamento térmico é uma das últimas etapas do processo de manufatura dos moldes, no entanto, é a etapa mais crítica do processo de confecção. A

qualidade do tratamento térmico reflete diretamente na vida útil do ferramental e, portanto, sua importância.

Neste trabalho foi estudada a influência da temperatura de austenitização e de revenimento no arranjo microestrutural e no comportamento mecânico de três tipos de aços ferramenta para trabalho a quente. Esses utilizados na confecção de matrizes para fundição sob pressão, aplicadas na fabricação de peças para a indústria automotiva.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho foi avaliar o comportamento mecânico e a microestrutura de três distintos aços ferramenta para trabalho a quente, submetidos a diferentes parâmetros de tratamento térmico.

2.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência, no comportamento mecânico e na microestrutura, da temperatura de austenitização na têmpera de aços ferramenta para trabalho a quente.
- Investigar os efeitos da variação da temperatura de revenimento na microestrutura e no comportamento mecânico de diferentes aços ferramenta para trabalho a quente.
- Analisar o fenômeno de endurecimento secundário experimentado pelos aços ferramenta para trabalho a quente.
- Estudar a influência da composição química, ou seja, do emprego de três aços ferramenta para trabalho a quente distintos, na dureza, tenacidade e resistência à tração após os ciclos de tratamento térmico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Características Gerais dos Aços Ferramenta para Trabalho a Quente

Aços ferramenta para trabalho a quente são utilizados para aplicações a altas temperaturas como, por exemplo, ferramentas para extrusão de alumínio, forjamento de aços e matrizes para fundição sob pressão. Tais processos produtivos expõem o material a altas tensões térmicas e mecânicas (BISCHOF et al, 2007; LU et AL, 2019). Dessa forma, as áreas de aplicação deste grupo de aços estão relacionadas aquelas onde há capacidade de manter elevados níveis de dureza e tenacidade à temperatura de trabalho (GRELLIER, 2002).

Quando aplicados em matrizes para forjamento de aços como, por exemplo, na confecção de peças automobilísticas, a temperatura de trabalho pode chegar a valores acima de 1100°C. Em processos de extrusão de alumínio, são alcançadas temperaturas em torno de 600°C e na fundição de alumínio, chega-se a valores aproximados de 700°C (MESQUITA, 2007).

Na tabela 1 são apresentados os principais grupos de aços ferramenta designados segundo a classificação AISI (*American Iron and Steel Institute*). O primeiro dígito desta designação indica o grupo de aço, o segundo dígito, juntamente ao primeiro, indica a classe e o terceiro indica o aço dentro da classe (ROBERTS, 1998). A letra que simboliza os aços ferramenta para trabalho a quente é a letra H.

Tabela 1 - Principais grupos de aço ferramenta, segundo a classificação AISI.

Grupo	Símbolo de Identificação
Aços ferramenta endurecidos em água	W
Aços ferramenta resistentes ao impacto	S
Aços ferramenta para trabalho a frio endurecidos em óleo	O
Aços ferramenta média liga para trabalho a frio endurecidos ao ar	A
Aços ferramenta para trabalho a frio, alto carbono, alto cromo	D
Aços para moldagem	P
Aços para trabalho a quente, cromo, tungstênio e molibdênio	H
Aços rápido ao tungstênio para ferramenta	T
Aços rápido ao molibdênio para ferramenta	M

Fonte: ROBERTS, 1998 (Adaptada).

Aços ferramenta do grupo H são designados para processos com solicitações de carga de alto impacto bem como abrandamento ou amaciamento a altas temperaturas (ROBERTS, 1998). Estes aços podem tornar-se susceptíveis ao amaciamento como consequência de mudanças microestruturais. Uma vez que, a faixa usual de temperatura considerada para o trabalho a quente, entre 650°C e 680°C, encontra-se acima das temperaturas típicas de revenimento (530°C a 620°C) (BISCHOF et al, 2007).

A tenacidade é a principal característica dos aços do grupo H e sua excelente resistência ao choque faz com que esses aços sejam preferíveis em diversas aplicações dentre aquelas nas quais é necessário resfriar o ferramental, durante sua utilização, com água ou outro fluido (SILVA; MEI, 1988). Entretanto, não somente a tenacidade, mas também uma série de outros requisitos são solicitados aos aços ferramenta. Nesse contexto, podem ser mencionados: dureza à temperatura ambiente, resistência ao desgaste, temperabilidade, resistência mecânica, dureza a quente, tamanho de grão (geralmente granulações mais finas que se associam a mais altas propriedades mecânicas) e usinabilidade. Tais características podem ser obtidas por meio de duas vertentes: composição química e tratamento térmico (CHIAVERINI, 1988).

Considerando a composição química dos aços ferramenta (CHIAVERINI, 1988), o carbono associado aos carbonetos confere ao material alta resistência ao desgaste e maiores durezas. Os elementos de liga, de forma geral, conferem maiores valores de tenacidade e maior resistência à abrasão a uma mesma dureza, ocasionando ainda menor empenamento durante o processo de têmpera e proporcionando maiores valores de resistência mecânica e dureza a altas temperaturas. O silício e o manganês atuam como desoxidantes, sendo esse último, ainda, um dessulfurante. Este elemento, uma vez adicionado em concentrações mais relevantes, melhora consideravelmente a temperabilidade do aço. O cromo, além de elevar a temperabilidade do aço, aumenta a dureza, e consequentemente, a resistência ao desgaste. O vanádio, em adição ao fato de funcionar como desoxidante, controla o tamanho de grão dos aços ferramenta e aumenta a temperabilidade do material por meio da formação de carbonetos estáveis. O tungstênio eleva a dureza da liga à temperatura ambiente, sendo também um formador de carbonetos. O cobalto aumenta a dureza a quente de alguns aços. O

molibdênio eleva a ductilidade, resistência mecânica e dureza a quente do material, aparecendo como um formador de carbonetos.

O tratamento térmico define as propriedades mecânicas finais dos materiais empregados como ferramentas (KORECKI et al, 2013). O aço submetido ao ciclo de tratamentos térmicos completo, usualmente envolvendo têmpera, com aquecimento considerando austenitização (total ou parcial) e resfriamento brusco em óleo, e múltiplos passos de revenimento, apresenta em sua constituição baixa quantidade de carbonetos primários de grandes dimensões e carbonetos de escala nanométrica (BISCHOF et al, 2007). Os primeiros são necessários para evitar o crescimento desordenado dos grãos de austenita. Já os precipitados de escala nanométrica são responsáveis pela estabilização térmica do material e ainda por proporcionar ductilidade e resistência mecânica ao aço.

3.2 Tratamentos Térmicos e Microestrutura dos Aços Ferramenta para Trabalho a Quente

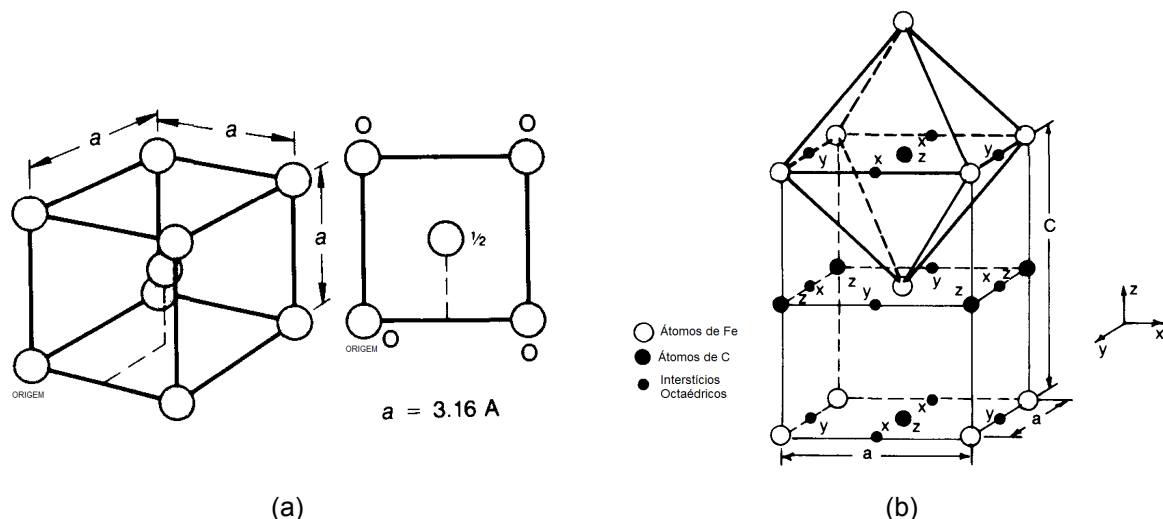
O tratamento térmico é considerado a etapa mais crítica na construção de ferramentas para fundição (BRUCHER, 1992) e suas propriedades mecânicas estão intimamente relacionadas à microestrutura obtida após o processo (PASTOR et al, 2015). A realização do tratamento de maneira adequada é, não somente condição indispensável para obtenção das propriedades operacionais e mecânicas de ferramentas, mas também para a economia em sua utilização (KORECKI et al, 2013).

O ciclo clássico de tratamentos térmicos realizado em aços ferramenta é composto por dois procedimentos típicos, como brevemente mencionado, a têmpera e o revenimento, a partir dos quais a microestrutura obtida consiste em uma matriz de martensita revenida com carbonetos primários e secundários (CALISKANOGLU et al, 2002). O procedimento de têmpera consiste em elevar a temperatura do aço até sua austenitização (que nos aços ferramenta pode ser total ou parcial) por um tempo específico seguido do resfriamento brusco. Esta etapa leva à formação de uma microestrutura martensítica (LERCHBACHER et al, 2012).

A martensita origina-se da austenita e é conhecida como a microestrutura dura de aços temperados. Trata-se de uma fase metaestável produzida a partir do resfriamento brusco na têmpera, durante o qual os átomos de carbono não se

distribuem entre ferrita (α) e cementita (Fe_3C), já que não há movimentação de átomos por difusão (COLPAERT, 2008). Os átomos de carbono deslocam-se por cisalhamento ou movimento cooperativo (ASM HANDBOOK, 1993) para sítios octaédricos da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), formando a martensita. A martensita assume a estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC), uma vez que se excede a solubilidade do carbono na estrutura CCC sendo que, dessa forma, o parâmetro de rede na direção $[0\ 0\ 1]$ não é o mesmo nas direções $[1\ 0\ 0]$ e $[0\ 1\ 0]$ (KRAUSS, 2005). Essa transformação é denominada como displaciva, ou seja, uma transformação adifusional. A mudança de estrutura cristalina da martensita é mostrada na figura 1.

Figura 1 - Transformação da estrutura cristalina da martensita, de CCC para TCC.



(a) Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado CCC e (b) estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado TCC.

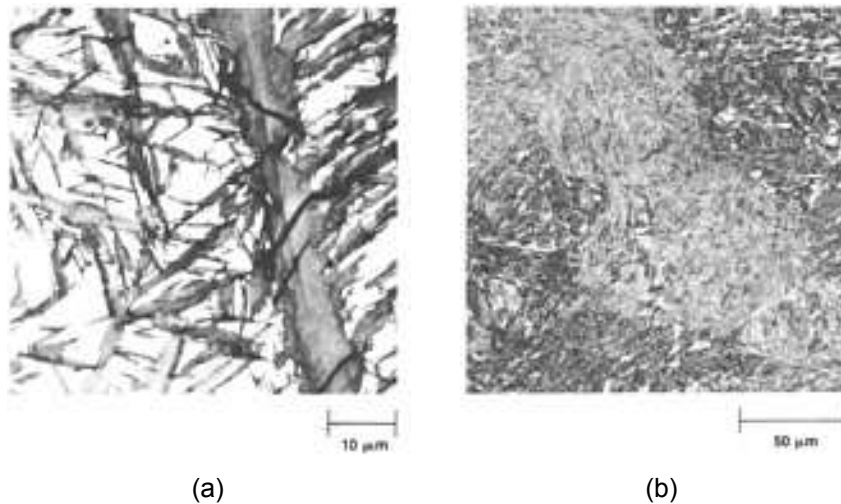
Fonte: ROBERTS, 1998 (Adaptado).

A alta dureza desta fase deve-se a três condições principais. A primeira está relacionada ao fato de ser uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro, o que causa uma grande distorção na estrutura cristalina, dificultando o deslizamento de planos atômicos. A segunda, a um aumento localizado da densidade de discordâncias na região austenítica disposta a redor das plaquetas de martensita para sua acomodação durante a transformação. Por fim, a terceira condição é devido à própria morfologia acicular da martensita (ROBERTS, 1998).

A morfologia da martensita é função do teor de carbono na liga. Para aços com até 0,6% de carbono, a martensita é observada em forma de ripas. Para aços

com maior teor de carbono, a partir de 1%, a martensita apresenta-se em forma de placas. Para teores intermediários, a presença dos dois tipos é verificada (ROBERTS, 1998). Na figura 2 são mostrados, como exemplos, os dois tipos de martensita citados.

Figura 2 - Diferentes morfologias apresentadas pela martensita.



(a) Martensita em placas e (b) martensita em ripas.

Fonte: ASM HANDBOOK, 1993.

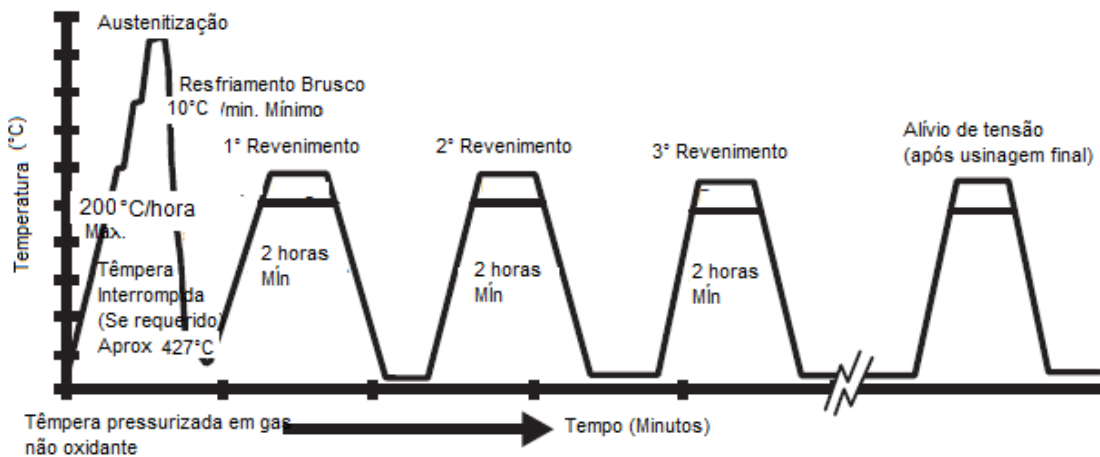
O material com microestrutura martensítica, geralmente, é submetido ao tratamento térmico de revenimento e, ainda, a passos subsequentes deste, o que leva a decomposição da austenita retida, formação de carbonetos secundários e a diminuição dos níveis de tensão residual da microestrutura originalmente temperada (COLPAERT, 2008; MEDVEDEVA et al, 2009). No gráfico 1 é exemplificado um ciclo de tratamento térmico realizado no aço AISI H13 com três etapas de revenimento.

A austenitização é "o ponto de partida para as transformações posteriores desejadas, as quais se processarão em função da velocidade de resfriamento adotada" (CHIAVERINI, 1988). Neste estágio, juntamente à transformação da matriz ferrítica proveniente de um processo de resfriamento lento anterior em austenita, ocorre a dissolução dos carbonetos da liga (KORECKI et al, 2013).

O pré-aquecimento em aços ferramenta para trabalho a quente é essencial, uma vez que estes apresentam baixa condutividade térmica devido à elevada concentração de molibdênio e/ou tungstênio, necessitando, portanto, de um maior tempo para que a temperatura se torne homogênea em toda peça. No gráfico 1 é evidenciada esta prática por meio dos patamares existentes na rampa de

aquecimento até a austenitização do material. Além disso, o pré-aquecimento busca evitar empenamento e trincas no material (COUTINHO, 1992), melhorando sua resistência ao impacto (GONÇALVES, 2012).

Gráfico 1 - Esquema recomendado de têmpera e revenimento: ciclos de tratamento térmico mostrando revenimento triplo no aço AISI H13.



Fonte: NADCA, 2015 (Traduzido).

Após o aquecimento e encharque para austenitizar o material, este é submetido ao resfriamento brusco. O tipo de resfriamento a ser utilizado depende do aço, podendo ser ao ar, gás, sal, salmoura, água e óleo (COUTINHO, 1992). Como exemplo da importância da realização adequada da etapa de endurecimento dos aços ferramenta, Breidler (1985) mostra que o aço AISI H13 resfriado em óleo apresenta dureza máxima entre 53-56 HRC se austenitizado à temperatura de 1038°C ou mais. Caso a temperatura seja inferior, 982°C ou 955°C, obtêm-se valores de dureza máximos menores, entre 48 e 53 HRC. Na tabela 2 é mostrado o comportamento em relação à dureza do aço AISI H13 para diferentes temperaturas de austenitização e distintos meios de resfriamento.

Neste contexto, vale ressaltar que o efeito da temperatura de austenitização é inter-relacionado ao tempo de encharque, ou seja, para colocar os carbonetos complexos da liga em solução sólida, em temperaturas mais baixas, é necessário um maior tempo de encharque e, para temperaturas mais elevadas, um menor tempo de encharque é demandado. Para seções complexas, como as matrizes de injeção, recomenda-se selecionar a temperatura mais baixa dentro do intervalo adequado e, conseqüentemente, aumentar o tempo de forno (BREITLER, 1985).

Tabela 2 - Valores máximos de dureza para diferentes parâmetros de austenitização e resfriamento do aço ferramenta AISI H13.

Temperatura de austenitização em °C (°F)	Dureza obtida com resfriamento em	
	Óleo	Ar
955 (1750)	48 - 51 HRC	47 - 49 HRC
982 (1800)	50 - 52 HRC	49 - 51 HRC
1010 (1850)	51 - 53 HRC	50 - 52 HRC
1036 (1900)	53 - 56 HRC	50 - 54 HRC
1066 (1950)	54 - 56 HRC	52 - 54 HRC

Fonte: BREITLER, 1985.

A diferença de temperatura entre a superfície e o núcleo de componentes em geral pode ocasionar o surgimento de tensões térmicas internas, sendo, portanto, a etapa de têmpera uma das mais críticas do processo de tratamento térmico de aços ferramenta. Com o objetivo de minimizar esta condição, um tratamento conhecido como martêmpera pode ser realizado (CATÁLOGO DEUTSCHE EDELSTAHLWERKE, 2014; ZIEGER, 2002).

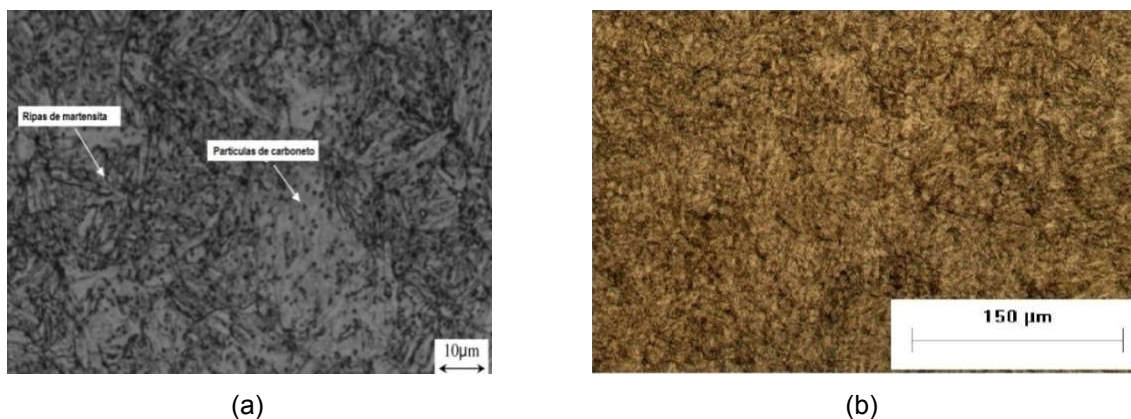
Neste processo, a uma temperatura acima da de início de transformação martensítica, interrompe-se o resfriamento por determinado tempo e, em seguida, o resfriamento é continuado para que ocorra formação da microestrutura martensítica. Observa-se neste caso a formação de ripas de martensita e presença de austenita retida e carbonetos. A grande quantidade de austenita retida tem efeito deletério nas propriedades mecânicas do aço, como na dureza, usinabilidade, desgaste e, principalmente, na estabilidade dimensional do aço ferramenta (SILVA; MEI, 1988).

Imediatamente após temperado, o material deve ser submetido ao tratamento térmico de revenimento. Nesta operação, o aço é elevado a uma temperatura abaixo daquela relativa ao início da transformação austenítica durante um tempo que varia de 2 a 4 horas, ou ainda 1 hora por 20mm de espessura de parede, e resfriado ao ar. O revenimento é um tratamento importante para transformar a martensita, oriunda do tratamento de têmpera, em martensita revenida, a qual é composta de cementita e ferrita, fases estáveis, além de aliviar o estado de tensões internas e a instabilidade microestrutural oriundos do tratamento prévio, levando à obtenção da dureza e da tenacidade adequadas para a aplicação em questão (CALLISTER, 2007; COUTINHO, 1992; CATÁLOGO DEUTSCHE EDELSTAHLWERKE, 2014).

Antes de realizar o processo de acabamento nas matrizes de fundição, recomenda-se realizar ao menos dois ciclos de revenimento, a uma temperatura mínima de 565°C. Se for necessário realizar um terceiro passo de revenimento, este deve ser conduzido à temperatura mínima de 550°C. Dessa forma, são reduzidos os níveis de tensões residuais, e melhorada a tenacidade, dando estabilidade dimensional e formando a estrutura metalúrgica adequada. Tem-se, portanto, como um comportamento típico pós revenimento, uma redução da resistência mecânica, da dureza e um aumento da ductilidade. No entanto, este comportamento mostra-se diferente para aços ferramenta que apresentam o fenômeno de endurecimento secundário, os quais tem sua dureza elevada nessa etapa do tratamento térmico. O endurecimento secundário é discutido detalhadamente no item 3.2.1 do presente trabalho (NADCA, 2006; COLPAERT, 2008).

A microestrutura resultante após o processo de têmpera e revenimento é a martensita revenida (GONÇALVES, 2012). A microscopia óptica não é capaz de mostrar os principais fenômenos que ocorrem no revenimento da martensita como, por exemplo, redistribuição de átomos de carbono, precipitação de carbonetos e decomposição da austenita retida. No entanto, observa-se, no procedimento de ataque químico durante a preparação metalográfica, que a superfície dos aços revenidos reage a uma velocidade maior e, caso o tratamento de revenimento seja longo, observa-se a presença de carbonetos coalescidos (COLPAERT, 2008). Nas figuras 3a e 3b são mostrados exemplos de microestruturas obtidas por Koneshlou (2010) e Gonçalves (2012), respectivamente.

Figura 3 - Microestruturas (MO) de aços ferramenta após tratamento térmico.



(a) Aço AISI H13 temperado a 1040°C por 30 minutos - microestrutura composta por ripas de martensita, austenita retida e carbonetos e (b) Aço Tenax300[®] temperado e revenido.

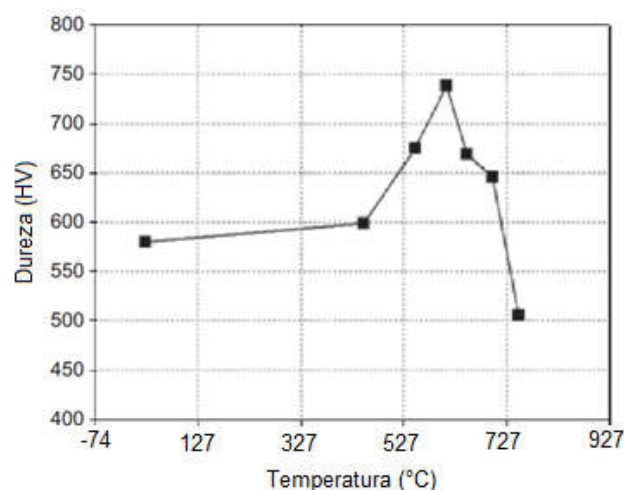
Fonte: KONESHLU, 2010; GONÇALVES, 2012.

Na figura 3a é mostrada uma microestrutura de aço AISI H13 temperado a 1040°C por 30 minutos com resfriamento subsequente ao ar, na qual observa-se a presença de uma microestrutura composta por uma matriz martesítica em forma de ripas e carbonetos dispersos. Na figura 3b, é apresentada a microestrutura de aço AISI H11 modificado - Tenax300[®], temperado e revenido. Nota-se uma microestrutura cuja matriz é constituída, essencialmente, por martensita revenida.

3.2.1 Endurecimento Secundário em Aços Ferramenta para Trabalho a Quente

O endurecimento secundário é um dos fenômenos bastante conhecidos relacionados aos aços ferramenta para trabalho a quente (SUN et al; 2002). Trata-se de um aumento de dureza na etapa de revenimento devido à precipitação de carbonetos durante o tratamento térmico a temperaturas na faixa de 500°C a 650°C (COLPAERT, 2008; MESQUITA, 2012; COUTINHO, 1992). O gráfico 2, mostrado por Akre (2008), representa o comportamento em reação à dureza do aço originalmente martensítico X32Cr-Mo-V-3-3-3 ligado com alumínio e níquel, evidenciando o fenômeno de endurecimento secundário. Observa-se que a dureza a 883K (610°C) alcança seu pico durante o revenimento, decrescendo a temperaturas mais elevadas.

Gráfico 2 - Evolução da dureza durante o tratamento térmico do aço X32Cr-Mo-V-3-3-3.



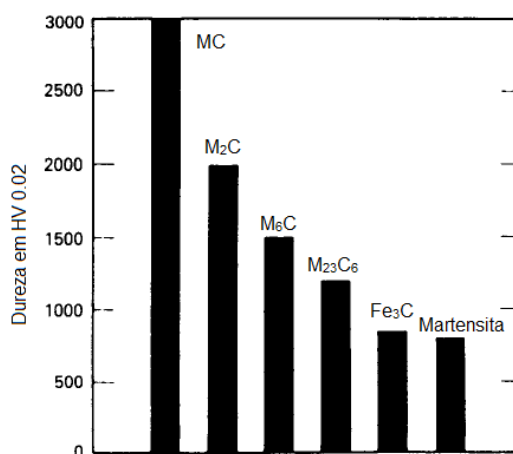
Fonte: AKRÉ, 2008 (Traduzido e adaptado).

A microestrutura de um material que experimenta o endurecimento secundário é composta principalmente por carbonetos nanométricos de molibdênio,

vanádio, cromo e tungstênio (AKRÉ, 2008). Carbonetos de molibdênio e tungstênio são do tipo M_2C e M_6C . O vanádio forma carbonetos com formulação típica V_8C_7 , usualmente chamados de MC, enquanto o cromo forma carbonetos $M_{23}C_6$ ou M_7C_3 (VITRY, 2011). Carbonetos MC e M_6C , grosseiros e insolúveis, encontram-se retidos após a austenitização. Já os responsáveis pelo endurecimento secundário são finos e precipitam na matriz martensítica durante o revenimento, são eles do tipo M_2C e/ou MC, os mais desejáveis (MOON et al, 2007). Nesse caso, a letra M na nomenclatura indica a soma dos átomos da liga metálica (ferro, vanádio, cromo, tungstênio e molibdênio) nos carbonetos (ROBERTS, 1988).

Carbonetos M_2C apresentam estrutura cristalina hexagonal compacta HC. Elevados valores de resistência são obtidos por meio da presença de carbonetos do tipo M_2C , os quais se encontram finamente dispersos na matriz (KWON et al, 1997). Esses carbonetos são ricos em molibdênio ou tungstênio e aparecem após o tratamento térmico de revenimento, podendo ainda dissolver uma quantidade considerável de cromo. Já os carbonetos MC têm estrutura cristalina cúbica de face centrada CFC, sendo ricos em vanádio. As pequenas quantidades que entram em solução sólida durante o tratamento térmico, precipitam novamente no endurecimento secundário (SILVA; MEI, 1988; KRAUSS, 2005). Krauss (2005) mostra no gráfico 3 a diferença de dureza entre os tipos de carbonetos citados, comparados com a cementita (Fe_3C) e com a martensita. Os elevados valores de dureza dos carbonetos contribuem significativamente na resistência ao desgaste de aços ferramenta.

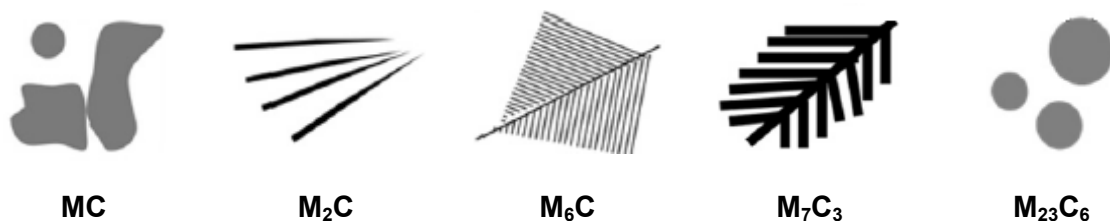
Gráfico 3 - Comparação dos valores de dureza dos principais carbonetos encontrados em aços ferramenta.



Fonte: KRAUSS, 2005 (Traduzido).

Na figura 4 são mostradas as diferentes morfologias apresentadas pelos carbonetos citados (VITRY et al, 2011). Carbonetos do tipo M_2C apresentam-se em forma lamelar ou acicular, como agulhas e aparecem geralmente associados. Já os carbonetos do tipo M_6C assemelham-se a espinhas de peixe e, também aparecem associados, enquanto os do tipo $M_{23}C_6$ são essencialmente pequenos glóbulos isolados. Por fim, os carbonetos MC apresentam morfologia globular e espessa, surgindo tanto de forma associada como isolada e os carbonetos do tipo M_7C_3 , similarmente ao M_6C , parecem espinhas de peixe, surgindo também associados.

Figura 4 - Representação da morfologia dos carbonetos encontrados em aços ferramenta.



Fonte: VITRY et al, 2011 (Adaptado).

Além do aumento de dureza, observa-se, durante o endurecimento secundário, uma elevação na tenacidade, no limite de escoamento e no limite de resistência dos materiais. Estes efeitos ocorrem devido à dissolução de partículas grosseiras de cementita e à modificação acentuada da estrutura martensítica gerada na têmpera (TOTTEN, 2006).

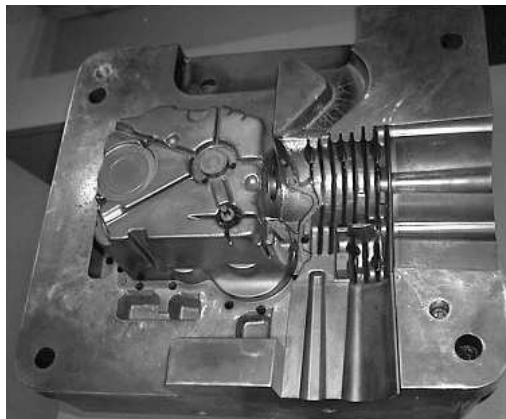
3.3 Aços Ferramenta para Matrizes de Fundição sob Pressão

O processo de fundição sob pressão, também conhecido como HPDC (*High Pressure Die Casting*), é um dos processos de conformação de ligas de alumínio mais explorados devido às altas taxas de produtividade e aos baixos tempos de ciclo de operação (UGES et al, 2016). Esse processo permite a produção de peças de geometria complexa por meio da injeção a alta pressão – em torno de 50 a 80 MPa e velocidade de 30 a 100 m/s - de metal líquido em uma matriz, mantendo o metal na cavidade até sua solidificação, extraindo, posteriormente, a peça moldada (IMRAM et al, 2011; VACHHANI et al, 2019). Na figura 5 são mostrados exemplos

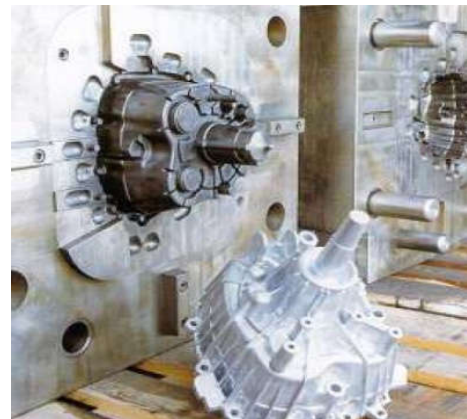
de componentes ferramentais utilizados como moldes para injeção de peças (FUCHS, 2002; GONÇALVES, 2012).

Algumas propriedades básicas de aços ferramenta são determinantes na definição do desempenho destes materiais (LESKOVSEK, 2006). Aços ferramenta para confecção de matrizes para fundição sob pressão requerem características como elevadas resistência ao impacto, tenacidade e resistência ao desgaste a altas temperaturas e alta condutividade térmica, resistência à compressão e à fadiga térmica (FUCHS, 2006; CATÁLOGO DEUTSCHE EDELSTAHLWERKE, 2014). No entanto, o desempenho das ferramentas é função não somente dessas propriedades, mas sim de um conjunto de fatores, como design e tamanho da matriz, procedimentos operacionais e composição química do aço (NADCA, 2015).

Figura 5 - Exemplos de ferramental para injeção de peças – processo *High Pressure Die Casting* (HPDC).



(a)



(b)

Fonte: FUCHS, 2009; GONÇALVES, 2012.

Dentre os principais mecanismos de falha relacionados à superfície das matrizes confeccionadas em ligas leves deste processo de conformação tem-se o desgaste, corrosão, fadiga térmica e erosão. Esses mecanismos ocorrem uma vez que, na fundição sob pressão, a matriz é exposta a condições de altas velocidade e pressão de injeção, além de elevadas temperaturas de trabalho. Os defeitos superficiais, além de reduzirem a vida útil dos ferramentais, aumentam os custos de pós-processamento das matrizes de fundição frustrando, portanto, as expectativas de desempenho das ferramentas (UGES et. al. 2016, BECK, 2016).

NADCA (*North American Die Casting Association*) é uma das principais associações desenvolvendo estudos, amplamente divulgados, sobre a importância do tratamento térmico e da qualidade apropriada do material inicial utilizado na confecção de matrizes para fundição sob pressão (KORECKI et al, 2013). Neste contexto, seguem listados na tabela 3 os principais aços especiais e suas respectivas composições químicas (% em peso) utilizados nesta aplicação.

Tabela 3 - Especificações técnicas de aços especiais para matrizes de fundição (% em peso).

Categoria do Material	C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Mo %	V %
AISI H13 <i>Premium</i>	0,37- 0,42	0,20- 0,50	0,025 máx	0,005 máx	0,80- 1,20	5,00- 5,50	1,20- 1,75	0,80- 1,20
AISI H13 <i>Superior</i>	0,37- 0,42	0,20- 0,50	0,015 máx	0,003 máx	0,80- 1,20	5,00- 5,50	1,20- 1,75	0,80- 1,00
2367 & Modificado	0,32- 0,40	0,10- 0,60	0,020 máx	0,003 máx	0,10- 0,50	4,70- 5,30	2,00- 3,30	0,40- 0,70
AISI H11 / 2343	0,35- 0,42	0,20- 0,60	0,025 máx	0,003 máx	0,80- 1,20	5,00- 5,50	1,10- 1,60	0,30- 0,60
AISI H11 Modificado	0,32- 0,43	0,10- 0,70	0,020 máx	0,005 máx	0,10- 0,55	4,70- 5,70	1,10- 2,10	0,30- 0,80
H11 Modificado	0,32	0,50	0,020	0,005	0,30	5,30	1,00	0,40
Premium	0,40	0,90	máx	máx	0,70	5,70	1,50	0,80

Fonte: NADCA, 2015 (Adaptada).

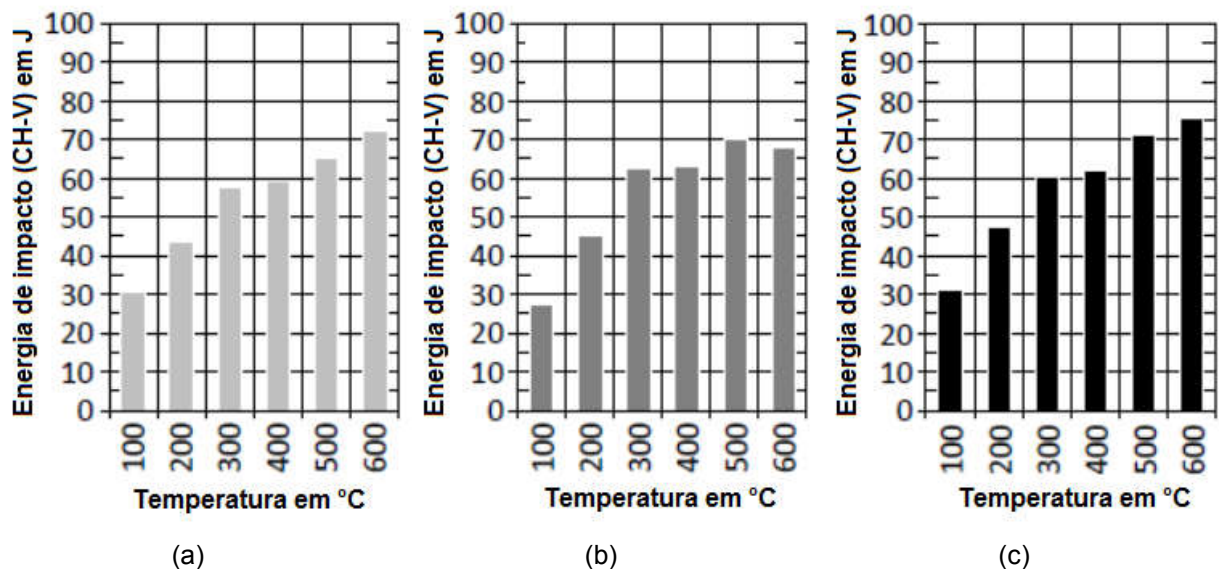
A definição dos aços a serem utilizados para confecção de matrizes e suas características adequadas, como, por exemplo, teor de inclusões não-metálicas, visa garantir uma resposta mais previsível e homogênea ao tratamento térmico, reduzindo, assim, riscos de trincamento e distorção, aumentando, consequentemente, sua vida útil. Estes materiais devem, com exceção do aço AISI H13 *Premium* e do aço AISI H11 modificado superior, passar pelo processo de refusão, ESR (*electro-slag remelt*) ou VAR (*vacuum arc remelt*) (NADCA, 2015). O processo ESR, também conhecido como refusão sob escória eletrocondutora (COLPAERT, 2008), consiste no refinamento de gotas de metal líquido por meio do contato com uma escória fundida, obtendo-se, assim, uma liga mais uniforme, limpa e com uma mínima quantidade de segregação (NI et al, 2011). O processo VAR, como é chamada a refusão a arco sob vácuo (COLPAERT, 2008), resulta na obtenção de lingotes com teor de impurezas e homogeneidade química melhorados,

por meio da fusão sob vácuo de um eletrodo consumível por um arco elétrico de corrente direta (RISACHER et al, 2012).

A vida útil dos ferramentais é definida pela quantidade de peças fundidas que é produzida antes da falha da matriz de fundição sob pressão. A expectativa em relação à vida útil e desempenho de ferramentais para fundição de ligas de alumínio chega até a 180.000 peças produzidas (GURCAN, 2016; BECK, 2016). Neste contexto, a necessidade de selecionar materiais adequados para a confecção das matrizes vem crescendo a cada dia.

Os teores dos elementos formadores de carbonetos, como o cromo, vanádio e molibdênio, são definidos a fim de se otimizar as propriedades a altas temperaturas, uma vez que os precipitados oriundos do endurecimento secundário são responsáveis pela estabilidade térmica de aços ferramenta para trabalho a quente (GURCAN, 2016; BISCHOF et al, 2007). No gráfico 4 são mostrados resultados experimentais de teste de impacto a temperaturas de 100°C a 600°C para os aços AISI H11, AISI H13 e DIN 1.2367.

Gráfico 4 - Resultados de ensaio de impacto a altas temperaturas.



a) Aço AISI H11, b) aço AISI H13 e c) aço DIN 1.2367

Fonte: GURCAN, 2016 (Adaptado).

Os resultados demonstrados por Gurcan (2016) revelam que aços ferramenta para trabalho a quente apresentam aumento de sua energia de impacto com o aumento da temperatura, alcançando picos de máximos de tenacidade.

3.3.1 Aço ferramenta AISI H13

O aço ferramenta AISI H13 é um aço para trabalho a quente aplicado em matrizes de fundição, extrusão e forjamento a quente (LI et al, 2015). É, também, conhecido como aço 4Cr5MoSiV-1, apresentando características que o tornam amplamente utilizado, como elevada resistência mecânica, alta dureza, resistência significativa ao impacto, resistência ao desgaste, resistência à fadiga térmica e boa tenacidade (LIU et al, 2012; PÉREZ, 2015; KARMAKAR et al, 2019). Na tabela 4 é mostrada a composição química esperada, conforme a literatura.

Tabela 4 - Especificação técnica do aço ferramenta AISI H13.

	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V
Aço AISI H13	0,32 - 0,45	0,20 - 0,50	0,80 - 1,20	4,75 - 5,50	1,10 - 1,75	0,80 - 1,20

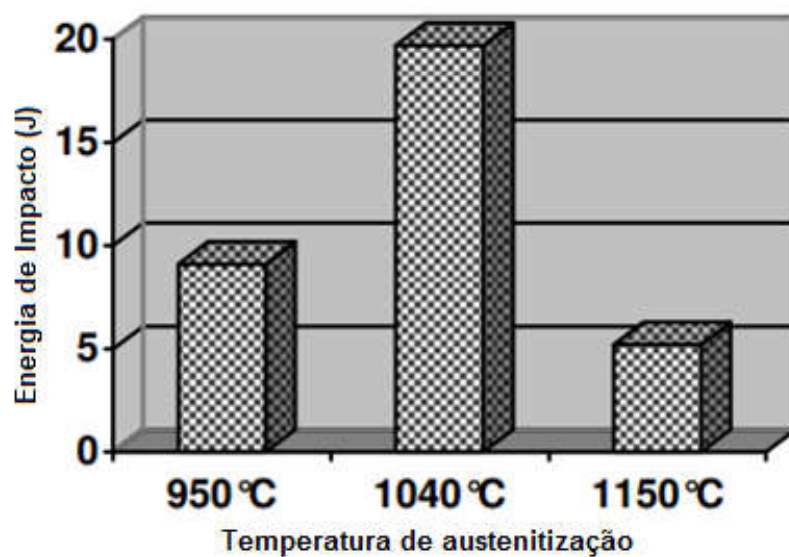
Fonte: ASM HANDBOOK, 1993 (Adaptada).

O aço AISI H13 apresenta em sua composição elementos formadores de carbonetos, como molibdênio, vanádio e cromo. Durante a etapa de revenimento, o molibdênio leva ao desenvolvimento de carbonetos endurecedores associados ao fenômeno de endurecimento secundário. Além disso, contribui para o aumento da estabilidade microestrutural do material. O vanádio eleva a resistência ao desgaste, forma os carbonetos com maiores níveis de dureza, contribuindo ainda no endurecimento secundário. O cromo aumenta as temperaturas de revenimento e transformação martensítica, forma carbonetos que elevam a resistência ao desgaste e reduz a cinética de oxidação quando presente em concentrações maiores que 4-5% (MELLOULI, 2014).

Como já mencionado na descrição dos elementos de liga, trata-se de um aço que apresenta o fenômeno de endurecimento secundário, ou seja, o material exhibe aumento de dureza em temperaturas mais altas de revenimento. Para isso, no entanto, os elementos formadores de carbonetos devem estar disponíveis em quantidades adequadas e em solução sólida (ASM HANDBOOK, 1993). Em aplicações nas quais as matrizes confeccionadas de aço AISI H13 chegam a temperaturas acima de 550°C, tem-se uma evolução contínua de sua microestrutura, uma vez que esta temperatura se aproxima da revenimento do material, alterando, conseqüentemente suas propriedades (LI et al, 2015). As mudanças microestruturais

levam estes materiais a uma diminuição de dureza, uma vez que os carbonetos oriundos do endurecimento secundários adquirem uma morfologia mais grosseira e, consequentemente, mais estáveis termodinamicamente (BISCHOF et al, 2007). No gráfico 5 são mostrados resultados de tenacidade em função da temperatura de austenitização para o aço AISI H13 obtidos por Fuchs (2006), mostrando que a tenacidade, também, é função da temperatura de austenitização.

Gráfico 5 - Variação da energia de impacto do aço AISI H13 no ensaio Charpy em função da temperatura de austenitização.



Fonte: FUCHS, 2006 (Traduzido).

Observa-se que a energia de impacto absorvida em joules pelo aço AISI H13 apresenta seus maiores valores a 1040°C quando comparada a temperaturas de austenitização de 950°C e 1150°C. Essa diferença ocorre uma vez que a 950°C são observadas poucas agulhas de martensita e a 1150°C há o crescimento acentuado do grão austenítico, além de ser observada precipitação nos contornos de grão, levando, portanto, a piores resultados de tenacidade (ARIETA, 2015).

3.3.2 Aço ferramenta AISI H11

O aço ferramenta AISI H11 é um dos aços mais amplamente utilizados dentre o grupo de aços para trabalho a quente, sendo suas primeiras aplicações datadas da década de 30 (GONÇALVES, 2012). Trata-se de um aço comumente utilizado na confecção de matrizes de fundição e forjamento para aplicações nas quais o

material é exposto a maiores níveis de tensão (PERSSON, 2004; LESKOVSEK, 2006). É também conhecido como aço X38CrMoV5-1 ou ainda como 1.2344 (AOUICI et al, 2011; BUCHMAYR, 2016). Sua versão modificada apresenta menor teor de silício (aproximadamente 0.35% Si) quando comparado à sua versão convencional (com aproximadamente 1% Si). Nesta condição, o material exibe melhores propriedades em tração e fadiga à temperatura de superfície estimada de injeção de ligas de alumínio, em torno de 550°C (DELAGNES et al, 2004).

Assim como o aço AISI H13, o aço AISI H11 apresenta endurecimento secundário. Possui boa ductilidade, resistência ao efeito de entalhe, resistência ao impacto e vida à fadiga, alta resistência à ruptura e à deformação por fluência a temperaturas acima de 650°C. Exibe ainda boa plasticidade na condição de material recozido, além de ser relativamente facilmente soldado (ASM HANDBOOK, 1993). Na tabela 5 são apresentadas as composições químicas esperadas para este material conforme a literatura (DELAGNES et al, 2004).

Tabela 5 - Composição química do aço ferramenta AISI H11 padrão e modificado.

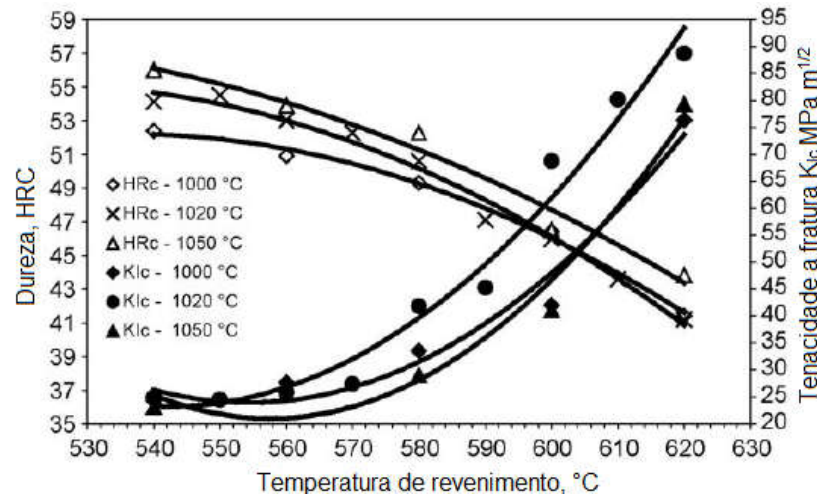
	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V
Aço AISiH11 padrão	0,40	0,49	0,92	5,05	1,25	0,47
Aço AISI H11 modificado	0,36	0,36	0,35	5,06	1,25	0,49

Fonte: DELAGNES et al, 2004 (Adaptada).

Alguns dos tratamentos térmicos usualmente aplicados ao aço AISI H11 são a normalização, recozimento, têmpera, revenimento e alívio de tensões (ASM HANDBOOK, 1993). Leskovsek (2006) estudou o efeito da temperatura de austenitização e revenimento na tenacidade a fratura e na dureza do aço AISI H11. No gráfico 6 é mostrado que a tenacidade do aço diminui com o aumento da temperatura de revenimento, enquanto em termos de dureza, o efeito do aumento da temperatura leva a um decréscimo da propriedade.

Garrison (1987) *apud* Gonçalves (2012) estudou a influência do teor de silício e manganês na resistência ao impacto do aço AISI H11. Neste contexto, foi verificado que o teor de silício é fator preponderante no comportamento em impacto do aço estudado, indicando que o menor teor de silício leva a maiores níveis de energia absorvida, enquanto o manganês não levou a mudanças no comportamento do material.

Gráfico 6 - Efeito da temperatura de revenimento na dureza e na tenacidade do aço AISI H11.



Fonte: LESKOVSEK, 2006 (Traduzido).

3.3.3 Aço ferramenta DIN 1.2367

O aço DIN 1.2367 é, também, conhecido como aço DIN X38CrMoV5-3 (ASM HANDBOOK, 1995) e equivale, na norma AISI, ao aço AISI H10 (ASM HANDBOOK, 1993). Trata-se de um aço com maior teor de molibdênio se comparado ao aço AISI H11 - em torno de 3,00% contra os 1,25% - o que aumenta sua temperabilidade e sua dureza a quente, ou seja, quando exposto a altas temperaturas durante longos períodos, tem a habilidade de manter valores elevados de dureza melhor quando comparado ao aço AISI H11 (LIU et al, 2006; CATÁLOGO SCHMOLZ, 2017; ASM HANDBOOK, 1996). É aplicado tipicamente em ferramentais de extrusão, matrizes de fundição e insertos e punções para processos de forjamento e estampagem (FUCHS, 2009; CATÁLOGO AUBERT E DUVAL, 2017). Na tabela 6 é apresentada a composição química esperada para este material conforme a literatura (ASM HANDBOOK, 1995).

Tabela 6 - Composição química do aço ferramenta DIN 1.2367.

	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V
DIN 1.2367	0,37	0,30	0,40	5,00	3,00	0,60

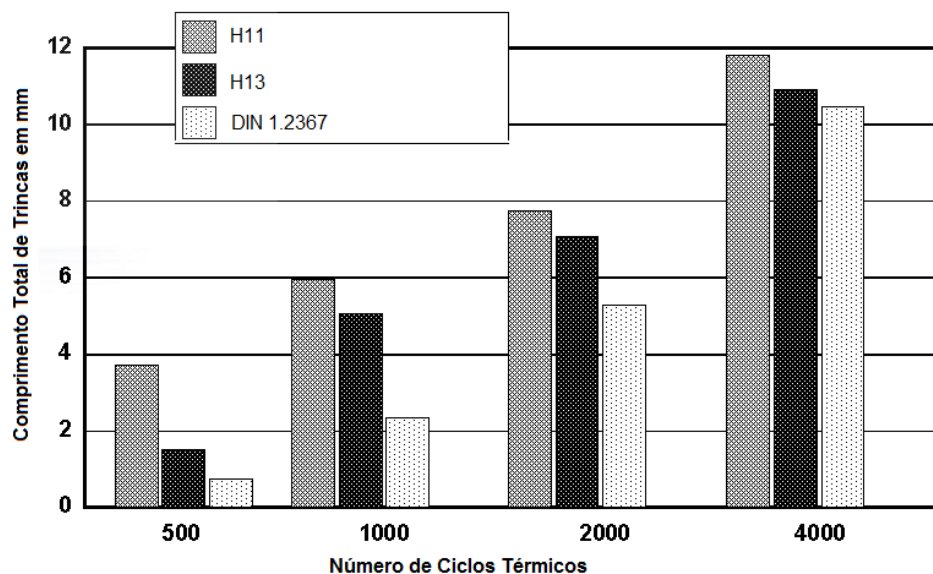
Fonte: ASM HANDBOOK, 1995 (Adaptada).

Além de combinar as boas propriedades dos aços AISI H13 e AISI H11, o aço DIN 1.2367 oferece melhor resistência a altas temperaturas e apresenta boa

resistência à fadiga térmica. A boa resistência à fadiga térmica o torna adequado a produção de peças de alumínio com paredes espessas, uma vez que os moldes atingem maiores temperaturas superficiais, já que as peças levam um maior tempo para solidificar devido sua alta energia térmica (FUCHS, 2009). No gráfico 7 é mostrada a comparação de resistência a fadiga dos três aços citados. Observa-se que o aço DIN 1.2367 apresenta comprimento total de trincas inferior aos dos 2 outros aços, indicando, portanto, sua maior resistência à fadiga.

Em adição às características mencionadas, o aço DIN 1.2367 apresenta boa resistência a oxidação a altas temperaturas, excelente resistência ao desgaste e estabilidade dimensional (FUCHS, 2006). Em seu estado temperado e revenido exibe baixos níveis de distorção, alta resistência a fratura e dureza em torno de 39 a 56 HRC (ASM HANDBOOK, 2002).

Gráfico 7 - Comparação da Resistência a Fadiga entre os aços H11, H13 e DIN 1.2367.



Fonte: FUCHS, 2009 (Adaptado).

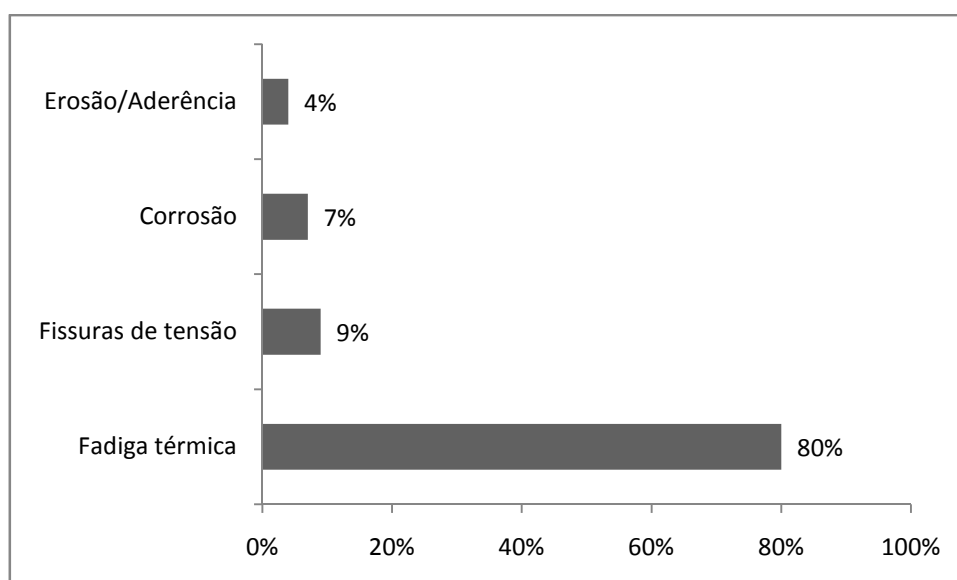
Com o objetivo de aumentar seus padrões de qualidade, o aço DIN 1.2367 tem sido submetido ao processo ESR, obtendo-se melhores resultados de microlimpeza (inclusões não metálicas), pureza, segregação e tamanho de grão. Sua resiliência é elevada em cerca de três vezes quando comparado a esse mesmo aço sem ser submetido ao processo de refusão (CATÁLOGO ROVALMA, 2015).

3.4 Principais Mecanismos de Falha Experimentados pelas Matrizes de Fundição Sob Pressão

Matrizes de fundição são expostas a impactos mecânicos e térmicos, cargas tribológicas e, até mesmo, a ataques químicos durante operações de injeção de alumínio a altas temperaturas. Dessa forma, diferentes mecanismos agem no ferramental, causando danos cumulativos neste e ocasionando ainda diferenças geométricas na matriz. Falhas prematuras da ferramenta devido a danos causados em sua superfície e qualidade inadequada da peça conformada são alguns exemplos de como as severas condições nas quais as matrizes operam podem afetar o processo produtivo (PENG et al., 2002; JERINA, 2014; PASTOR, 2015).

Fenômenos como fadiga térmica, abrasão, corrosão e erosão são observados na superfície das ferramentas nas situações descritas anteriormente. O principal dano observado ocorre a uma profundidade entre 50µm e 300µm (KUNDALKAR et al, 2015; SHAH et al, 2015). Nesse contexto, a fadiga térmica é responsável por 80% das falhas observadas em matrizes de injeção sob pressão, conforme mostrado no gráfico 8 (GURCAN, 2006; SJOSTROM, 2004; FUCHS, 2006).

Gráfico 8 - Principais mecanismos de falha observados em matrizes de fundição sob pressão.



Fonte: GURCAN, 2016 (Adaptado).

O mecanismo de erosão nos ferramentais HPDC ocorre devido à alta velocidade de preenchimento da matriz, que se dá em torno de 40 a 60 m/s. Trata-

se de um fenômeno resultante exclusivamente de impacto mecânico. A teoria GAS (*guided acoustic shock*) é utilizada para descrever a pressão de impacto de um líquido em alta velocidade em uma superfície sólida plana (CHEN, 1999). As equações 1 e 2 regem a teoria e são aplicadas a uma velocidade típica durante uma operação de injeção HPDC.

$$P_{méd} = \rho C V_i \quad (1)$$

$$P_{máx} = 2 P_{méd} \quad (2)$$

Onde: $P_{méd}$ é a pressão média, ρ é a densidade do líquido, C é a velocidade acústica do líquido e V_i é a velocidade de impacto.

Considerando uma condição típica de injeção de uma liga de alumínio, tem-se que: $\rho = 2700 \text{ kg/m}^3$, $C = 2500 \text{ m/s}$ e $V_i = 50 \text{ m/s}$, logo:

$$P_{méd} = 2700 \text{ kg/m}^3 \times 2500 \text{ m/s} \times 50 \text{ m/s}$$

$$P_{méd} = 338 \text{ MPa e } P_{máx} = 676 \text{ MPa}$$

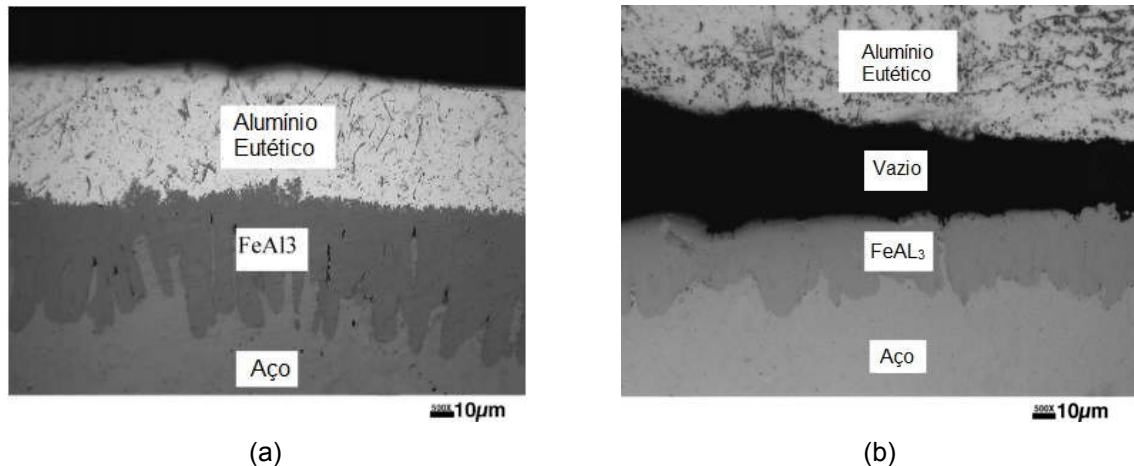
Dessa forma, Chen (1999) mostra que a pressão de impacto do alumínio fundido com a matriz pode chegar a valores em torno de 676 MPa, baseado em teorias existentes de erosão, apesar de não haver estudos específicos relacionados a medição do processo erosivo em HPDC.

O mecanismo de adesão ocorre quando o alumínio fundido "solda-se" à matriz de fundição durante a operação de injeção, resultando na formação de uma camada intermetálica na superfície da ferramenta. Neste processo, o ferro dissolve-se no alumínio fundido enquanto o alumínio difunde-se na matriz. A tendência à ocorrência de adesão aumenta com a elevação do número de injeções (HAN, 2003; ZHU et al, 2001).

Han (2003) estudou o fenômeno de adesão em amostras de aço baixo carbono, imersas em alumínio puro fundido a diferentes temperaturas, e observou que esse se deu em todas as peças nas quais a superfície atingiu temperaturas acima de 657°C . Na figura 6 é mostrada a formação de uma fase intermetálica que se forma devido ao mecanismo de aderência entre o aço e alumínio. Trata-se de um composto do tipo FeAl_3 . Caso a matriz esteja a uma temperatura abaixo da temperatura *solidus* da liga de alumínio, não há evidências de interação entre o aço

e alumínio, uma vez que a difusão entre estes materiais é bloqueada pela existência de filme de óxido, tanto no fundido como na superfície do aço.

Figura 6 - Microestrutura da superfície de contato entre a matriz e o alumínio.



(a) Ligação metalúrgica, aderência e (b) Formação intermetálica, ausência de aderência

Fonte: HAN, 2003 (Traduzida).

Han (2003) afirma, também, que a aderência pode, por sua vez, ser evitada utilizando-se um recobrimento adequado, que promova a separação física entre o metal fundido e a ferramenta. Para que este recobrimento seja eficiente, é essencial que apresente boa resistência ao ataque de metal líquido. Bons resultados foram obtidos com recobrimentos à base de manganês, cromo e titânio, uma vez que estes materiais mostram-se capazes de aumentar a temperatura crítica de aderência.

O mecanismo de corrosão é observado em matrizes de fundição HPDC, uma vez que nessa operação há circulação de água por meio de redes de canais e furos, com o objetivo de promover a refrigeração do molde. O vazamento de água em moldes de fundição pode levar a sérios riscos de explosão durante a operação e tem sido a causa de várias falhas ocorridas nos ferramentais (SCHRUFF, 2016).

De acordo com as análises realizadas por Schruff (2016), foi mostrado que aços ferramenta para trabalho a quente com teor de cromo entre 5 e 7%, como o aço DIN 1.2343, o aço DIN1.2367 e o aço TQ1 (tipo de AISI H11 modificado) são ineficientes na formação de camada de passivação na superfície. Dessa forma, esses aços não apresentam boa resistência a corrosão, além da presença de inclusões não metálicas e heterogeneidades que favorecem o início da corrosão. Na figura 7 é mostrada, por meio de exemplos, a aparência microscópica do processo corrosivo (SCHRUFF, 2016).

Figura 7 - Imagens de processo corrosivo observado por meio de microscopia óptica.



(a)



(b)

(a) e (b) Processo de corrosão

Fonte: SCHRUFF, 2016 (Adaptada).

As fissuras de tensão, comumente conhecidas como *stress cracks*, aparecem devido à presença de concentradores de tensão relacionados à geometria do ferramental, sendo observadas como trincas profundas e individuais (MITTERER et al, 2000), resultado de uma deformação localizada excessiva, sendo mais propensas a ocorrerem em materiais frágeis. Neste mecanismo, microtrincas são formadas e espalham-se na região rapidamente (ASM HANDBOOK, 2002). Na figura 8 são exibidas imagens de um exemplo de fissura de tensão em uma matriz de fundição sob pressão investigada por Beck (2016).

Figura 8 - Fissuras de tensão em ferramental de fundição sob pressão.



(a)



(b)

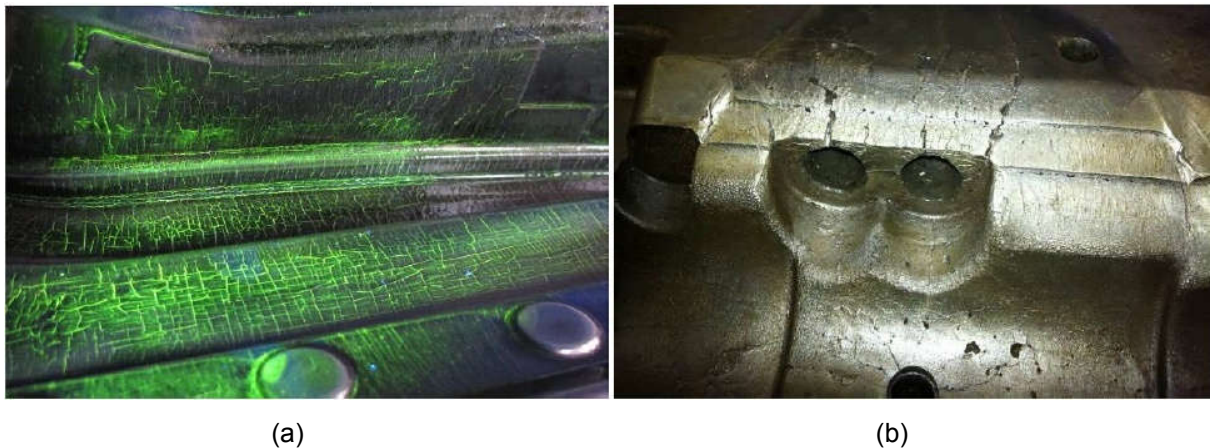
(a) e (b) Fissuras de tensão

Fonte: BECK, 2016.

A fadiga térmica é um fenômeno de falha no qual o ferramental, operando em ciclos térmicos, torna-se susceptível à iniciação e à propagação de trincas. O processo de injeção sob pressão é regido pela alta velocidade de injeção de metal fundido e um resfriamento contínuo do ferramental (PERSSON, 2004), no qual a aplicação de desmoldantes para extração das peças adiciona uma tensão térmica extra, e a repetição desta condição é a força motriz para formação e propagação das trincas (RÉZAI-ARIA, 2005).

Desenvolve-se uma rede de trincas na superfície da ferramenta, que é influenciada por fatores diversos, como deformação e oxidação. Um exemplo da formação de trincas em um ferramental oriundas da ciclagem térmica e mecânica é mostrado na figura 9 (BECK, 2016). De forma a evitar o mecanismo de fadiga térmica, características como alta condutividade térmica, alto limite de escoamento a quente, boa resistência ao revenimento, resistência à fluência, tenacidade e ductilidade adequadas, além de baixo coeficiente de expansão térmica, são requisitos fundamentais aos materiais utilizados como matrizes (SJOSTROM, 2004).

Figura 9 - Trincas de fadiga térmica em ferramental de fundição sob pressão.



(a) e (b) Trincas de fadiga térmica

Fonte: BECK, 2016.

A tensão mecânica na qual o ferramental é exposto ultrapassa a resistência a tração do material, dessa forma, dá-se o surgimento das trincas características da fadiga térmica. O aumento da dureza é uma alternativa para obtenção de maior resistência à fadiga térmica. No entanto, uma perda de tenacidade ocorre com a elevação de dureza o que, por sua vez, aumenta o risco de ocorrência de falha

catastrófica, dessa forma, é uma alternativa com importante limitação (FUCHS, 2006).

3.5 Superenvelhecimento em Aços Ferramenta para Trabalho a Quente

Estudos realizados mostraram que aços ferramenta para trabalho a quente podem operar a temperaturas acima de sua temperatura usual de revenimento (ZHANG et al, 2004). Picos de temperatura de trabalho chegam a 680°C, ou seja, a uma temperatura que ultrapassa em até 22% a temperatura de revenimento típica (BISCHOF et al, 2007).

A fim de se minimizar a energia de interface, os carbonetos secundários presentes na matriz de martensita revenida tendem a coalescer quando expostos a altas temperaturas durante longos períodos. Ao processo de difusão que rege o coalescimento dos carbonetos dá-se o nome de *Ostwal dripening*. Neste mecanismo, os carbonetos grosseiros crescem em detrimento aos carbonetos menores, resultando em uma diminuição nos valores de dureza. Quando elevadas a temperaturas acima de 700°C, as ligas apresentam diminuição de dureza em questão de minutos (CALISKANOGLU et al, 2002; MESQUITA, 2007; KARAGOZ et al, 1992).

Holloman e Jaffe desenvolveram uma relação na qual é possível prever a dureza de aços-liga que não apresentam endurecimento secundário, e aços-carbono após o procedimento de revenimento. Esta relação é representada pela equação 3, sendo esta relação utilizada na indústria para definir diferentes condições de revenimento. (CANALE, 2008; ZHANG, 2004).

$$H = T(C + \log t) \quad (3)$$

Onde H é a dureza, T é a temperatura de revenimento em graus Kelvin, C é o parâmetro de Holloman-Jaffe e t é o tempo na temperatura de revenimento.

Dessa forma, a exposição da superfície do aço ferramenta a ciclos térmicos durante sua operação a temperaturas acima da temperatura de revenimento leva a uma evolução microestrutural a qual resulta em uma diminuição da resistência mecânica da liga (GRELLIER, 2002). Bischof et al (2007) estudaram o

superenvelhecimento experimentado pelo aço DIN X38CrMoV5 3 em aplicações nas quais o material chega a picos de temperatura entre 650°C e 680°C, ou seja, acima de sua temperatura de revenimento. Na tabela 7 são mostrados os resultados obtidos dos ensaios realizados para quatro condições diferentes de tratamento térmico, os quais mostraram um decréscimo progressivo da dureza Vickers com o aumento da temperatura em serviço, que variou de 610°C a 680°C. Neste processo tem-se a formação de carbonetos mais grosseiros, ou seja, termodinamicamente mais estáveis, originados, inicialmente, do fenômeno de endurecimento secundário (BISCHOF, 2007).

Tabela 7 - Variação de dureza do Aço DIN 1.2367 como efeito do superenvelhecimento.

Amostra	Tratamento térmico	Dureza HV
1	Temperado 50min/1060°C resfriado em óleo e revenido 1h/550°C+2h/610°C	553
2	Superenvelhecido 2h/650°C	409
3	Superenvelhecido 24h/650°C	293
4	Superenvelhecido 2h/680°C	265

Fonte: BISCHOF et al, 2007 (Traduzida).

Carbonetos do tipo M_2C , oriundos do endurecimento secundário no revenimento, dissolvem-se dando origem aos carbonetos M_6C e $M_{23}C_6$, estes são microestruturalmente desfavoráveis devido sua morfologia mais grosseira, apesar de serem estáveis (BISCHOF et al, 2007).

Além do coalescimento de carbonetos, uma importante modificação na matriz, inicialmente martensítica, foi observada por Bischof et al (2007) durante o superenvelhecimento do material. Por ensaio de espectroscopia semi-quantitativa de energia dispersiva, também conhecido por EDS, foi possível verificar a composição da matriz. Observou-se que o caráter martensítico inicial passa a apresentar configuração ferrítica globular, associada, ainda, a uma redução na densidade de discordâncias e um aumento no tamanho médio dos grãos. Estas mudanças microestruturais, associadas a mudanças morfológicas dos carbonetos, justificam a redução de dureza observada na tabela 7.

3.6 Revestimentos para Aumento de Vida Útil de Aços Ferramenta para Trabalho a Quente

Com o intuito de aumentar a vida útil de matrizes confeccionadas em aço ferramenta para trabalho a quente e que, por sua vez, são expostas a intensos ciclos térmicos e mecânicos, revestimentos superficiais são utilizados a fim de se minimizar fenômenos como erosão, aderência e corrosão, melhorando as propriedades da superfície dos materiais e também sua resistência ao desgaste (KLOBCAR et al, 2007; BUDZYNSKI et al, 2015; DADOO et al, 2018).

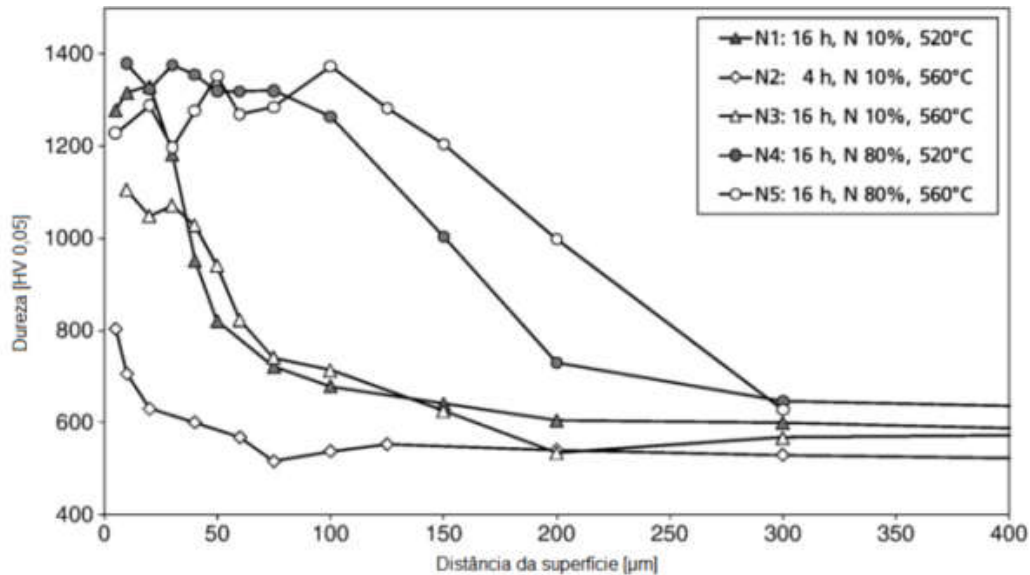
Em processos de fundição sob pressão, nota-se a elevada reatividade do alumínio com a superfície do ferramental, uma vez que a solubilidade do ferro no alumínio fundido e do alumínio do ferro- α é alta. Dessa forma, a produção de um revestimento compacto, que seja menos reativo que o alumínio no ferro e que apresente bons níveis de aderência, torna-se uma interessante solução aos mecanismos de falha presentes nas matrizes de HPDC (MOLINARI et al, 2000). Nesse contexto, nitretação, processo de implantação iônica, fusão de superfície a laser, CVD e PVC são exemplos de métodos que podem ser utilizados como tratamentos de superfície para tal aplicação (BUDZYNSKI et al, 2015; MOLINARI et al, 2000).

O processo de nitretação consiste na dispersão de nitretos de elementos de liga na superfície do material. Esses nitretos aumentam a dureza superficial da ferramenta e sua resistência à corrosão, ao desgaste e a fadiga, enquanto geram tensões compressivas que reduzem a tendência à formação de trincas. O tratamento é realizado a baixas temperaturas e resulta em camadas mais finas e em uma menor distorção quando comparado ao processo de carbonetação. É comum em peças nitretadas a formação da conhecida “camada branca”, camada esta rica em compostos, especialmente, em nitretos. A profundidade da camada nitretada é função dos parâmetros tempo e temperatura de nitretação, obtendo-se maiores profundidades quanto maior for a temperatura e mais longos forem os tratamentos (PASCHKE, 2010; COLPAERT, 2008). No gráfico 9 é mostrado o perfil de dureza obtido no aço DIN 1.2376 em função da distância da superfície.

Observa-se que os valores de dureza obtidos decrescem da superfície para o centro do material, o que se deve ao gradiente da profundidade da camada nitretada

que tem influência, principalmente, na superfície do material e perde intensidade a medida de que se aproxima do centro da amostra.

Gráfico 9 - Perfil de dureza de amostras de aço DIN 1.2367 nitretadas a diferentes parâmetros de tempo, temperatura e teor de nitrogênio.



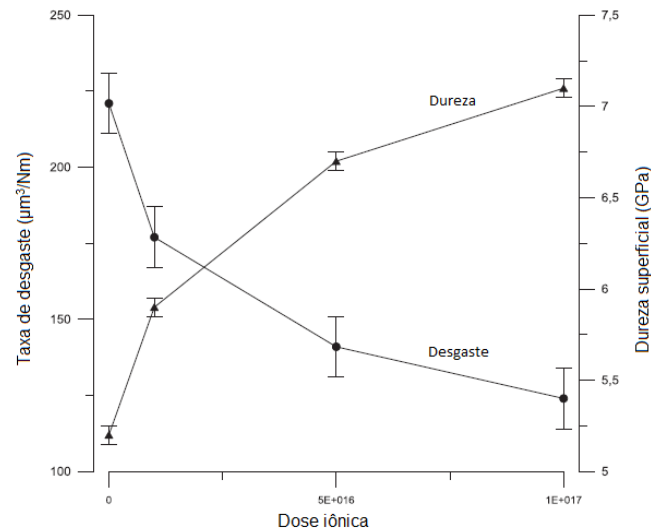
Fonte: PASCHKE, 2010 (Traduzido).

O processo de implantação iônica consiste no bombardeamento de átomos ionizados em um material sólido, implantando um elemento em sua superfície, alterando, conseqüentemente, suas propriedades químicas, físicas e mecânicas (OLIVEIRA et al, 2015). Budzynski et al (2015) mostraram experimentalmente que a implantação de nitrogênio, um dos tipos mais utilizado em aços ferramenta, aumenta a dureza e a resistência ao desgaste do aço ferramenta ASI H11. A relação da taxa de desgaste e da dureza em função da dose iônica é apresentada no gráfico 10. Observa-se que quanto maior a dose iônica, menor a taxa de desgaste e maior a dureza superficial.

A fusão de superfície a laser consiste na utilização de um feixe de laser aplicado na superfície de um material. Devido ao aquecimento provocado pelo laser, tem-se a fusão de uma fina camada da superfície. A esta técnica associa-se uma alta taxa de resfriamento, na ordem de 10^7 K/s. Este resfriamento brusco leva a um refino da microestrutura que, por sua vez, leva a um aumento da resistência a fadiga térmica do material (SILVA, 2011; TONG et al, 2013). Pereira (2006) mostra na figura 10 a seção transversal de um aço ferramenta AISI H13 após o processo de

fusão superficial a laser. Foi observada, conforme mostrado na figura 10b uma microestrutura martensítica mais refinada na ZTA quando comparada a martensita do metal base.

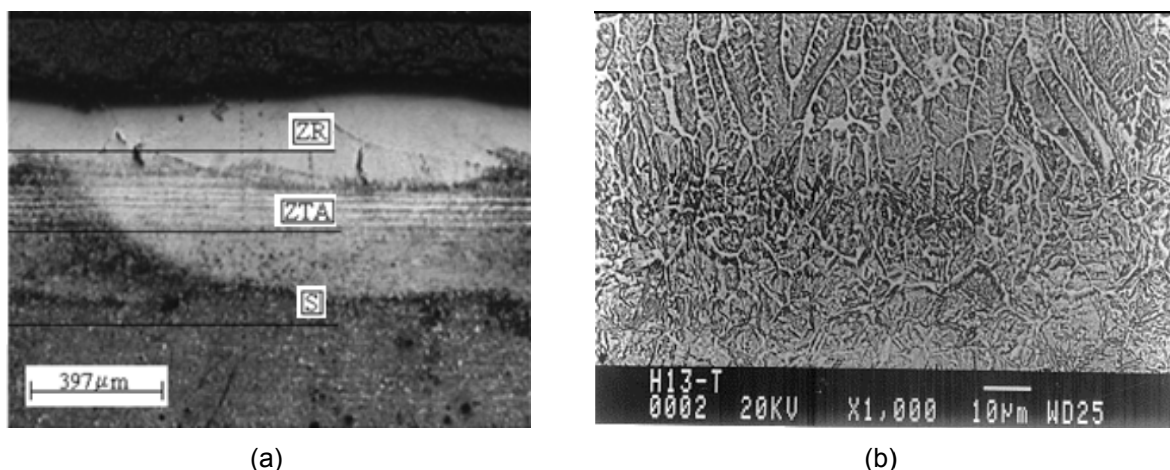
Gráfico 10 - Taxa de desgaste e dureza em função da dose iônica para o aço AISI H11.



Fonte: BUDZYNSKI et al, 2015.

A microestrutura da região de aplicação do laser caracteriza-se pela microestrutura dendrítica parcialmente transformada em martensita, extremamente refinada, com alto teor de soluto e, também, com elevada densidade de discordâncias. Tais características justificam o elevado valor de microdureza encontrado por Pereira (2006), igual a 920HV na zona fundida.

Figura 10 - Seção transversal do aço AISI H13 tratado superficialmente por fusão a laser.



(a) ZR é zona refundida, ZTA é a zona termicamente afetada e S é o substrato e (b) ZTA via MEV.

Fonte: PEREIRA, 2006 (Adaptada).

O processo CVD (*chemical vapor deposition*) consiste na deposição de um sólido, por reação química, em uma superfície aquecida a partir da fase gasosa ou de vapor. Apresenta caráter atômico, uma vez que a deposição é feita por átomos ou moléculas, ou ainda, uma combinação de ambos (ASM HANDBOOK, 1994). PVD (*physical vapor deposition*) é o processo de depositar em um substrato metais, materiais metaestáveis, compostos e ligas formando filmes finos. O material, em seu estado sólido, é evaporado formando um vapor metálico que se deposita na superfície do substrato dando origem a um filme fino e aderente. Tanto o processo CVD quanto PVD tem sido amplamente utilizados em ferramentas de corte a fim de proteger e aumentar sua vida útil (ASM HANDBOOK, 1994; BOTH, 2011; PODGORNIK, 2014).

3.7 Critérios de Aceitação de Qualidade de Material e Tratamento Térmico para Matrizes de Fundição Sob Pressão Conforme a NADCA

Os critérios de aceitação propostos pela NADCA são aplicáveis a situações nas quais o desempenho crítico e alto volume de produção são solicitados. Neste contexto, foram definidos diversos requisitos relacionados à qualidade do material e ao tratamento térmico deste com o intuito de aumentar a vida útil dos ferramentais. Dessa forma, obedecendo a estes requisitos, espera-se que o material responda de forma previsível e uniforme ao tratamento térmico, reduzindo riscos de trincas e distorções excessivas durante o tratamento (NADCA, 2015).

O primeiro requisito está associado à composição química dos aços. Na tabela 3 apresentada no item 3.3 deste trabalho são mostradas as composições químicas esperadas pelos principais aços utilizados para confecção de matrizes de HPDC. Teores de fósforo e enxofre são aceitáveis até valores máximos de 0,025% e 0,005%, respectivamente (NADCA, 2015). O fósforo exerce um importante papel no mecanismo fragilização intergranular. Ele reduz a solubilidade do carbono na austenita levando à formação de cementita no contorno de grão austenítico, o que por sua vez, leva a fragilização e consequente fratura intergranular durante a têmpera (REGULY et al, 2004). Já o enxofre forma sulfetos complexos no aço em forma de inclusões com morfologia de *stringers* (*estrias alinhadas na direção do forjamento*). Estas inclusões não metálicas funcionam como entalhes na estrutura do aço (ASM HANDBOOK, 1995).

O segundo requisito relaciona-se à dureza máxima do material no estado recozido, que é a condição geral de recebimento. A dureza máxima não pode ultrapassar o valor de 235 HB (KORECKI, 2013; NADCA, 2015).

O terceiro requisito faz referência a microlimpeza, ou seja, ao teor de inclusões não metálicas, característica esta que afeta de maneira relevante as propriedades dos aços, reduzindo a resistência à fadiga e a resistência à nucleação de vazios dos aços (ATKINSON, 2002). São definidas as severidades máximas para cada tipo de inclusão, sendo elas de quatro tipos: sulfetos (A), aluminatos (B), silicatos (C) e óxidos globulares (D) (NADCA, 2015).

Os principais tipos de sulfetos encontrados são de ferro, manganês, cálcio e magnésio. Os sulfetos de manganês e cálcio, por exemplo, apresentam o coeficiente de expansão térmica maior que o coeficiente do aço, desta forma, durante operações de aquecimento da ferramenta, vazios podem surgir entre a inclusão e a matriz de aço, tornando estas regiões propícias à iniciação de microtrincas. Ao microscópio óptico, os sulfetos apresentam forma alongada e contínua com pontas finas, sendo orientados na direção da operação de conformação, como o forjamento e a laminação e possuem coloração cinza (ARIETA, 2016).

Os aluminatos mais comumente encontrados são do tipo cálcio-aluminatos, eles surgem na aciaria nos aços acalmados ao alumínio, nos quais se utilizam o cálcio com o objetivo de modificar a alumina para um cálcio aluminato, que, por sua vez, apresenta menor deformabilidade e menor ponto de fusão, melhorando ainda a tenacidade e ductilidade do aço (BIELEFELDT et al, 2008).

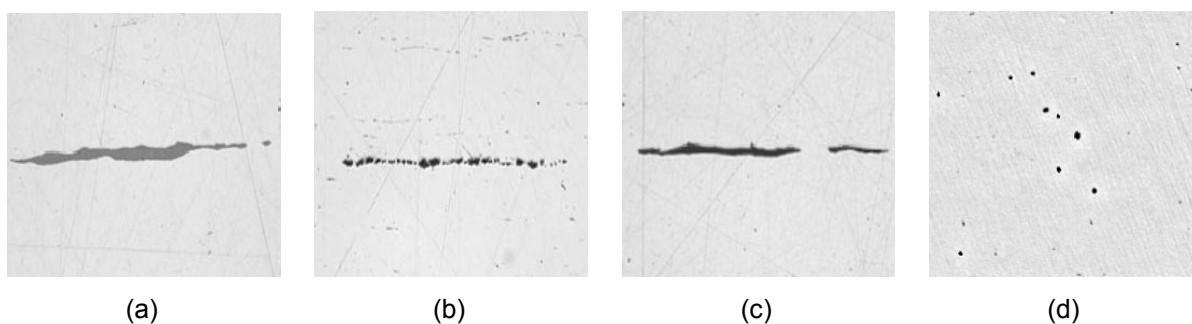
As aluminas são oriundas principalmente do processo de desoxidação dos aços. Neste processo, o desoxidante utilizado, geralmente silício e alumínio, reage quimicamente com o oxigênio que se encontra dissolvido no banho (ZHANG, 2006). Ao microscópio óptico (MO) são partículas mais angulares formando *stringers*. Assim como os sulfetos, orientam-se na direção do processo de conformação de forjamento ou laminação, apresentando coloração preta (ARIETA, 2016).

Os silicatos são inclusões tipicamente encontradas em aços carbono acalmados ao silício. Dessa forma, para o caso de aços ferramenta, não são inclusões típicas, uma vez que estes são acalmados ao alumínio. Eles apresentam morfologia alongada e contínua e coloração preta, dispondo-se de modo paralelo à direção de forjamento ou laminação (ARIETA, 2016).

Os óxidos globulares apresentam morfologia esférica e coloração preta, sendo oriundos da adição de CaSi nos aços e também de outros elementos que levam a formação de óxidos complexos (ARIETA, 2016) exibindo razão de forma menor que 2.

Na figura 11 são mostradas como exemplos imagens com a presença das inclusões não metálicas citadas quando observadas por microscopia óptica.

Figura 11 - Morfologia de uma inclusão não metálica de sulfeto.



Fonte: ARIETA, 2016.

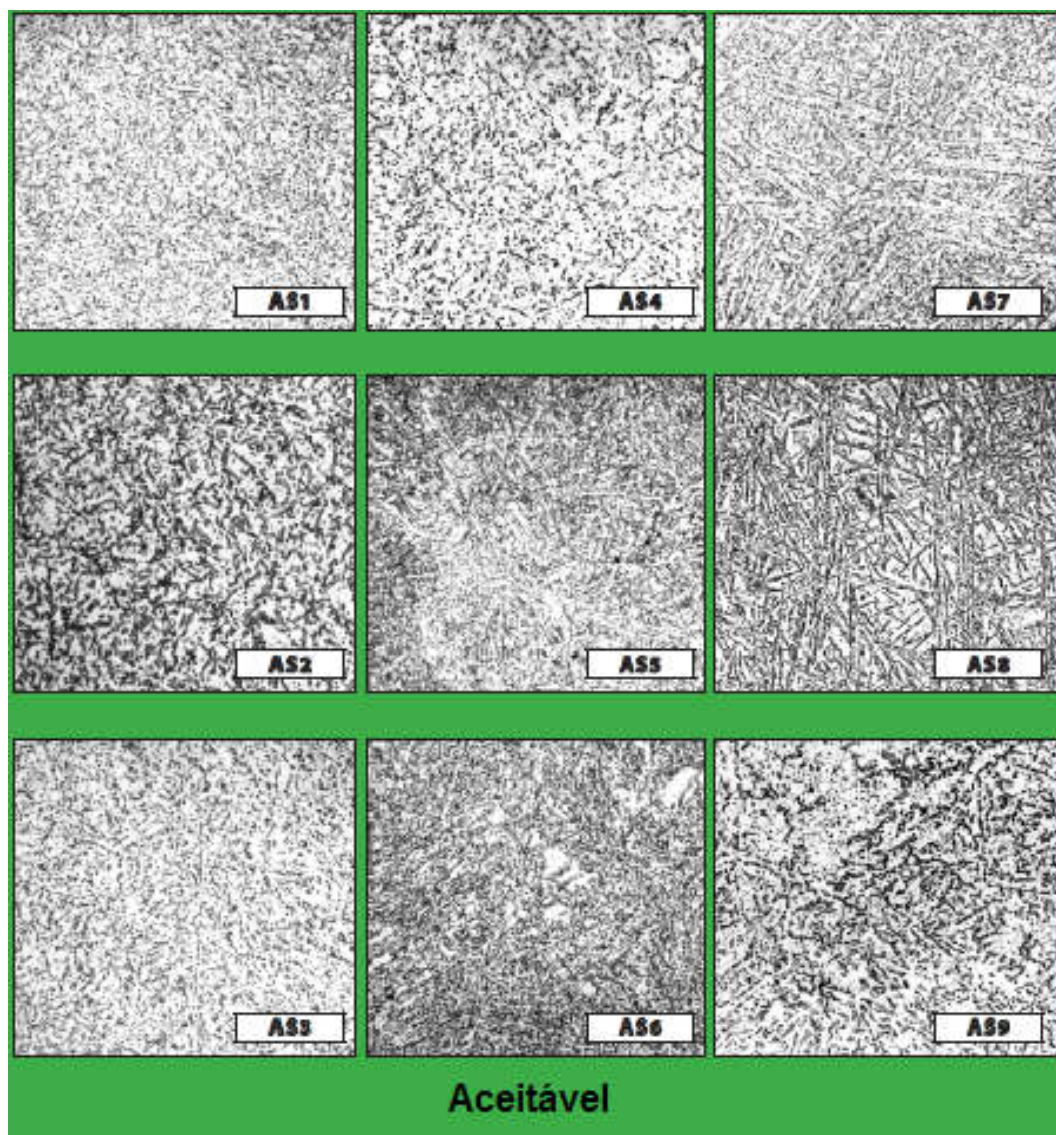
O quarto requisito dos critérios de aceitação da NADCA refere-se à qualidade ultrassônica dos aços. Este ensaio visa garantir que o aço está isento de defeitos como óxidos, porosidades, grandes segregações, dentre outros defeitos. O ensaio deve ser realizado conforme as normas ASTM A388 e ASTM E114 (NADCA, 2015).

O quinto requisito refere-se à realização do ensaio de impacto Charpy em amostras temperadas e revenidas (NADCA, 2015). O ensaio de impacto visa estudar a fratura frágil nos metais. Neste ensaio o corpo-de-prova é confeccionado com um entalhe, conforme a norma ASTM E23, com o objetivo de se produzir um estado triaxial de tensões, localizando a ruptura. Um martelo pendular, então, produz um efeito de flexão por impacto e mede-se a energia absorvida pelo corpo-de-prova (SOUZA, 1982).

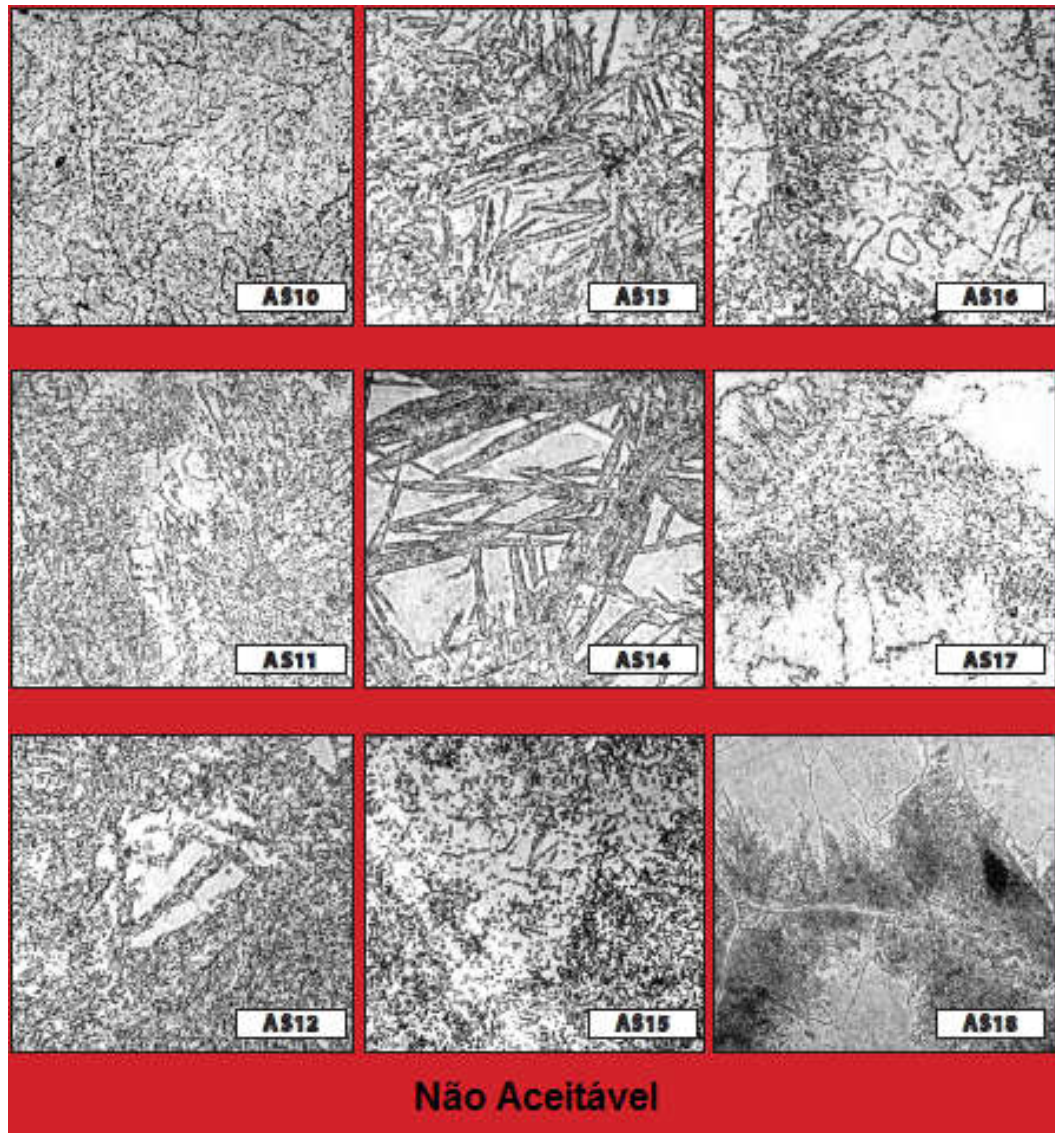
O sexto requisito refere-se ao tamanho de grão de amostras temperadas e revenidas. Os contornos de grão funcionam como uma barreira a movimentação das discordâncias, desta forma, materiais com granulação grosseira apresentam menor resistência mecânica e menor dureza que aqueles com granulação mais fina, daí a importância do controle desta característica (CALLISTER, 2007).

O sétimo requisito é análise da qualidade microestrutural do material recozido. Este deve apresentar uma matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados distribuídos homogeneamente. A análise deve ser feita em amostra polida e atacada quimicamente com uma ampliação de 500x. Na figura 12 são exibidas as microestruturas aceitáveis e não aceitáveis no estado recozido de acordo com a NADCA (2015).

Figura 12 - Análise de qualidade microestrutural no estado recozido de amostras de aço ferramenta conforme a NADCA.



(a)



(b)

(a) Qualidade microestrutural aceitável no estado recozido 500x e (b) Qualidade microestrutural não aceitável no estado recozido 500x

Fonte: NADCA, 2015.

Por fim, o último requisito associado à qualidade do material relaciona-se a segregação de bandeamento. Neste item, a NADCA define que a microestrutura recozida deve estar livre de bandeamento excessivo. O bandeamento é a condição de segregação de bandas alternadas com diferentes microestruturas que ocorre nos aços resfriados lentamente. Esse fenômeno se dá devido à segregação de elementos de liga substitucionais durante o processo de solidificação interdendrítica. Bandas de martensita, por exemplo, possuem efeitos deletérios em operações conformação a frio e na usinabilidade do material (KRAUSS, 2003; MAJKA, 2002).

Em relação ao procedimento de tratamento térmico, a NADCA (2015) cita o tratamento de austenitização e a taxa de resfriamento na têmpera, como os principais parâmetros críticos no tratamento térmico de aços ferramenta para matrizes de fundição sob pressão. Schwam (2005) associa a microestrutura obtida a partir da temperatura de austenitização e da taxa de resfriamento da têmpera como as principais características determinantes no comportamento à fadiga térmica do material.

O tratamento térmico deve ser realizado em forno à vácuo com capacidade de atingir uma taxa de resfriamento mínima de 28°C por minuto, com controle de temperatura realizado por múltiplos termopares. Em seu interior, deve-se garantir um aquecimento e posterior resfriamento uniforme em todo material a ser tratado e ao menos dois passos de pré-aquecimento na austenitização são indicados (NADCA, 2015). Realizado de maneira adequada, o tratamento térmico assume papel decisivo nas propriedades mecânicas e no desempenho das ferramentas (KORECKI, 2013).

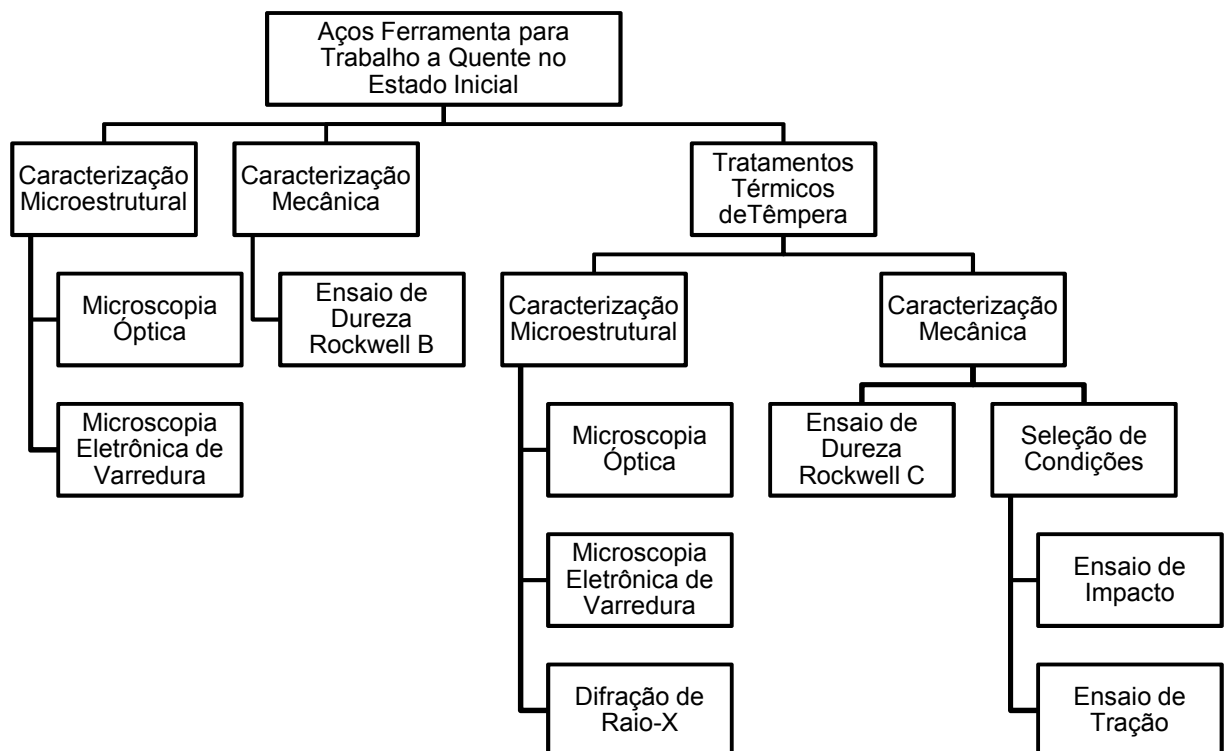
4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido

Neste trabalho foi avaliada a influência na microestrutura e no comportamento mecânico, de diferentes temperaturas de aquecimento na têmpera e temperaturas de revenimento nos aços ferramenta para trabalho a quente AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367, bem como suas características no estado como recebidos.

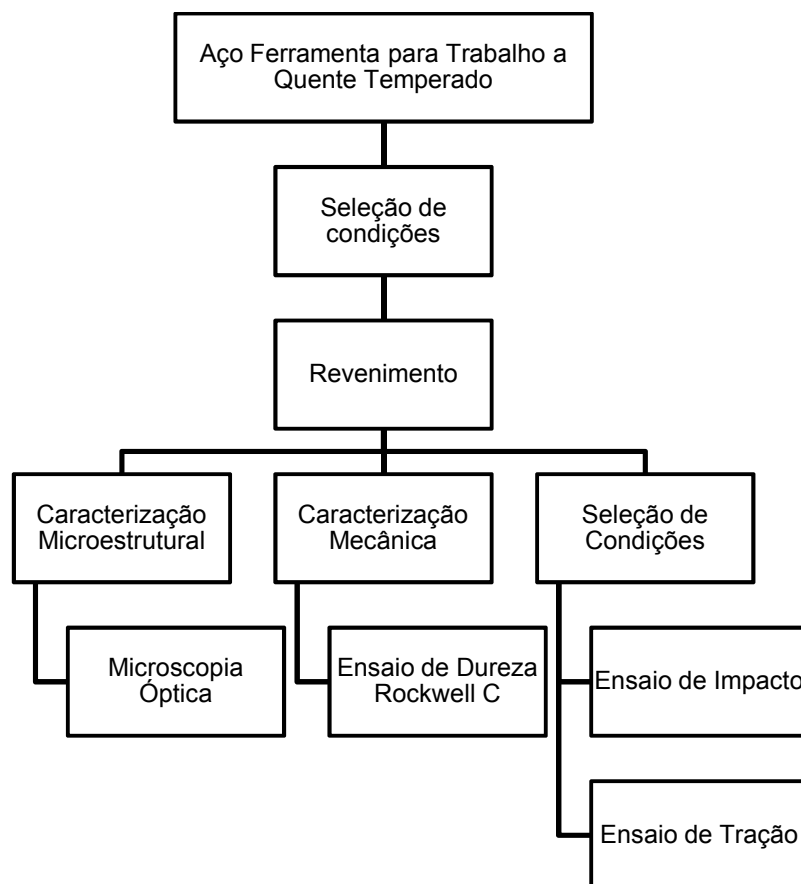
O trabalho foi realizado em duas etapas. Inicialmente, os três materiais citados foram caracterizados quanto às suas microestruturas e dureza no estado como recebido. Em seguida, amostras dos aços foram processadas termicamente, por meio dos tratamentos térmicos de têmpera, em três diferentes temperaturas de austenitização. Para tais condições, análises microestruturais e a caracterização mecânica por meio de ensaio de dureza Rockwell, de impacto e tração foram realizadas. A figura 13 mostra o fluxograma com as etapas iniciais de elaboração do projeto.

Figura 13 - Fluxograma das etapas preliminares do trabalho.



Dada à seleção das condições a serem estudadas, os aços foram tratados termicamente em ciclos completos de têmpera e revenimento subsequente com diferentes parâmetros de temperatura, a fim de se identificar o fenômeno de endurecimento secundário experimentado pelos materiais. Por fim, os aços foram avaliados quanto seu comportamento mecânico e microestrutural pós tratamento térmico, com o objetivo de se verificar a influência da temperatura nestes quesitos. Na figura 14 são mostradas as etapas envolvidas na segunda parte do trabalho.

Figura 14 - Fluxograma da avaliação dos ciclos de tratamentos térmicos completos.



Fonte: Próprio autor.

4.2 Materiais

Foram selecionados três aços ferramenta para trabalho a quente como objeto de estudo: o aço AISI H13, o aço AISI H11 e o aço DIN 1.2367. Os materiais foram fornecidos pela NEMAK Alumínio do Brasil como placas de 15mm de espessura. O controle inicial dos materiais foi realizado por meio da avaliação da composição

química, cuja análise foi conduzida empregando um espectrômetro de emissão óptica da marca Spectro modelo SpectroLab 120463/06, mostrado na figura 15.

Figura 15 - Espectrômetro de emissão óptica.



(a)



(b)

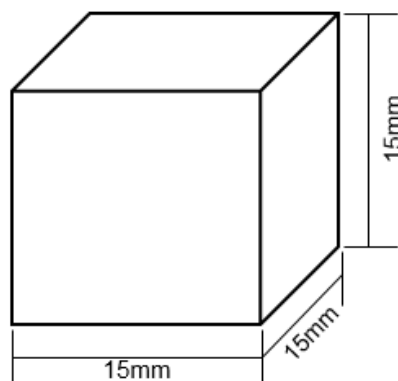
(a) Vista geral do espectrômetro de emissão óptica e (b) Detalhe da amostra durante a queima

Fonte: Próprio autor.

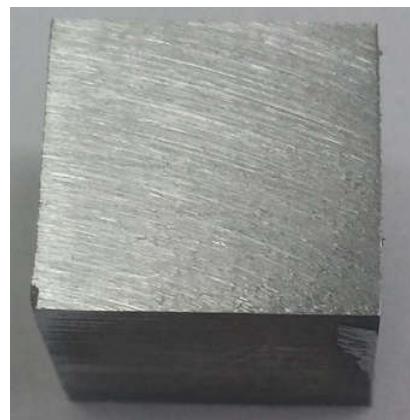
4.3 Corpos-de-Prova

Para a realização da análise química, microestrutural e do comportamento mecânico por meio de ensaios de dureza dos materiais no estado inicial e após os tratamentos térmicos, corpos-de-prova foram confeccionados com dimensões de 15mm x 15mm x 15mm (comprimento x largura x altura), figura 16.

Figura 16 - Corpo-de-prova para realização de análises química, microestrutural e de dureza.



(a)



(b)

a) Representação esquemática e (b) imagem do corpo-de-prova.

Fonte: Próprio autor.

O processo de corte das amostras foi conduzido em uma cortadeira metalográfica da marca Arotec modelo Arocor 80 com refrigeração contínua, mostrada na figura 17a. Com o intuito de garantir o corte apropriado dos corpos-de-prova a serem ensaiados, foi utilizando o disco de corte da marca Fortel, modelo FIII, indicado para amostras com dureza de 50 a 60HRC, mostrado na figura 17b.

Figura 17 - Máquina de corte e disco abrasivo utilizados para realização dos cortes dos corpos-de-prova.



(a)



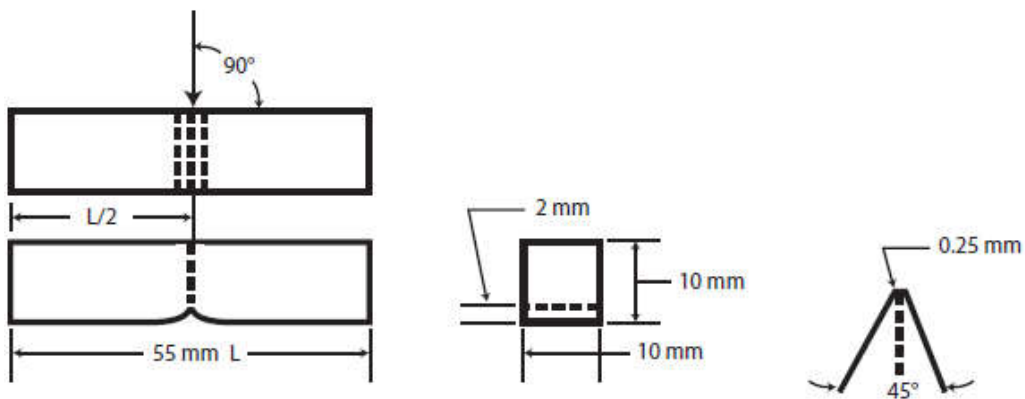
(b)

(a) Cut off utilizado para corte dos corpos-de-prova e (b) Disco de corte utilizado

Fonte: Próprio autor.

Para a análise do comportamento mecânico em termos de tenacidade do material após os ciclos térmicos, corpos-de-prova foram confeccionados para ensaios de impacto do tipo Charpy conforme a norma ASTM A370-05, cuja representação com dimensões pode ser observada na figura 18 a e b.

Figura 18 - Corpo-de-prova para ensaio de impacto, tipo Charpy.



(a)



(b)



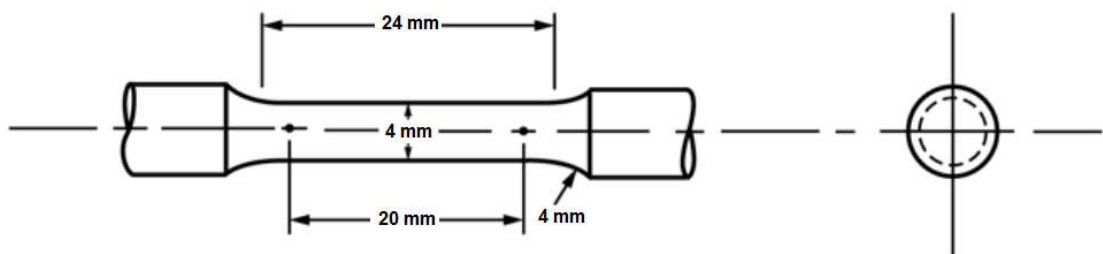
(c)

(a) Representação esquemática, (b) Conjunto de corpos-de-prova testados (c) Detalhe do corpo-de-prova com entalhe em V.

Fonte: (a) NADCA, 2015 (Adaptada) e (b) e (c) Próprio autor.

A fim de avaliar, ainda, o comportamento mecânico quanto a resistência mecânica à esforços uniaxiais de tração, corpos-de-prova foram confeccionado conforme norma ASTM E8/E8M em escala *sub-size*.

Figura 19 - Corpo-de-prova para ensaio de tração, modelo 4 *sub-size*.



(a)



(b)



(c)

(a) Representação esquemática, (b) Corpo-de-prova e (c) Corpo-de-prova durante o ensaio.

Fonte: (a) ASTM E8/E8M, 2016 (Adaptada) e (b) e (c) Próprio autor.

As amostras de impacto e tração foram usinadas após a realização dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, de forma a evitar os efeitos da eventual ocorrência de descarbonetação dos aços ferramenta para trabalho a quente.

4.4 Tratamentos Térmicos

O processamento térmico realizado nos três aços estudados foi constituído das etapas de têmpera e de revenimento e conduzido em um forno elétrico da marca Fornitec modelo 4236 (figura 20) em três amostras de cada aço. Nesta etapa, diferentes temperaturas de aquecimento na têmpera e de revenimento foram investigadas.

Figura 20 - Forno elétrico da marca Fornitec modelo 4236 a ser utilizado para realização dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.



(a) Forno utilizado para a realização dos tratamentos térmicos e (b) Detalhe do forno em uso

Fonte: Próprio autor.

A escolha dos parâmetros se deu a partir de consulta inicial à literatura. No caso da têmpera, a determinação envolveu a avaliação da faixa de temperaturas recomendadas para aquecimento/austenitização, tempo de encharque (relacionado às dimensões das amostras, tanto para caracterização microestrutural e dureza como para os ensaios de impacto) e o meio de resfriamento, em óleo (ASM HANDBOOK, 2002; NADCA, 2015). Para o revenimento, a faixa de temperaturas a ser avaliada foi determinada a partir das recomendações apresentadas pela NADCA (2015).

Nas tabelas 8 e 9 são apresentados os parâmetros de tratamento térmico de têmpera e de revenimento definidos para a realização do trabalho. Foram investigadas três temperaturas de aquecimento na têmpera e cinco temperaturas de revenimento a fim de identificar, por meio do ensaio de dureza Rockwell, o pico de endurecimento secundário experimentados pelos aços estudados. O tempo de encharque na têmpera foi calculado proporcionalmente em função da espessura do material, sendo 1 hora por polegada de espessura, logo, dada uma espessura de 15mm, o tempo de encharque foi definido em 35 minutos.

Tabela 8 - Parâmetros dos tratamentos térmicos de têmpera.

Temperatura	Tempo	Resfriamento
950°C	35 minutos	Óleo
1000°C		
1100°C		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 9 - Parâmetros dos tratamentos térmicos de revenimento.

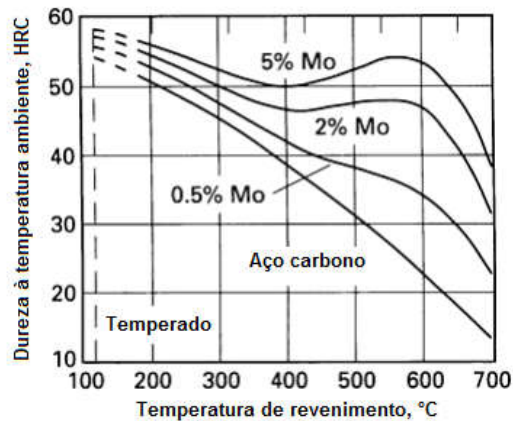
Temperatura	Tempo	Resfriamento
475°C	120 minutos	Ao ar
500°C		
525°C		
575°C		
600°C		

Fonte: Próprio autor.

A ocorrência de endurecimento secundário para os aços estudados é prevista para a temperatura de aproximadamente 510°C (ASM HANDBOOK, 2002). O pico de endurecimento secundário do DIN 1.2367 é inferido por meio do AISI H11, uma vez que se difere deste pelo teor mais alto de molibdênio. Segundo ASM Handbook (2002), o aumento do teor de molibdênio não implica em mudanças significativas na faixa de temperatura a qual é observado o fenômeno de endurecimento secundário no aço ferramenta AISI H11 apesar de influenciar acentuadamente nos resultados de dureza obtidos. No gráfico 11 é mostrado que para diferentes teores de molibdênio, 0,5%, 2% e 5%, a dureza observada é menor tal qual há sua diminuição, no entanto, o fenômeno de endurecimento por precipitação, independente do

percentual de Mo, ocorreu em uma mesma faixa de temperatura, sendo observada entre 500°C e 600°C.

Gráfico 11 - Influência do teor de molibdênio na dureza à temperatura ambiente do aço AISI H11 à diferentes temperaturas de revenimento.



Fonte: ASM HANDBOOK, 2002 (Traduzido e adaptado).

Na etapa de tratamento térmico para estudo do pico de endurecimento secundário, foi necessário o arranjo dos corpos-de-prova para tratamento térmico, em uma espécie de “gaiola” de arame, de forma a evitar o contato direto da tenaz utilizada para retirada das peças do forno com as amostras tratada termicamente, uma vez que este contato poderia promover um resfriamento inadequado dos aços. Na figura 21 é mostrada, como exemplo, uma imagem com amostras envolvidas no arame conforme descrito, bem como amostras bipartidas, a fim de não haver interferência do efeito de decarbonetação nas avaliações realizadas.

Figura 21 - Gaiola para realização dos tratamentos térmicos e bipartição dos corpos-de-prova.



(a)



(b)

Fonte: Próprio autor

4.5 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural dos aços foi realizada por meio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X (DRX), sendo o MEV aplicado às amostras no estado como recebido e após tratamento térmico de têmpera. A análise microestrutural foi embasada na identificação dos constituintes formados em cada ciclo de processamento térmico bem como no estado inicial dos aços, sendo realizada de maneira qualitativa.

Para a análise por MEV e MO, a etapa de preparação metalográfica consistiu na bipartição ao centro dos corpos-de-prova, com o objetivo de garantir a análise em superfície não descarbonetada pelo tratamento térmico. Em seguida, foi realizado o embutimento a quente das amostras em uma embutidora Arotec modelo Pre 40Mi (figura 22a), utilizando-se baquelite. Após embutidos, os corpos-de-prova passaram pela etapa de lixamento em lixas de granulometria #80, #320 e #1000. Realizado o lixamento, as amostras foram polidas em diamante em suspensão de 3 μ m, lubrificadas em álcool etílico por movimentos circulares e na direção contrária à movimentação do disco de polimento. Estas duas etapas de preparação metalográfica foram conduzidas em uma politriz Arotec modelo Aropol 2V (figura 22b). Após polimento, as amostras foram atacadas quimicamente em Nital 5% por aplicação durante 30 segundos.

Figura 22 - Equipamentos utilizados para preparação e análise metalográfica.



(a)



(b)

(a) Embutidora Arotec, (b) Politriz Arotec e (c) Microscópio óptico Olympus

Fonte: Próprio autor.

Após a preparação metalográfica, as amostras foram avaliadas por MO em um microscópio Olympus modelo GX51 empregando um analisador de imagem Analysis (figura 23a) e por MEV em um microscópio Shimadzu modelo SSX-550 (figura 23b).

Figura 23 - Microscópio óptico e microscópio eletrônico de Varredura utilizados nos experimentos.



(a) Microscópio óptico Olympus e (b) Microscópio eletrônico de varredura Shimadzu

Fonte: Próprio autor.

Para a análise por difração de raios-X, os corpos-de-prova, após o corte, passaram por um processo de decapagem por aproximadamente 120 minutos em ácido clorídrico (HCl). Esse procedimento foi conduzido para remover possíveis efeitos dessa operação na microestrutura do material, mais especificamente na presença e proporção de austenita retida oriunda dos ciclos térmicos que, mediante o emprego de esforços mecânicos poderia transformar-se em martensita por deformação plástica.

Os experimentos de difração de raios-X foram conduzidos no laboratório de Caracterização de Materiais do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAT) do CEFET-MG, em um difratômetro marca Shimadzu modelo XRD-7000 (figura 24), alvo metálico de cobre. Para a realização do ensaio foi utilizado passo de $0,02^\circ\text{s}^{-1}$ e ângulo de varredura de 10° a 100° . Os resultados obtidos para as amostras temperadas a diferentes temperaturas de austenitização foram representados por meio de difratogramas, nos quais foi possível identificar picos de reflexão de martensita, carbonetos e austenita retida e, avaliar de maneira qualitativa, os constituintes presentes nas amostras.

Figura 24 - Difratorômetro de raios X Shimadzu.



(a) Difratorômetro de raios-X e (b) Amostra após decapagem e análise via DRX.

Fonte:Próprio autor.

4.6 Caracterização Mecânica

A caracterização do comportamento mecânico dos três aços avaliados foi realizada em função da dureza Rockwell, resistência ao impacto e resistência à tração. Os detalhes da realização de cada etapa são descritos nos itens 4.6.1, 4.6.2 e 4.6.3.

4.6.1 Ensaio de dureza Rockwell

Para a aferição de dureza Rockwell, os materiais foram testados no estado como recebido e após cada etapa do tratamento térmico de têmpera e revenimento, a fim de se acompanhar a evolução desta propriedade.

Para a avaliação da dureza dos corpos-de prova, o ensaio foi conduzido em durômetro Rockwell marca Newage modelo Versitron. Para as amostras no estado como recebido, foi realizado o ensaio de dureza Rockwell B, com penetrador de esfera de aço e carga de 100kgf, como indicado pela NADCA (2015), uma vez que já era conhecido que o material foi fornecido a Nemak Alumínio do Brasil em estado recozido, comprovado posteriormente com a análise microestrutural e o ensaio de dureza propriamente dito. Para as amostras tratadas termicamente, o ensaio foi realizado em escala Rockwell C, com penetrador cônico de diamante e carga de 150kgf, sendo em ambas as escalas de dureza Rockwell adotado o valor de pré-

carga igual a 10kgf. Na figura 25 são mostrados os detalhes do durômetro utilizado neste trabalho.

Figura 25 - Durômetro Rockwell para ensaio de dureza.



(a) Durômetro Rockwell e (b) Detalhe da amostra durante ensaio

Fonte: Próprio autor.

4.6.2 Ensaio de impacto

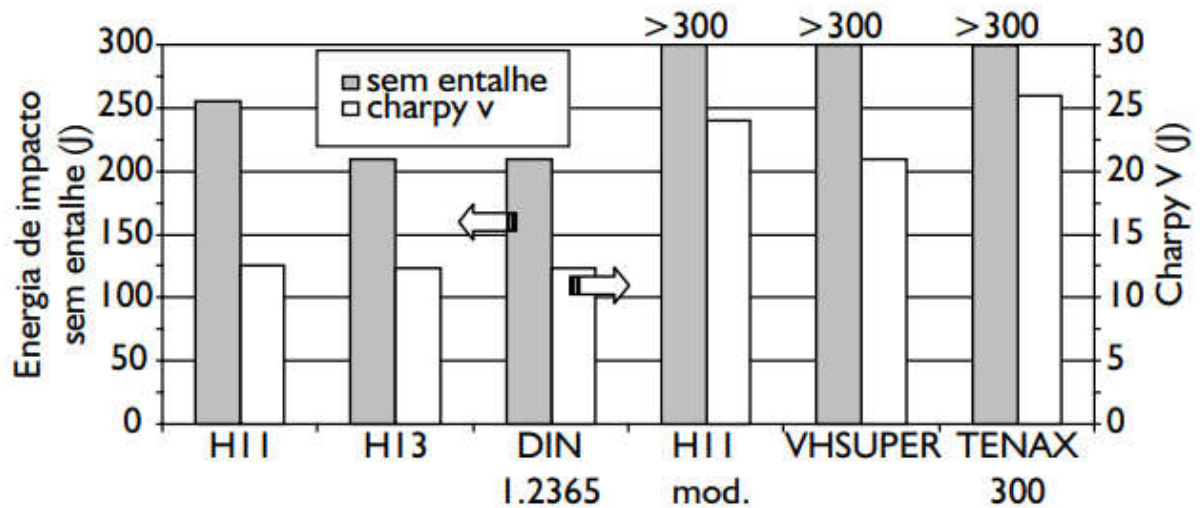
O ensaio de impacto foi realizado do tipo Charpy com entalhe em V à temperatura ambiente, conforme recomendação da NADCA (2015). Este ensaio tem como objetivo avaliar a fratura frágil dos materiais e seu resultado é obtido mediante a medição da energia absorvida.

O entalhe em V tem influência direta no resultado de tenacidade ao impacto. Mesquita (2007) estudou o comportamento dos aços H11, H13, DIN 1.2365, VHSUPER e Tenax 300 quando ensaiados com e sem entalhe em V (figura 26). Corpos-de-prova sem entalhe apresentam níveis mais elevados de energia absorvida quando comparados aos corpos-de-prova confeccionados com entalhe, uma vez que este funciona como concentrador de tensões (GABARDO, 2008). Observa-se que os resultados de tenacidade chegam a ser até 50% maiores em amostras sem entalhe para o aço AISI H11. Para amostras sem entalhe do aço AISI H11 modificado, a energia de impacto ultrapassa 300J.

Os ensaios de impacto foram conduzidos em uma máquina de impacto marca Jinan Time Shijin (figura 27a), com velocidade de impacto de 5,2m/s, braço do martelo de 750mm e resolução digital de 0,1J. Os corpos-de-prova foram

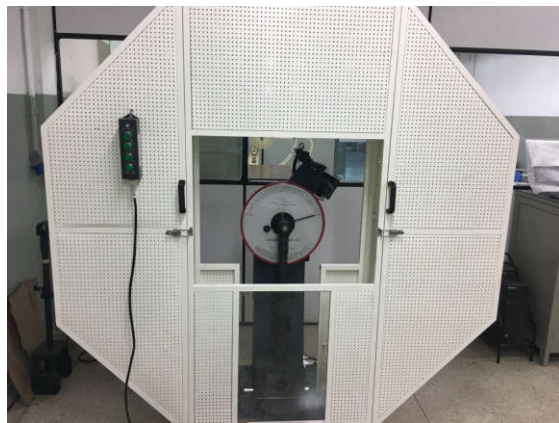
posicionados no equipamento com auxílio de um gabarito no intuito de garantir a centralização correta dos corpos-de-prova em função do entalhe (figura 27b)

Figura 26 - Resultados de tenacidade ao impacto para diferentes aços ferramenta cujos corpos-de-prova foram confeccionados com e sem entalhe.



Fonte: MESQUITA, 2007.

Figura 27 - Máquina de ensaio de impacto.



(a)



(b)

(a) Máquina de ensaio de impacto e (b) Detalhe do corpo-de-prova posicionado no equipamento para ensaio tipo Charpy

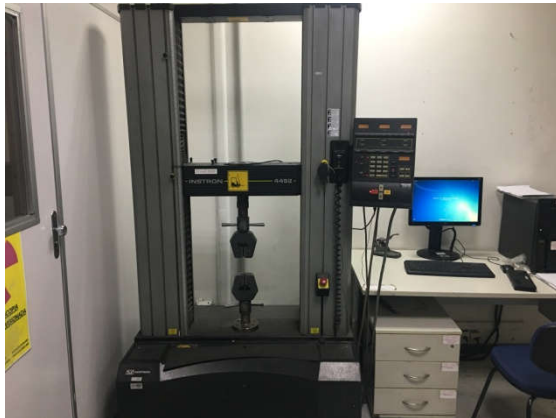
Fonte: Próprio autor.

4.6.3 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi conduzido com o objetivo de elucidar a resistência mecânica dos três aços estudados em condições apenas temperados e também

com revenimento subsequente, a partir da aplicação de esforços uniaxiais. Os testes foram conduzidos em uma máquina universal de ensaios marca Instron modelo 4482 com célula de carga 100 kN (figura 28). A velocidade do travessão móvel do equipamento utilizada foi de 1,44 mm/min. Utilizou-se, ainda, um extensômetro marca Instron, tipo estático, número serial 198, com comprimento de 25mm.

Figura 28 - Máquina universal de ensaios para realização do ensaio de tração.



(a)



(b)

(a) Instron 4482 e (b) Célula de carga 100 kN

Fonte: Próprio autor.

Os resultados obtidos em tração para as condições analisados foram demonstrados por curvas de tensão x deformação convencionais e reais, plotadas até o início da estricção dos corpos-de-prova. Os resultados do ensaio foram obtidos através da leitura de dados gerados pelo software Bluehill.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização dos Aços no Estado como Recebido

Na tabela 10 são apresentados os resultados de análise química (% em peso) obtidos nos três aços avaliados. Nota-se que o aço AISI H11 e DIN 1.2367 diferenciam-se principalmente, por um maior teor de molibdênio do segundo. O molibdênio forma carbonetos os quais retardam o amaciamento da martensita a temperaturas elevadas e que promovem à microestrutura maior estabilidade, reduzindo a fragilidade ao revenido e, ainda melhora a resistência mecânica e a temperabilidade do material (ARIETA, 2015).

O aço AISI H13 apresenta maior percentual de silício, quando comparado aos outros dois materiais. Segundo Mesquita (2008), o maior teor de silício implica em maior quantidade de carbonetos em forma de agulha e, também, mais finos, assim, quanto maior o teor de silício, menor a tenacidade do aço ferramenta.

Em relação ao teor de carbono, não há diferença significativa entre os três aços estudados. O teor de cromo é sutilmente menor no aço DIN 1.2367, em relação aos demais, enquanto o vanádio é observado em maiores proporções no AISI H13. O cromo forma carbonetos que, apesar de retardarem o amaciamento da martensita, não influenciam de forma tão significativa quanto o molibdênio. O vanádio é o principal elemento formador de carbonetos, que se apresentam com alta estabilidade e maior dureza. Necessita de alta temperatura de austenitização para que haja a completa dissolução dos carbonetos (ARIETA, 2015).

Elementos como o enxofre e o fósforo diminuem a tenacidade dos aços ferramenta para trabalho a quente, formando sulfetos de manganês e segregando em contornos de grãos respectivamente (METALS HANDBOOK, 1993; ARIETA, 2015). Nota-se o maior teor de fósforo no aço DIN 1.2367 e pouca diferença entre os teores destes elementos entre o AISI H13 e AISI H1. Para os três casos, tanto o enxofre quanto o fósforo, estão presentes como impurezas residuais.

Para o demais elementos químicos que compõe a liga dos três aços avaliados, não são observadas diferenças entre os materiais estudados, ou apresentam-se, assim como o fósforo e o enxofre, em quantidades pequenas, sendo, portanto, elementos residuais.

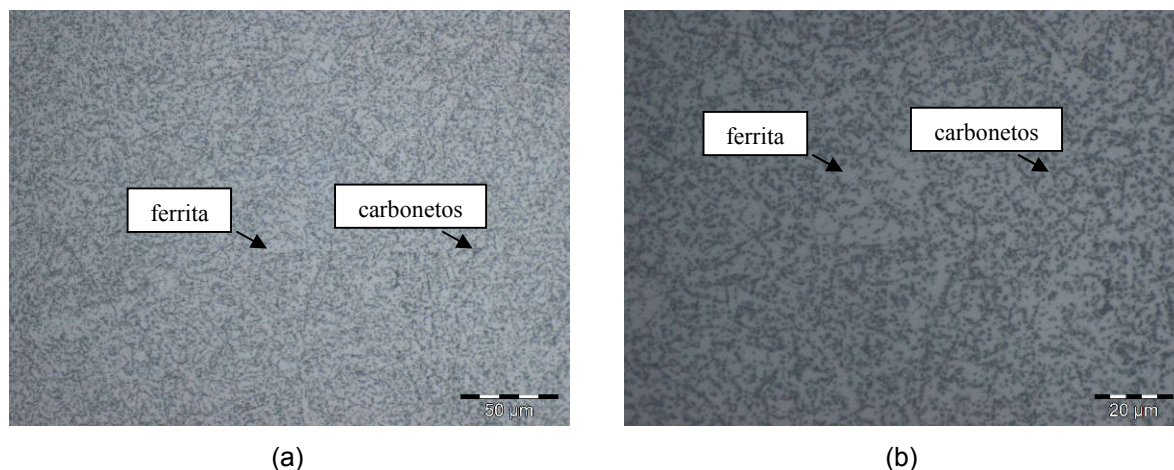
Tabela 10 - Composição química dos aços ferramenta AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367.

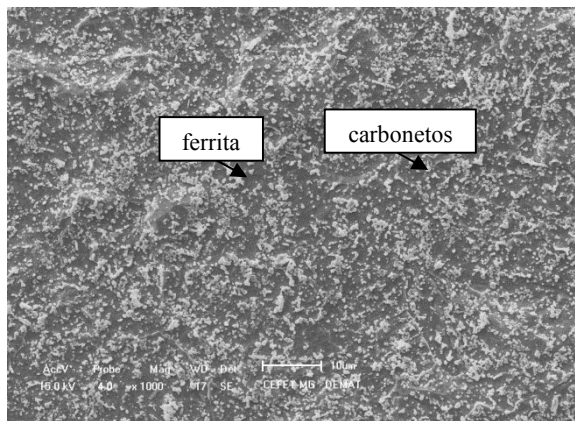
	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V	%P	%S	%Ni
AISI H13	0,388	0,328	1,05	5,15	1,36	0,880	0,0099	0,0013	0,0956
	%Al	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%W	%Pb	%Sb	%Fe
	0,0554	0,103	0,0056	0,0069	0,880	<0,0002	<0,0002	0,00049	90,6
	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V	%P	%S	%Ni
AISI H11	0,377	0,351	0,243	5,22	1,84	0,516	0,0088	0,0017	0,0732
	%Al	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%W	%Pb	%Sb	%Fe
	0,0122	0,0488	0,0071	0,0057	0,516	<0,0002	0,00026	<0,0004	91,3
	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V	%P	%S	%Ni
DIN 1.2367	0,361	0,296	0,211	4,88	2,74	0,549	0,0172	0,0018	0,0903
	%Al	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%W	%Pb	%Sb	%Fe
	0,0188	0,0940	0,0071	0,0060	0,549	<0,0002	0,00028	<0,0004	90,7

Fonte: Produzido pelo autor.

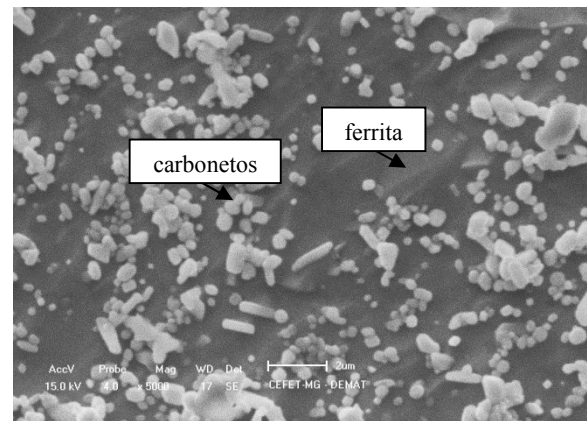
Os três aços ferramenta para trabalho a quente, objetos de estudo deste trabalho, foram caracterizados quanto às suas microestruturas e durezas no estado como fornecidos.

Nas figuras 29, 30 e 31 são mostradas as microestruturas dos aços AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367 no estado como recebido. Essencialmente, observa-se microestrutura inicial constituída de uma matriz ferrítica com carbonetos dispersos nos três aços analisados. Tal microestrutura apresenta características típicas aquelas de aços ferramenta processados termicamente por recozimento (KANG et al, 2014).

Figura 29 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H13 no estado como recebido.



(c)

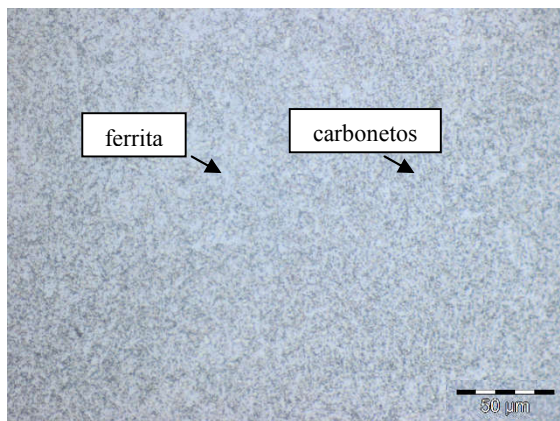


(d)

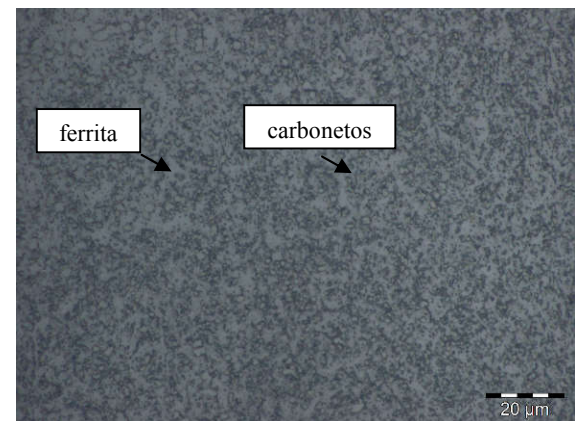
(a) e (b) MO ampliações distintas, (c) e (d) MEV ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

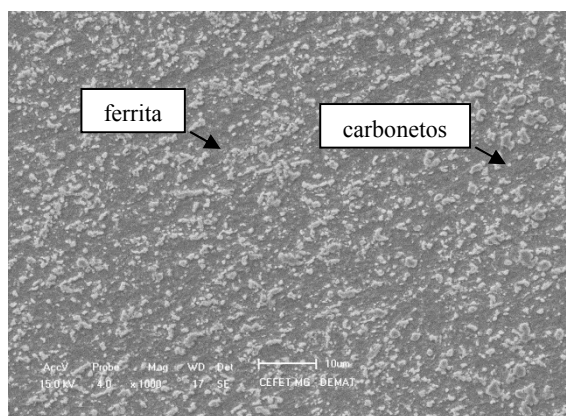
Figura 30 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H11 no estado como recebido.



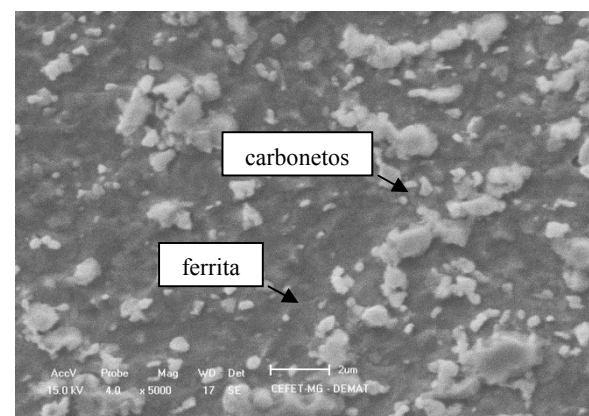
(a)



(b)



(c)

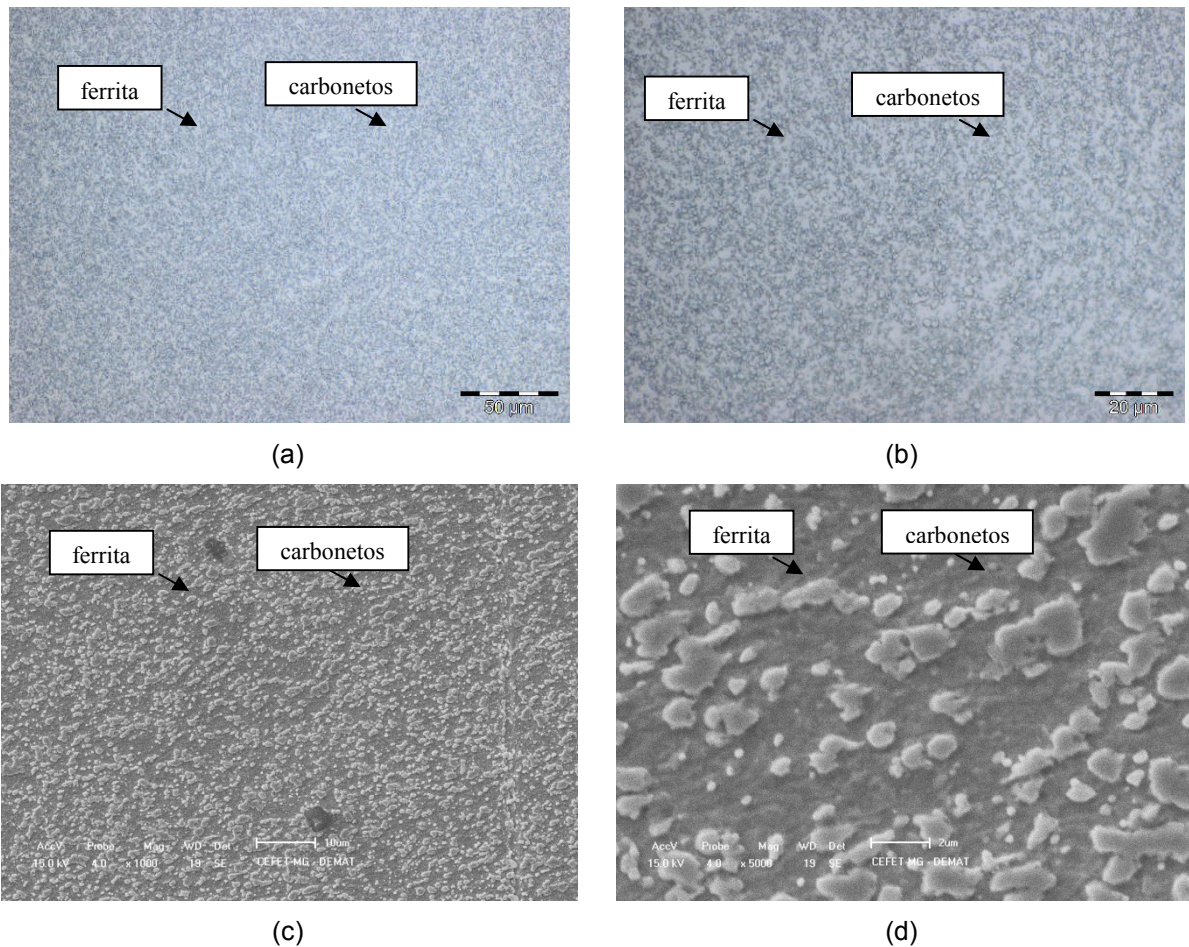


(d)

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

Fonte: Próprio autor.

Figura 31 - Micrografias por MO e MEV do aço DIN 1.2367 no estado como recebido.



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

Fonte: Próprio autor.

Após caracterização microestrutural, os aços foram analisados quanto à sua dureza. De acordo com a NADCA (2015), a dureza esperada para os aços ferramenta para trabalho a quente recozidos não deve ultrapassar o limite de 235 HBW, ou, convertendo-se para dureza Rockwell B, 99 HRB. Na tabela 11 são apresentados os resultados obtidos.

Tabela 11 - Resultados de dureza para os materiais no estado como recebidos.

Material	Dureza HRB
AISI H13	88,4 ± 0,4
AISI H11	90,8±1,6
DIN 1.2367	84,6 ± 0,3

Fonte: Próprio autor.

Os três aços encontram-se de acordo com a especificação informada pela NADCA para materiais recozidos, bem como apresentam suas microestruturas homogêneas, uma vez que se observa a distribuição homogênea dos carbonetos sobre a matriz ferrítica. No entanto, nota-se uma dureza inicial menor do aço DIN 1.2367 quando comparado ao AISI H13 e ao AISI H11.

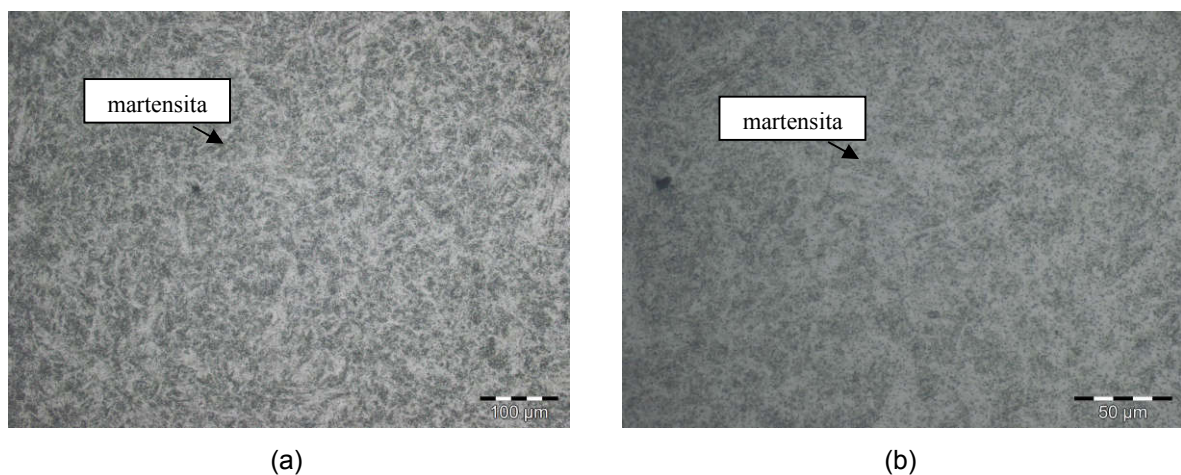
5.2 Tratamentos Térmicos Preliminares

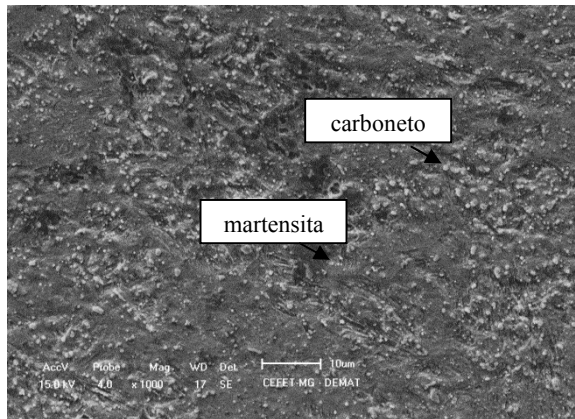
5.2.1 Caracterização microestrutural

A fim de se verificar a influência da temperatura de austenitização nas propriedades mecânicas dos aços AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367, três condições distintas foram testadas. Inicialmente, definiu-se o tempo de tratamento térmico igual a 35 minutos, para as três temperaturas de avaliadas. Os tratamentos foram realizados a 950°C, 1000°C e 1100°C, sendo a etapa de resfriamento realizada em óleo. Desta forma, considerando a faixa referência de tratamento térmico recomendada de 995 °C a 1025 °C (ASM HANDBOOK, 2002), foi possível avaliar o comportamento dos aços quando tratados abaixo da temperatura recomendada (950°C), dentro da faixa (1000°C) e acima da especificação (1100°C).

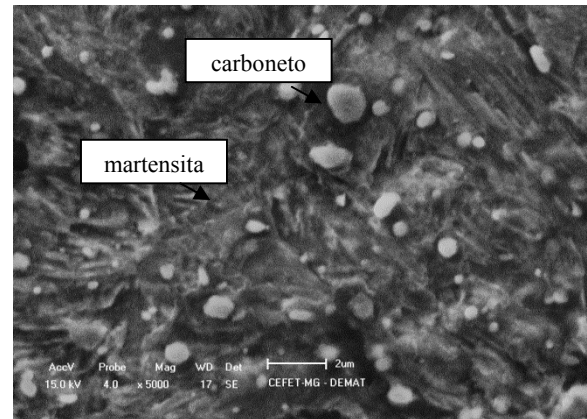
As microestruturas obtidas para o três aços austenitizados à 950°C são apresentadas nas figuras 32, 33 e 34.

Figura 32 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H13 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo.





(c)

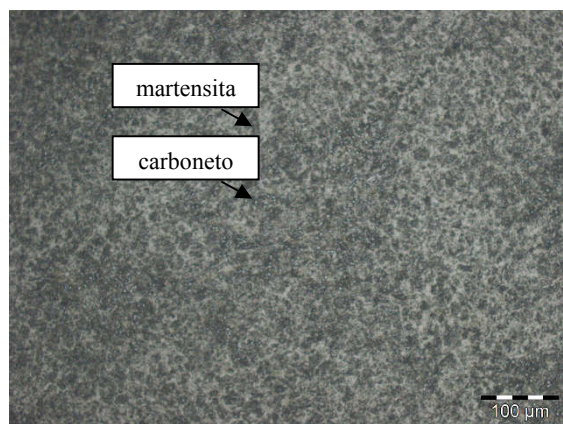


(d)

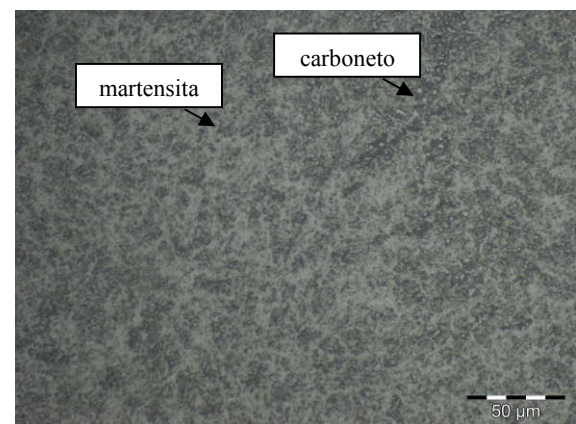
(a) e (b) MO ampliações distintas, (c) e (d) MEV ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

Figura 33 - Micrografias por MO e MEV do AISI H11 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo.



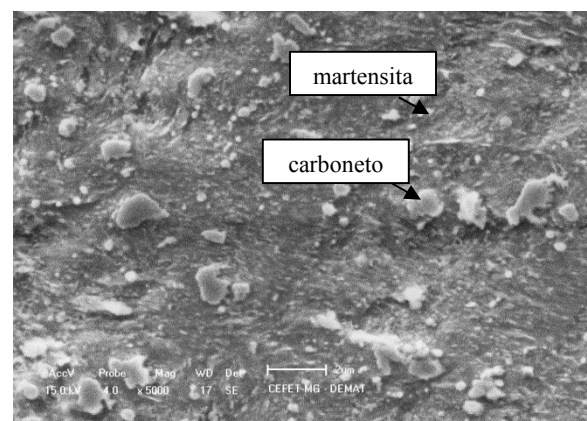
(a)



(b)



(c)

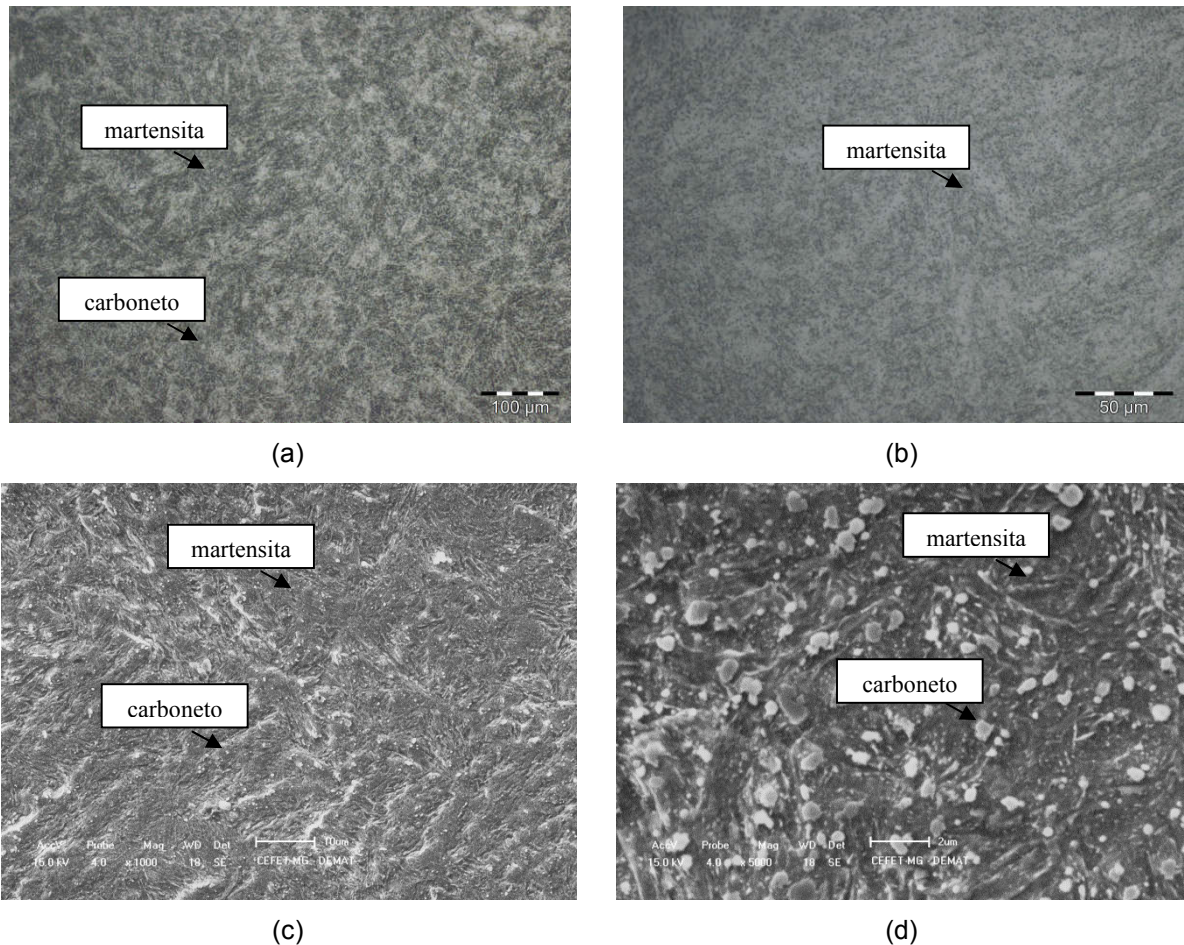


(d)

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

Fonte: Próprio autor.

Figura 34 - Micrografias por MO e MEV do aço DIN 1.2367 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo.



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

Fonte: Próprio autor.

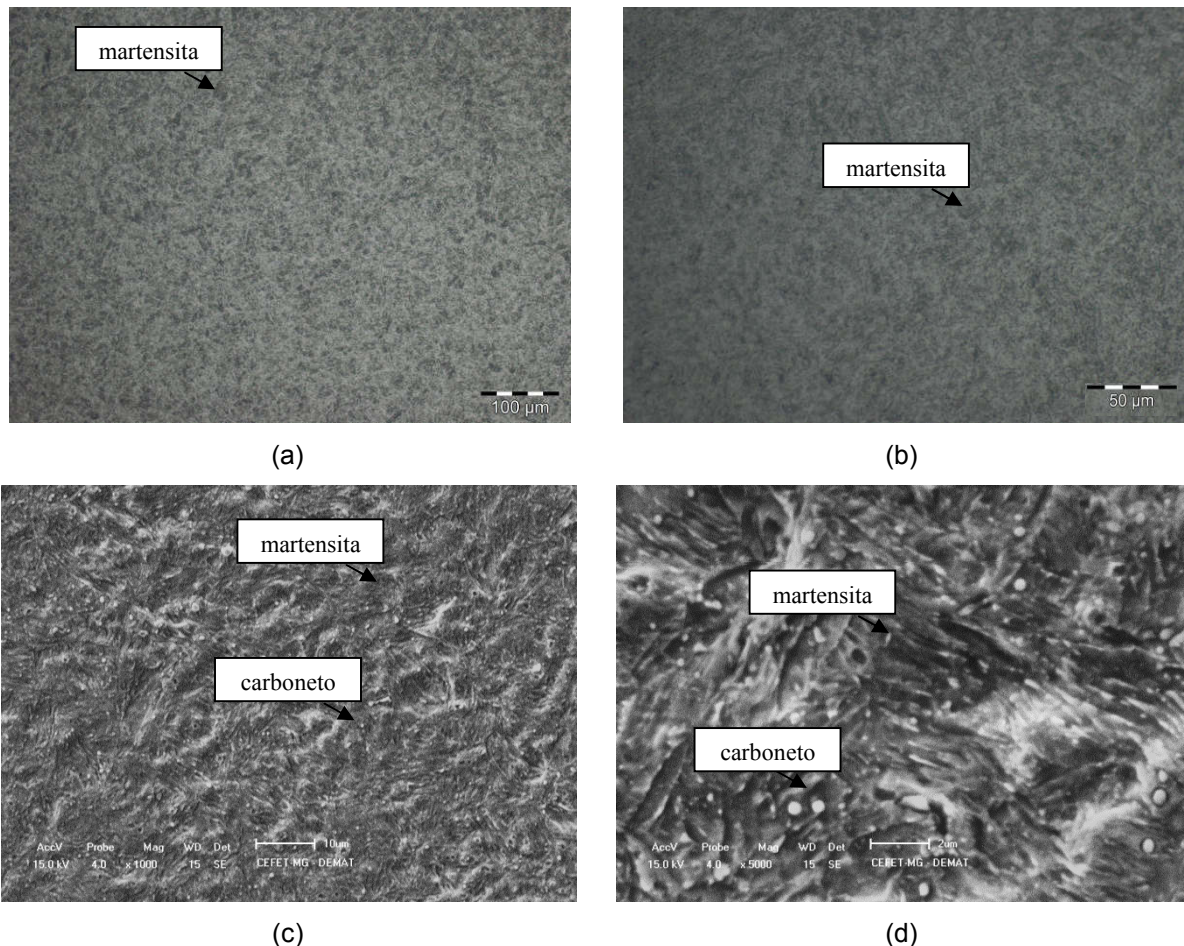
Observa-se a formação de microestrutura essencialmente martensítica para os três aços avaliados, observa-se, ainda, a presença clara de carbonetos nos três materiais. No entanto, as agulhas de martensita formadas não estavam muito nítidas, sugerindo o desenvolvimento desse microconstituente com teor de carbono relativamente baixo. Esse fenômeno indicaria que a temperatura de austenitização escolhida estaria abaixo do adequado para os aços ferramenta para trabalho a quente, não tendo sido elevada o suficiente para levar à dissolução de uma maior quantidade de carbonetos e, conseqüentemente, a uma austenita parente de elevado teor de carbono (ARIETA, 2015).

As figuras 35, 36 e 37 trazem as microestruturas destes aços quando tratados a 1000°C por 35 minutos. A temperatura de 1000°C está dentro da faixa convencional de uso indicada de literatura. Espera-se, portanto, a formação mais

acentuada de agulhas de martensita e, também, uma redução na quantidade de carbonetos precipitados (FUCHS, 2006), quando comparada a temperatura de 950°C de austenitização.

Assim como verificado nas amostras tratadas a 950°C, para os três aços estudados, observa-se à temperatura de 1000°C, a formação de microestrutura essencialmente martensítica. Nessa condição, uma maior quantidade de agulhas de martensita é mostrada, além do menor conteúdo de carbonetos, comparado à condição de austenitização à 950°C, evidenciando os efeitos da dissolução de uma maior proporção de carbonetos.

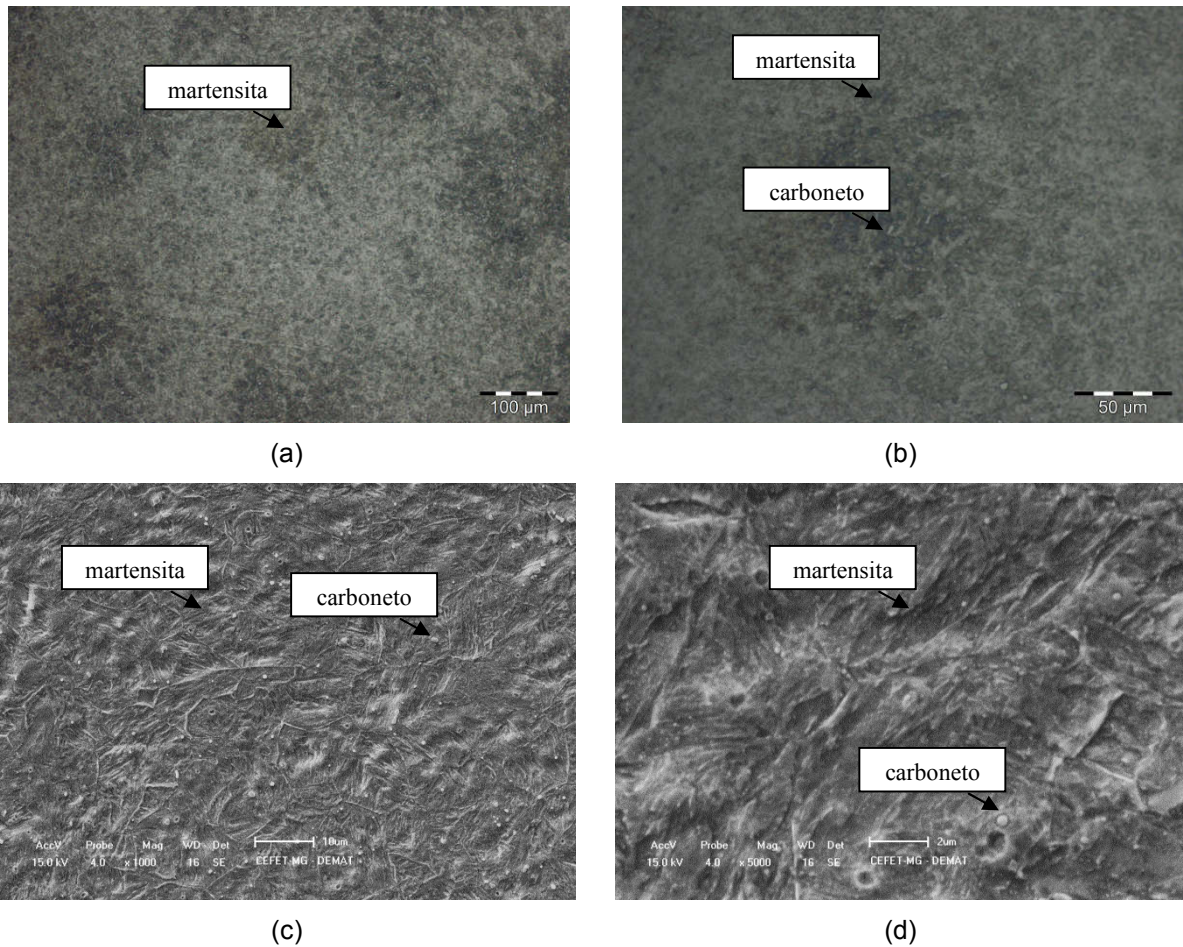
Figura 35 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H13 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo.



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

Fonte: Próprio autor.

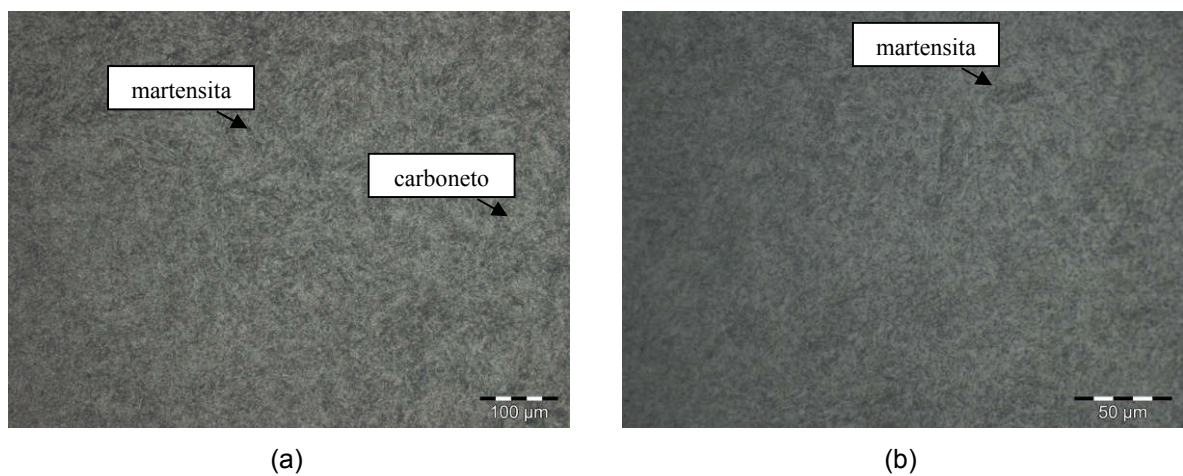
Figura 36 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H11 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo.

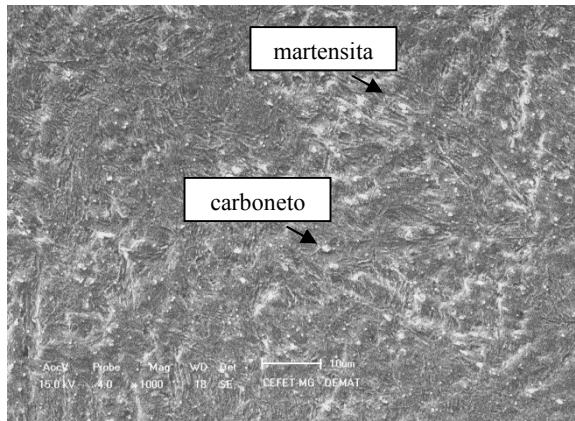


(a) e (b) MO ampliações distintas, (c) e (d) MEV ampliações distintas.

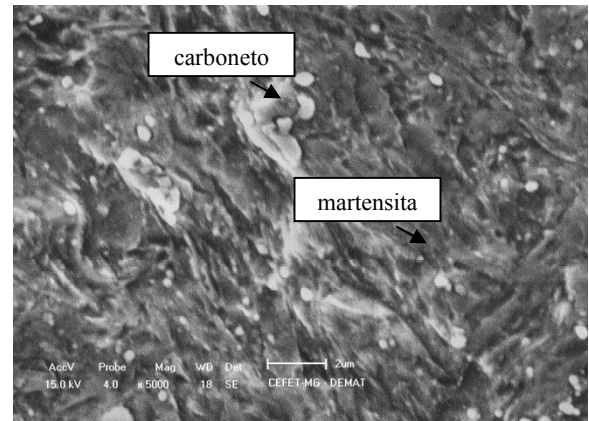
Fonte: Próprio autor.

Figura 37 - Micrografias por MO e MEV do aço DIN 1.2367 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo.





(c)



(d)

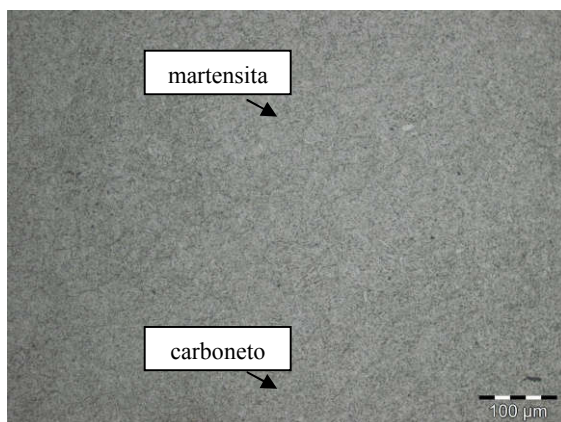
(a) e (b) MO ampliações distintas, (c) e (d) MEV ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

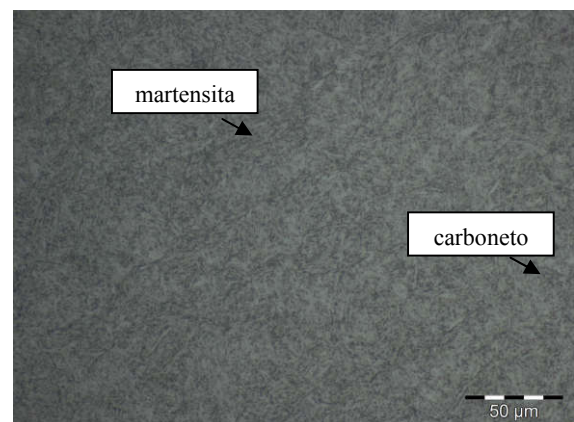
A terceira condição foi, então, testada. Os aços foram temperados com temperatura de austenitização de 1100°C durante 35 minutos e resfriados em óleo. Os resultados obtidos são apresentados a seguir nas figuras 38, 39 e 40.

As microestruturas obtidas mostram-se essencialmente martensíticas para os três aços avaliados. Em contrapartida, de maneira distinta às temperaturas menores de austenitização, observa-se que os três aços apresentaram contornos de grãos austeníticos maiores e mais marcados, além de poucos carbonetos, indicando uma solubilização dos mesmos devido à alta temperatura de austenitização (GABARDO, 2008).

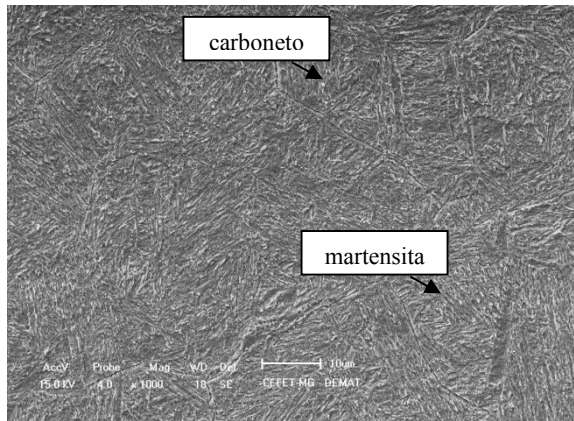
Figura 38 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H13 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo.



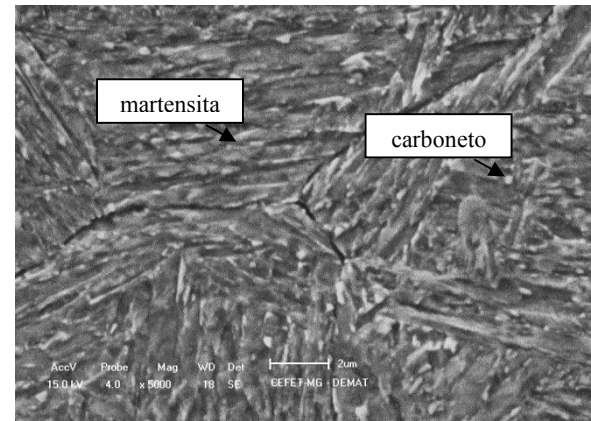
(a)



(b)



(c)

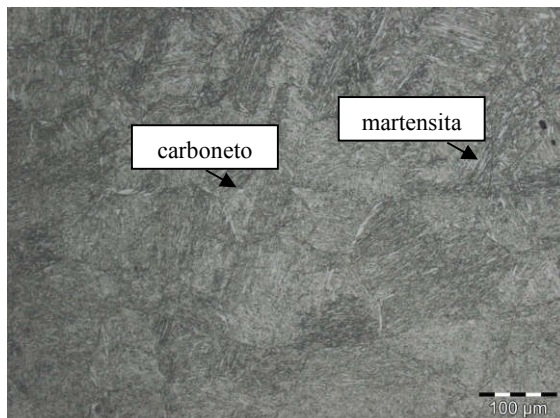


(d)

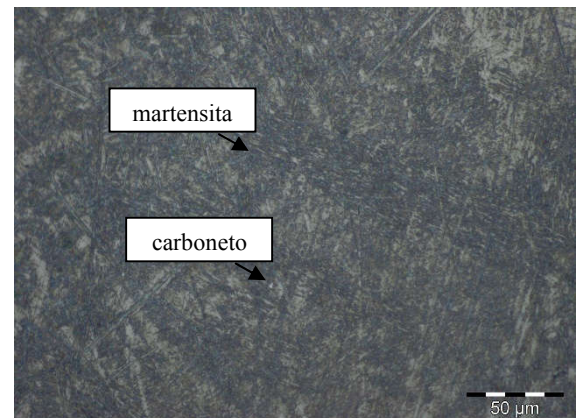
(a) e (b) MO ampliações distintas, (c) e (d) MEV ampliações distintas.

Fonte: Próprio autor.

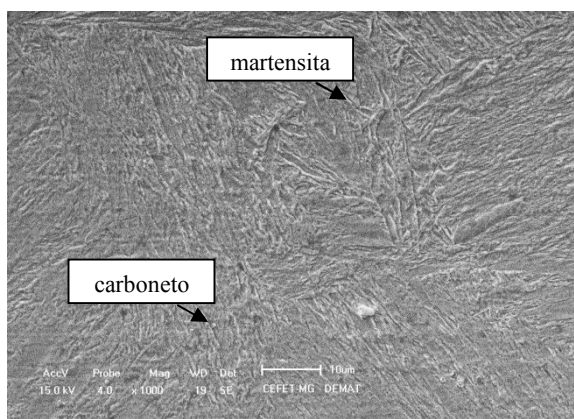
Figura 39 - Micrografias por MO e MEV do aço AISI H11 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo.



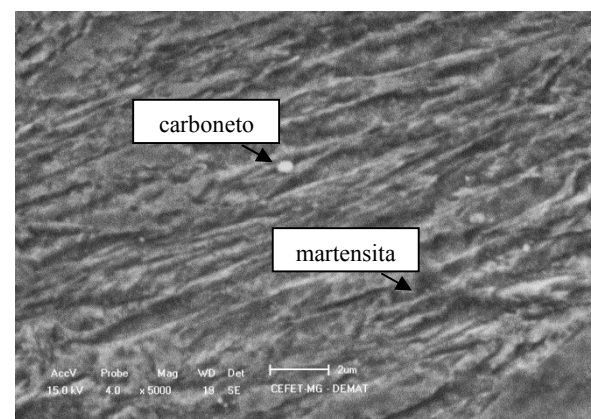
(a)



(b)



(c)

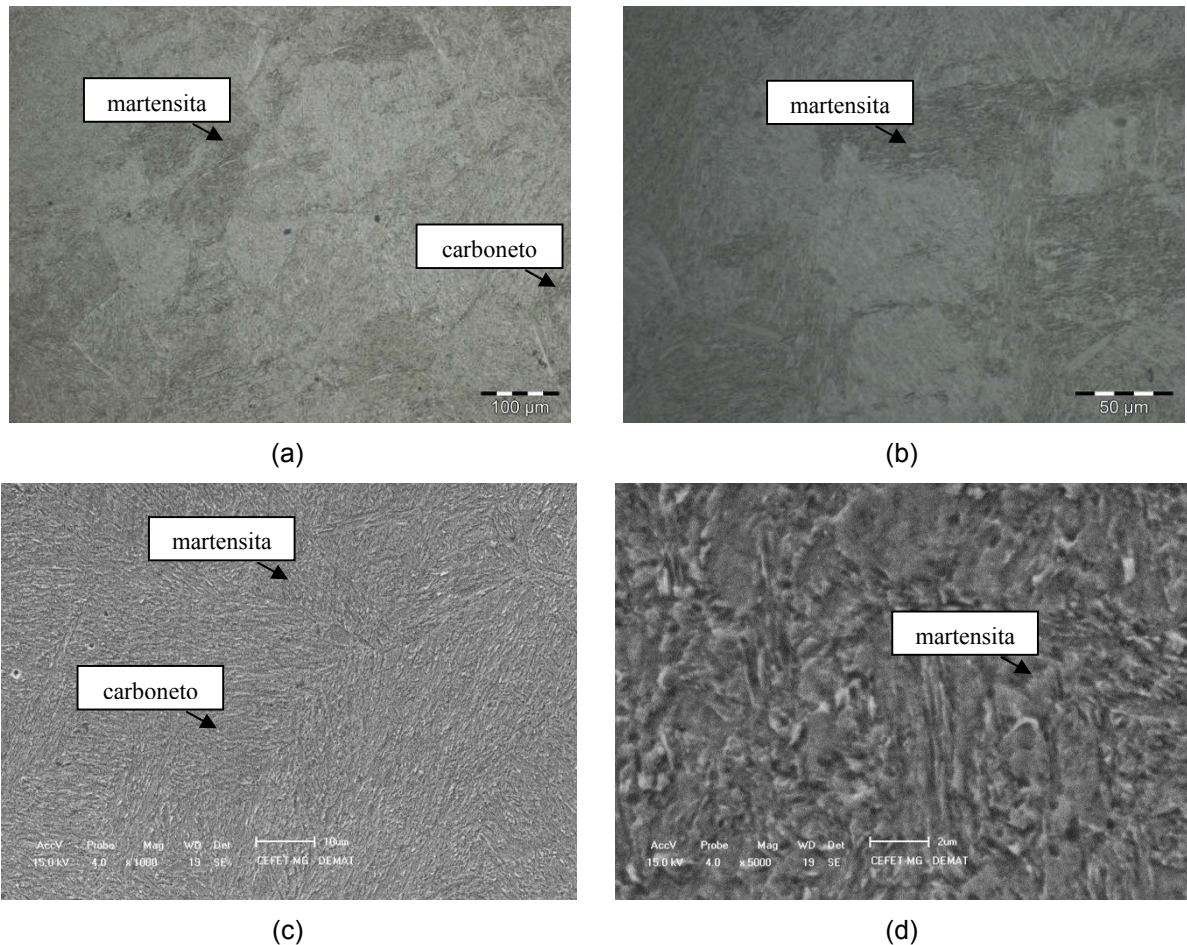


(d)

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

Fonte: Próprio autor.

Figura 40 - Micrografias por MO e MEV do aço DIN 1.2367 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo.



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

Fonte: Próprio autor.

À medida que a temperatura de aquecimento da têmpera foi elevada, tanto os elementos de liga como o carbono, com o desaparecimento dos carbonetos, entraram em solução sólida. A presença desses elementos de liga em solução sólida substitucional elevou a temperabilidade do material, ou seja, afastou as curvas tempo - temperatura - transformação (TTT) do eixo das ordenadas, facilitando a obtenção da estrutura martensítica (KRAUSS, 2005).

O carbono, em maior quantidade na austenita, além de elevar a temperabilidade, contribuiu para a formação de martensita exibindo estrutura cristalina com maior tetragonalidade e agulhas mais nítidas.

5.2.2 Caracterização mecânica

Na tabela 12 e no gráfico 12 estão exibidos os resultados do ensaio de dureza Rockwell C (HRC) após tratamento térmico de têmpera com resfriamento em óleo, para as três diferentes temperaturas de austenitização as quais os aços AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367 foram submetidos, 950°C, 1000°C e 1100°C, durante 35 minutos.

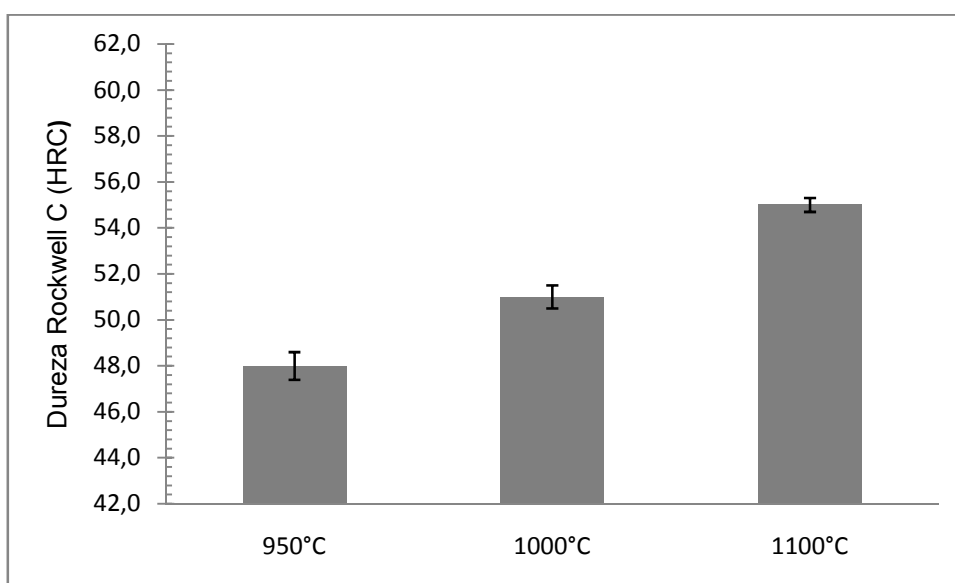
Os resultados de dureza mostram um aumento progressivo desta propriedade com aumento da temperatura de austenitização para os três aços estudados. Observa-se um aumento mais acentuado de dureza dos aços AISI H13 e AISI H11, quando comparados ao aço DIN 1.2367.

Tabela 12 - Resultados de dureza para os materiais temperados em óleo a diferentes temperaturas de austenitização.

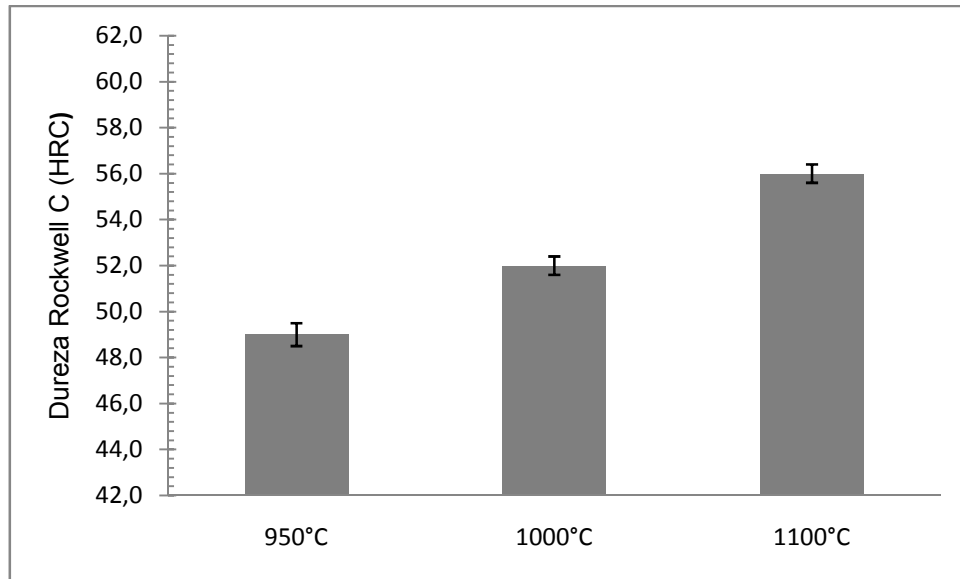
Material	Dureza HRC (950°C)	Dureza HRC (1000°C)	Dureza HRC (1100°C)
AISI H13	48 ± 0,6	51 ± 0,5	55 ± 0,3
AISI H11	49 ± 0,5	52 ± 0,4	56 ± 0,4
DIN 1.2367	50 ± 0,3	52 ± 0,4	54 ± 0,5

Fonte: Próprio autor.

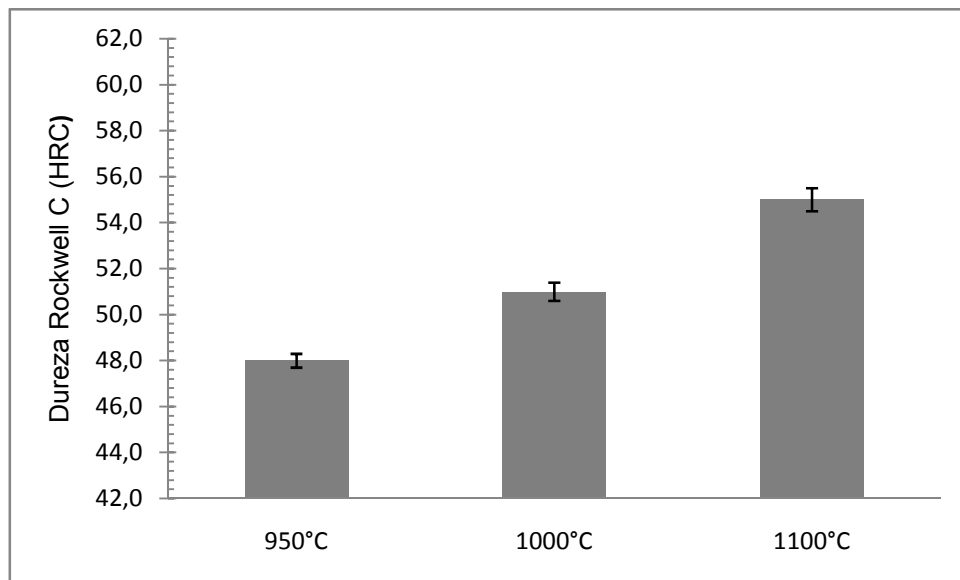
Gráfico 12 - Resultados de dureza HRC dos aços AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367 temperados em óleo por 35 minutos a diferentes temperaturas de austenitização.



(a)



(b)



(c)

(a) AISI H13, (b) AISI H11 e (c) DIN 1.2367

Fonte: Próprio autor.

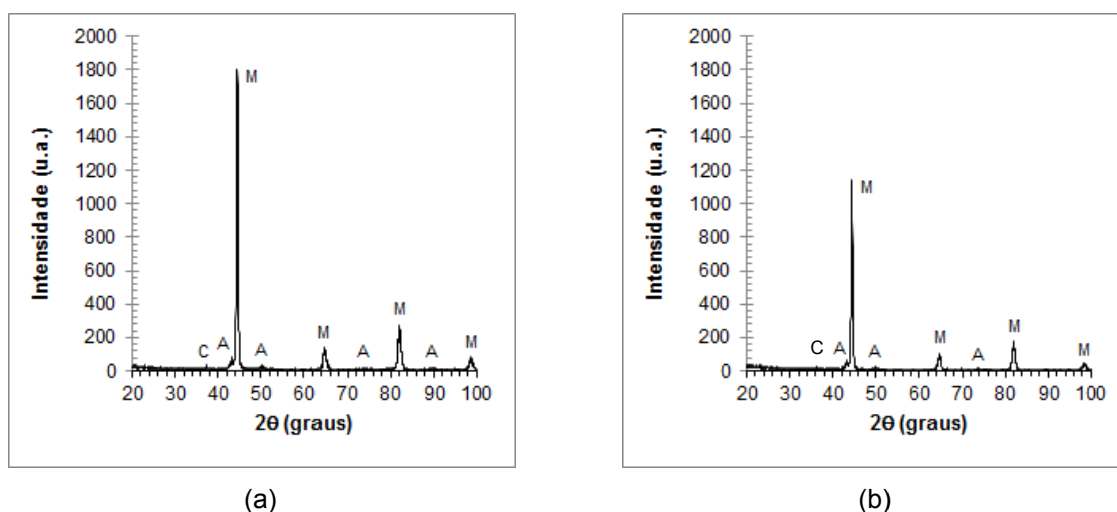
A elevação da dureza com a temperatura de aquecimento, observada para os três aços ferramenta estudados, é explicada pela solubilização dos carbonetos que ocorre com o aumento da temperatura de austenitização, levando a formação de uma austenita mais rica em carbono, que, conseqüentemente, eleva a dureza média do material na têmpera pelo desenvolvimento de estrutura martensítica mais dura (GABARDO, 2008). Desta forma, a temperatura de austenitização mostra-se um parâmetro crítico no resultado final de dureza dos aços ferramenta para trabalho a quente.

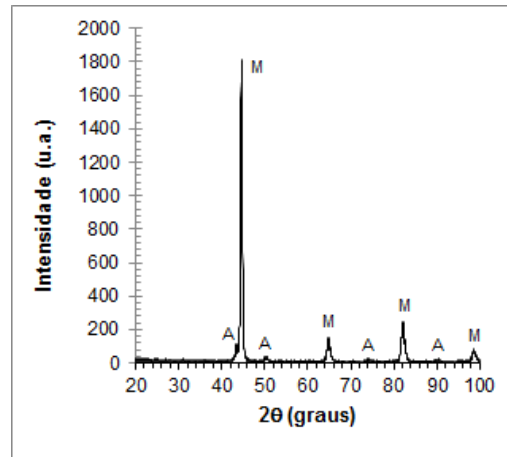
5.2.3 Análise por difração de raios X

Nas figuras 29 a 31 são apresentados os resultados de DRX para os três materiais estudados, temperados a 950°, 1000°C e 1100°C. Nota-se picos de martensita, carbonetos e austenita retida para todas as condições avaliadas. A fim de facilitar a identificação dos picos nos difratogramas, foram utilizadas as letras M, C e A para referir-se a martensita, carboneto e austenita retida, respectivamente. A avaliação dos difratogramas foi feita a partir da comparação da intensidade dos picos observados para as três condições as quais os três aços ferramenta para trabalho a quente foram submetidos, a fim de se verificar qualitativamente a proporção dos constituintes. Os resultados são apresentados nas figuras 41, 42 e 43 para os aços AISI H13, AISI H11 e DIN 2367, nesta ordem, para as diferentes temperaturas de austenitização as quais foram tratados termicamente.

Inicialmente, para o aço AISI H13, nota-se picos de martensita mais intensos para as temperaturas de 950°C (figura 41a) e 1100°C (figura 42c), quando comparados a condição de 1000°C (figura 42b). Nas três temperaturas estudadas, observou-se a formação de carbonetos, no entanto, em menor quantidade com o aumento da temperatura de austenitização. A maior temperatura de austenitização promove a solubilização dos carbonetos (GABARDO, 2008), dessa forma, identificar pouca ou nenhuma reflexão de carbonetos à 1100°C é esperado.

Figura 41 - Difratogramas do aço AISI H13 temperado em óleo com diferentes temperaturas de austenitização.





(c)

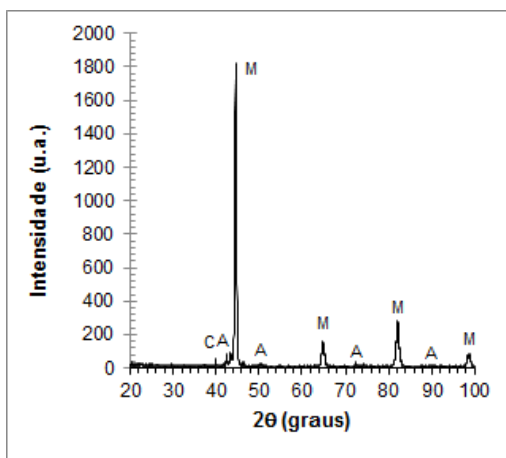
(a)950°C, (b)1000°C e (c)1100°C.

Fonte: Próprio autor.

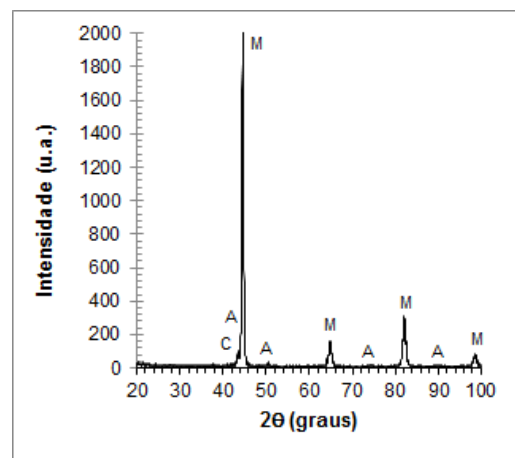
Para o aço AISI H11, os picos de martensita mais intensos são observados nas temperaturas de 950°C (figura 30a) e 1000°C (figura 30b).

Observa-se, assim como no aço AISI H13, picos de carbonetos, que mais uma vez, estão de acordo com as microestruturas avaliadas via MO e MEV, apresentadas previamente, salvo a temperatura de 1100°C. A não observação de reflexões de carbonetos à 1100°C é explicada, mais uma vez, pela solubilização dos carbonetos que ocorrem a temperaturas mais elevadas de austenitização.

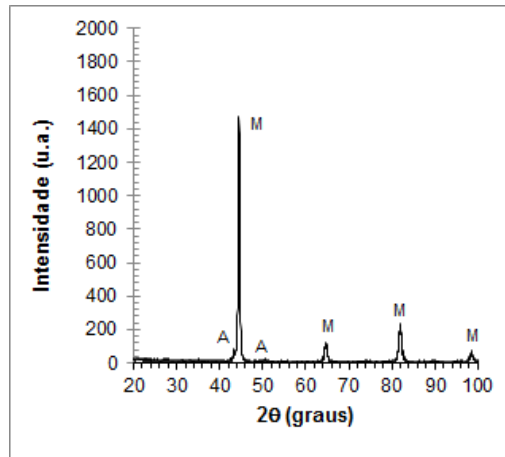
Figura 42 - Difratogramas do aço AISI H11 temperado em óleo com diferentes temperaturas de austenitização.



(a)



(b)



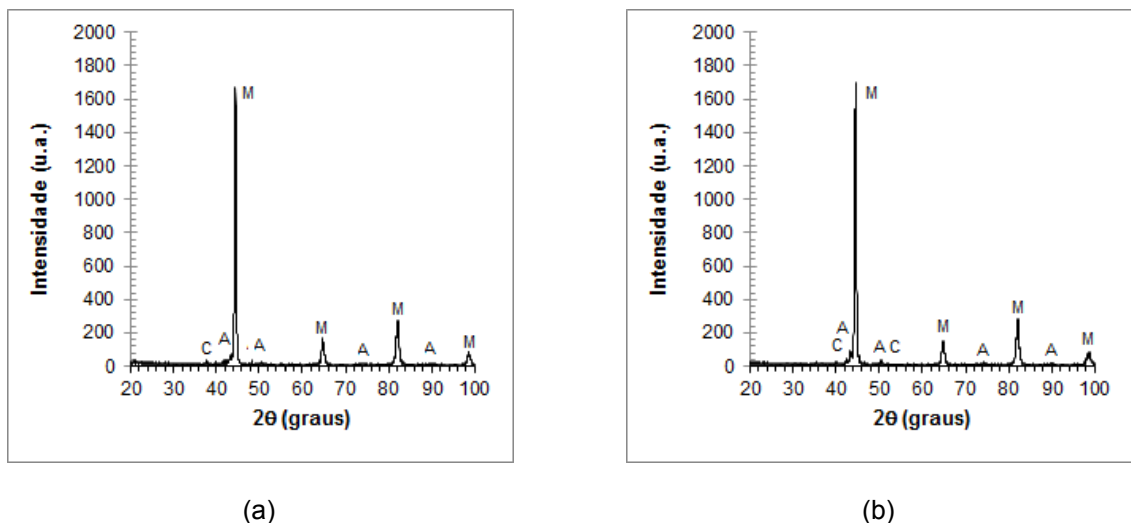
(c)

(a)950°C, (b)1000°C e (c)1100°C.

Fonte: Próprio autor.

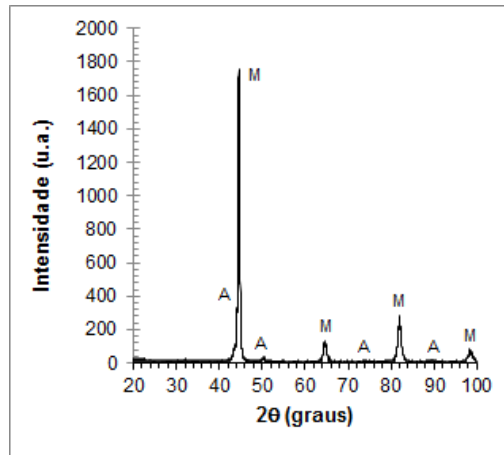
Para o aço DIN 1.2367, os picos de martensita foram observados de intensidade similar para as três temperaturas estudadas e, assim como nos aços AISI H13 e AISI H11, a ausência de picos de carbonetos à temperatura de 1100°C, foi corroborada pela análise microestrutural, uma vez que poucos carbonetos foram identificados, comparado às menores temperaturas de austenitização. A presença menos evidente de carbonetos à temperatura de 1100°C, remete-se ao maior índice de solubilização deste constituinte quando os materiais são submetidos a uma temperatura de austenitização acima da recomendada pela literatura.

Figura 43 - Difratomogramas do aço DIN 1.2367 temperado em óleo com diferentes temperaturas de austenitização.



(a)

(b)



(c)

(a)950°C, (b)1000°C e (c)1100°C.

Fonte: Próprio autor.

Para os três aços avaliados, picos de austenita retida foram identificados. A austenita retida caracteriza-se por sua baixa dureza relativa. É um constituinte metaestável e pode, devido à deformação plástica, se transformar em martensita, ocasionando, ainda, mudanças volumétricas nos aços durante sua utilização. (METALS HANDBOOK, 1993; ARSLAN, 2011).

A presença da austenita retida deve-se a três principais situações. A primeira delas refere-se ao teor de carbono, o qual rebaixa a linha de transformação martensítica no diagrama tempo – temperatura – transformação. A segunda situação é relacionada à temperatura de austenitização, que, assim como o teor de carbono, rebaixa a linha de transformação martensítica, quanto maior a temperatura de austenitização. Por fim, a terceira circunstância é devida a estabilização da austenita, que ocorre devido ao carbono, segregado em forma de embriões, aumentar sua resistência ao cisalhamento, estabilizando-a. Elementos de liga dissolvidos na austenita levam ao aumento da quantidade de austenita retida no aços devido aos mecanismos de estabilização e rebaixamento da linha de início de transformação martensítica (CHIAVERINI, 1988).

Uma vez que a austenita retida pode se transformar em ferrita mais carbonetos durante o revenimento, sua presença pode ocasionar dureza menor que a necessária ao térmico desse tratamento (CHIAVERINI, 1988).

5.3 Ciclos Completos de Tratamentos Térmicos

5.3.1 Identificação dos picos de endurecimento secundário

Após avaliação dos resultados dos tratamentos térmicos de têmpera nos três aços estudados, dadas as diferentes temperaturas de austenitização. Os aços foram, posteriormente, submetidos ao ciclo completo de tratamento térmico proposto no trabalho, têmpera com revenimento subsequente, sendo avaliados em cinco diferentes temperaturas no revenimento.

Após tratadas, as amostras foram submetidas ao ensaio de dureza Rockwell, a fim de se identificar os picos de endurecimento secundário para cada um dos aços ferramenta para trabalho a quente avaliados. Os resultados dos ensaios dos aços AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367, respectivamente, são apresentados nas tabelas e gráficos 13, 14 e 15.

Segundo Schmidt (2016), em temperaturas geralmente entre 500°C e 600°C, é esperada a mais substancial formação de carbonetos secundários. Para as três diferentes temperaturas de austenitização, o aço AISI H13 exibiu maior valor de dureza média a 500°C de temperatura de revenimento, sendo este, portanto, considerado seu pico de endurecimento secundário.

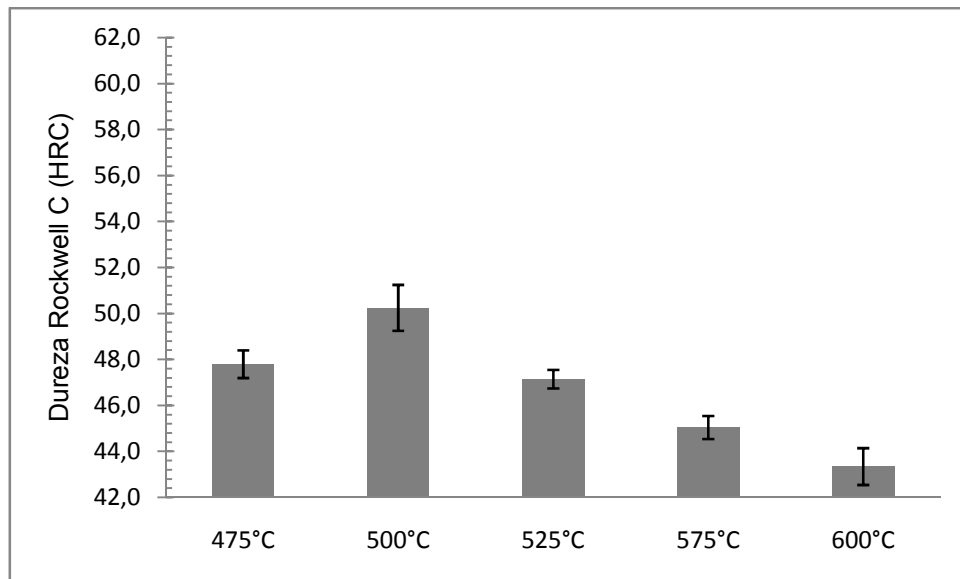
Xia *et al* (2019) avaliaram o efeito do teor de níquel (0,15% e 0,97%) no endurecimento secundário, demonstrando que quanto maior o teor de Ni, mais significativo é o pico de endurecimento secundário. Neste caso, o aço AISI H13 foi aquecido à temperatura de austenitização de 1080°C em forno à vácuo por 30 minutos e variou a temperatura de revenimento entre 400°C e 600°C, o pico de endurecimento secundário foi observado à temperatura de aproximadamente 520°C, portanto, na mesma faixa de temperatura observada para as amostras estudadas no presente trabalho e indicada por Schmidt (2016).

Tabela 13 - Resultados de dureza do aço AISI H13 austenitizado à 950°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	47,8HRC	50,3HRC	47,2HRC	45,1HRC	43,4HRC
Desvio Padrão	0,6	1,0	0,4	0,5	0,8

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 13 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H13 austenitizado à temperatura de 950°C e revenido a diferentes temperaturas.



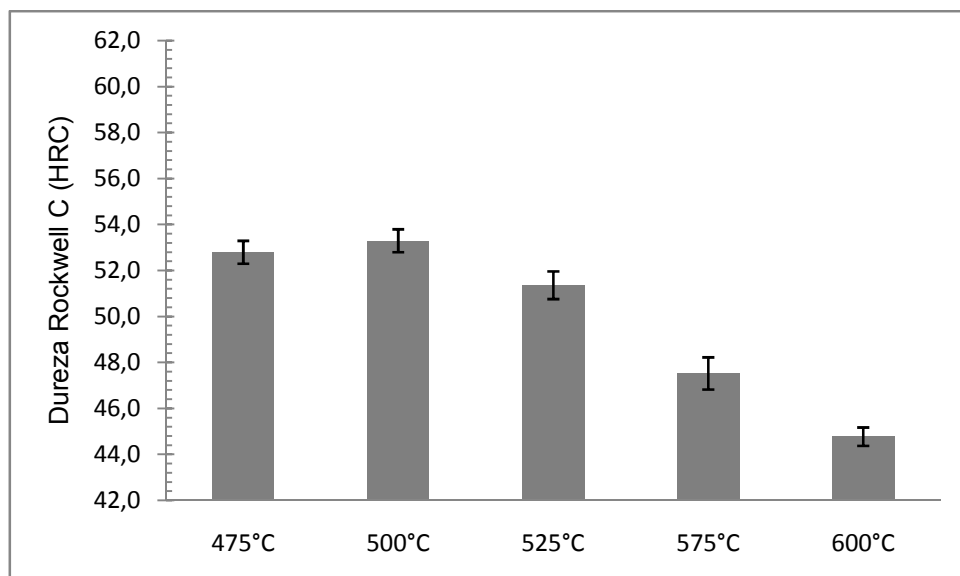
Fonte: Próprio autor.

Tabela 14 - Resultados de dureza do aço AISI H13 austenitizado à 1000°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	52,8HRC	53,3HRC	51,4HRC	47,5HRC	44,8HRC
Desvio Padrão	0,5	0,5	0,6	0,7	0,4

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 14 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H13 austenitizado à temperatura de 1000°C e revenido a diferentes temperaturas.



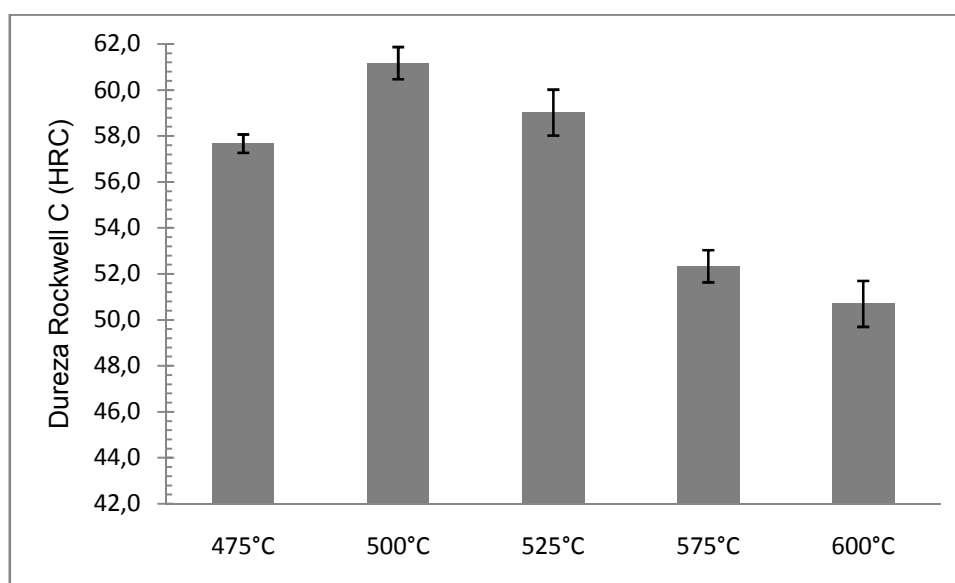
Fonte: Próprio autor.

Tabela 15 - Resultados de dureza do aço AISI H13 austenitizado à 1100°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	57,7HRC	61,2HRC	59,0HRC	52,3HRC	50,7HRC
Desvio Padrão	0,4	0,7	1,0	0,7	1,0

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 15 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H13 austenitizado à temperatura de 1100°C e revenido a diferentes temperaturas.



Fonte: Próprio autor.

Os resultados de dureza apresentados nos gráficos 13, 14 e 15 mostram que quanto maior a temperatura no revenimento, independente da temperatura de austenitização, menor o valor de dureza, salvo em seu pico de endurecimento secundário. Carbonetos grosseiros que precipitam na martensita com o aumento da temperatura de revenimento são os responsáveis pela observação deste fenômeno (GABARDO, 2008).

Para o aço AISI H11, o pico de endurecimento secundário foi observado à temperatura de revenimento de 525°C. Segundo ASM HANDBOOK (2002), é esperado para este aço que suas propriedades sejam otimizadas à temperaturas de revenimento acima de 510°C, que é o momento onde identifica-se seu pico de endurecimento secundário. As mais elevadas temperaturas de revenimento promovem, ainda, estabilização de suas propriedades bem como alívio de suas tensões internas.

Assim como no aço AISI H13, observou-se uma diminuição gradativa da dureza com o aumento da temperatura de revenimento, salvo no pico de endurecimento secundário. A 600°C de temperatura de revenimento foi observado o menor resultado de dureza para o aço AISI H11.

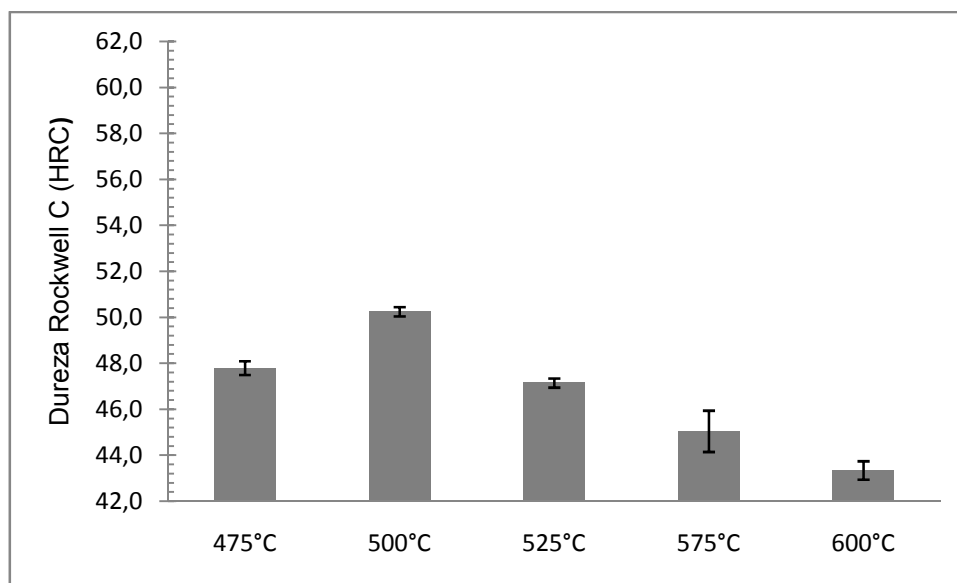
Os resultados são apresentados nas tabelas de 16 a 18 e representados nos gráficos de 16 a 18.

Tabela 16 - Resultados de dureza do aço AISI H11 austenitizado à 950°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	47,6HRC	47,7HRC	50,1HRC	47,5HRC	42,6HRC
Desvio Padrão	0,3	0,2	0,2	1,0	0,5

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 16 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H11 austenitizado à temperatura de 950°C e revenido a diferentes temperaturas.



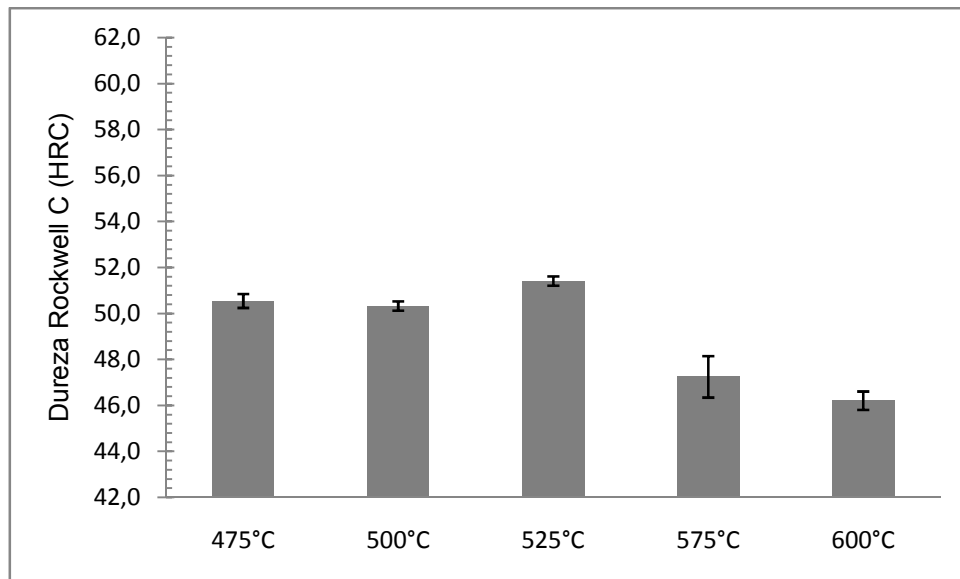
Fonte: Próprio autor.

Tabela 17 - Resultados de dureza do aço AISI H11 austenitizado à 1000°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	50,6HRC	50,3HRC	51,4HRC	47,3HRC	46,2HRC
Desvio Padrão	0,3	0,2	0,2	0,9	0,4

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 17 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H11 austenitizado à temperatura de 1000°C e revenido a diferentes temperaturas.



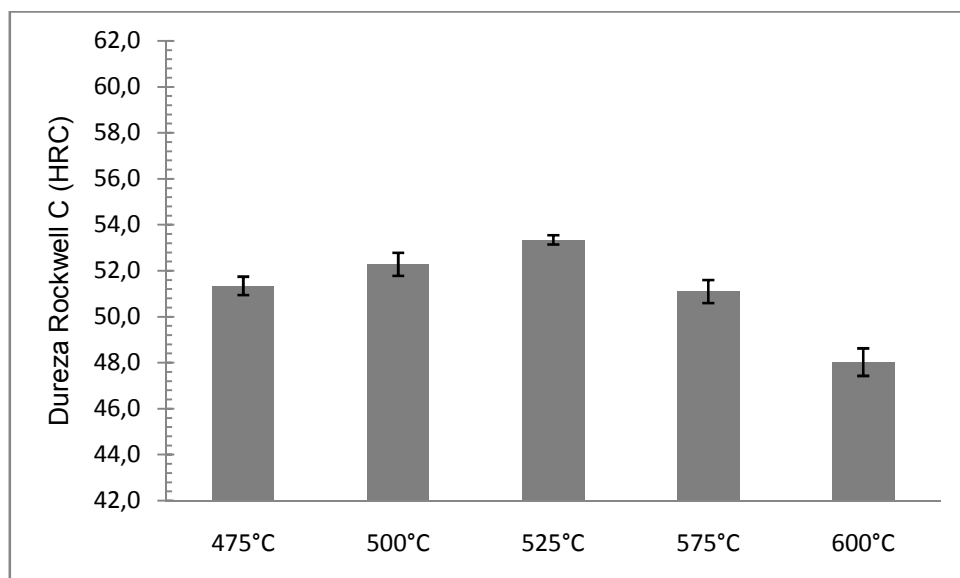
Fonte: Próprio autor.

Tabela 18 - Resultados de dureza do aço AISI H11 austenitizado à 1100°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	51,4HRC	52,3HRC	53,4HRC	51,1HRC	48,0HRC
Desvio Padrão	0,4	0,5	0,2	0,5	0,6

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 18 - Resultados de dureza HRC do aço AISI H11 austenitizado à temperatura de 1100°C e revenido a diferentes temperaturas.



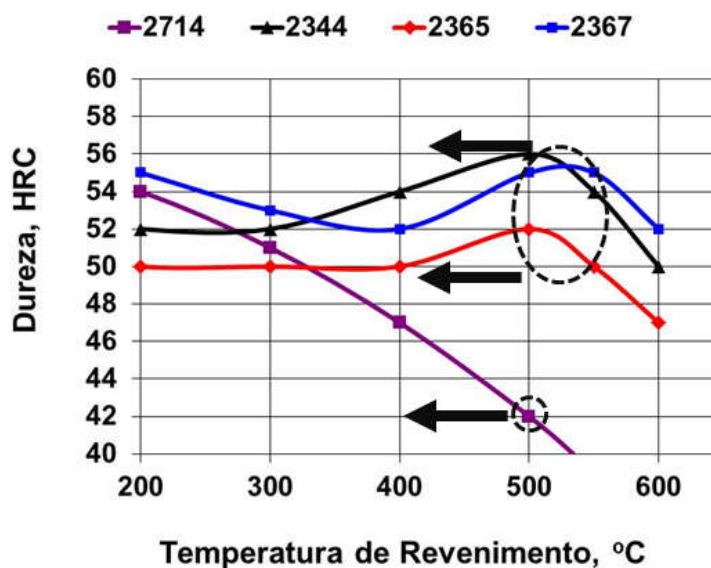
Fonte: Próprio autor.

O aço DIN1.2367 apresentou maiores valores de dureza à 500°C de temperatura no revenimento, indicando, portanto, seu pico de endurecimento secundário. Arieta (2015) ressalta que apenas aços que apresentam pico de endurecimento secundário (entre 500°C e 550°C) podem ser utilizados na confecção de matrizes de fundição sob pressão.

No gráfico 19 são mostrados os picos de endurecimento por precipitação esperados para os aços DIN 1.2714, DIN 1.2344 (AISI H13), DIN 1.2366 e DIN 1.2367. Assim como os aços AISI H13 e AISI H11, uma diminuição da dureza é observada com o aumento da temperatura de revenimento, no entanto, o picos ocorrem na mesma faixa de temperatura.

Os resultados obtidos para o aço DIN 1.2367 são apresentados nas tabelas de 19 a 21 e nos gráficos de 21 a 22.

Gráfico 19 - Comparativo do endurecimento secundário de aços ferramenta para trabalho a quente.



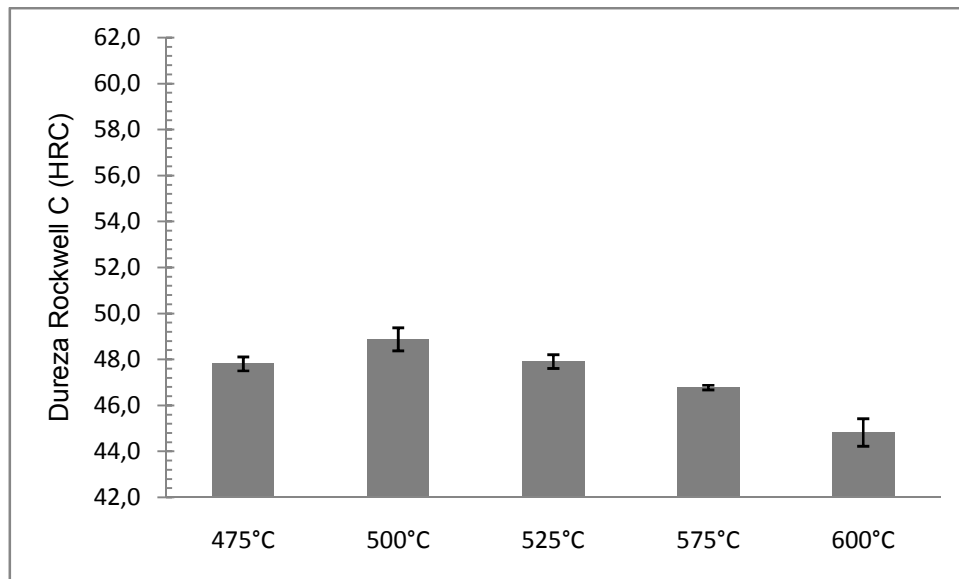
Fonte: ARIETA, 2015.

Tabela 19 - Resultados de dureza do aço DIN 1.2367 austenitizado à 950°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	47,8HRC	48,9HRC	47,9HRC	46,8HRC	44,8HRC
Desvio Padrão	0,3	0,5	0,3	0,1	0,6

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 20 - Resultados de dureza HRC do aço DIN 1.2367 austenitizado à temperatura de 950°C e revenido a diferentes temperaturas.



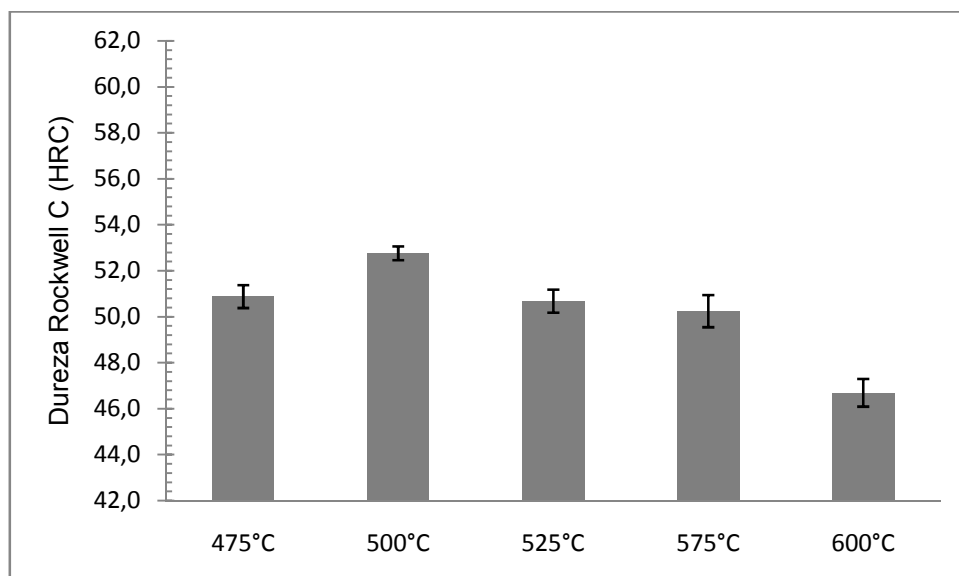
Fonte: Próprio autor.

Tabela 20 - Resultados de dureza do aço DIN 1.2367 austenitizado à 1000°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	50,9HRC	52,8HRC	50,7HRC	50,3HRC	46,7HRC
Desvio Padrão	0,5	0,3	0,5	0,7	0,6

Fonte: Próprio autor.

Gráfico 21 - Resultados de dureza HRC do aço DIN 1.2367 austenitizado à temperatura de 1000°C e revenido a diferentes temperaturas.



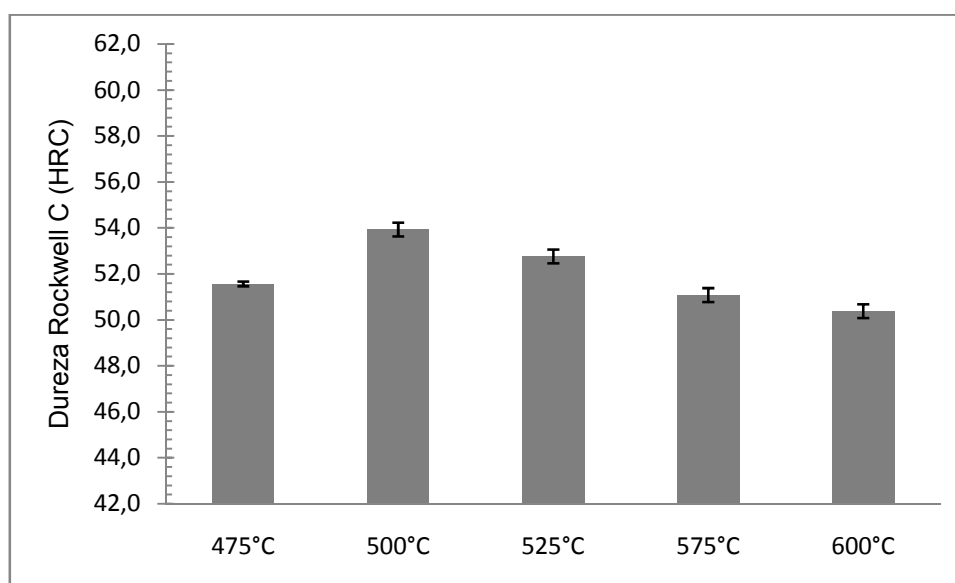
Fonte: Próprio autor.

Tabela 21 - Resultados de dureza do aço DIN 1.2367 austenitizado à 1100°C após tratamento de revenimento as diferentes condições estudadas.

Dureza	475°C	500°C	525°C	575°C	600°C
Dureza média	51,6HRC	53,9HRC	52,8HRC	51,1HRC	50,4HRC
Desvio Padrão	0,1	0,3	0,3	0,3	0,3

Fonte: Próprio autor.

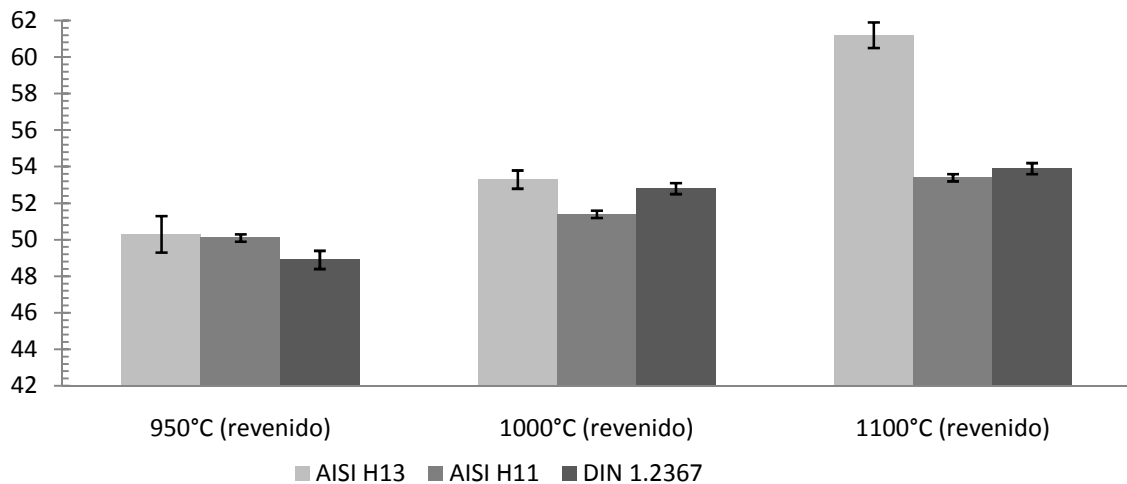
Gráfico 22 - Resultados de dureza HRC do aço DIN 1.2367 austenitizado à temperatura de 1100°C e revenido a diferentes temperaturas.



Fonte: Próprio autor.

O gráfico 23 apresenta o comparativo dos resultados de dureza para cada aço estudado, dado seu pico de endurecimento secundário, considerando-se as três diferentes temperaturas de austenitização. Nota-se que quanto maior a temperatura de austenitização, maior o valor de dureza obtido no pico de endurecimento secundário, devido ao enriquecimento da austenita associado ao carbono oriundo da solubilização de carbonetos secundários.

Observa-se que o aço AISI H13 foi o que apresentou maiores valores de dureza quando comparado ao AISI H11 e ao DIN 1.2367 para as três diferentes temperaturas de austenitização, apresentando um aumento significativo à têmpera de 1100°C. O aço DIN 1.2367 superou a dureza do AISI H11 para maiores temperaturas de austenitização.

Gráfico 23 – Comparativo entre os picos de endurecimento secundário

Fonte: Próprio autor.

5.3.2 Caracterização microestrutural

Após realização dos ensaios de dureza, definiu-se a realização da etapa de metalografia para três diferentes temperaturas de revenimento. A análise microestrutural foi conduzida nas temperaturas extremas de revenimento (475°C e 600°C), bem como na temperatura onde foi observado o pico de endurecimento secundário. As micrografias resultantes dos três aços ferramenta para trabalho a quente estudados são apresentadas nas figuras de 44 a 49. Fuchs (2006) estudou a variação microestrutural do aço AISI H13 temperado e revenido a fim de obter a dureza convencional de 45 ± 1 HRC. O autor variou as temperaturas conforme mostrado na tabela 22.

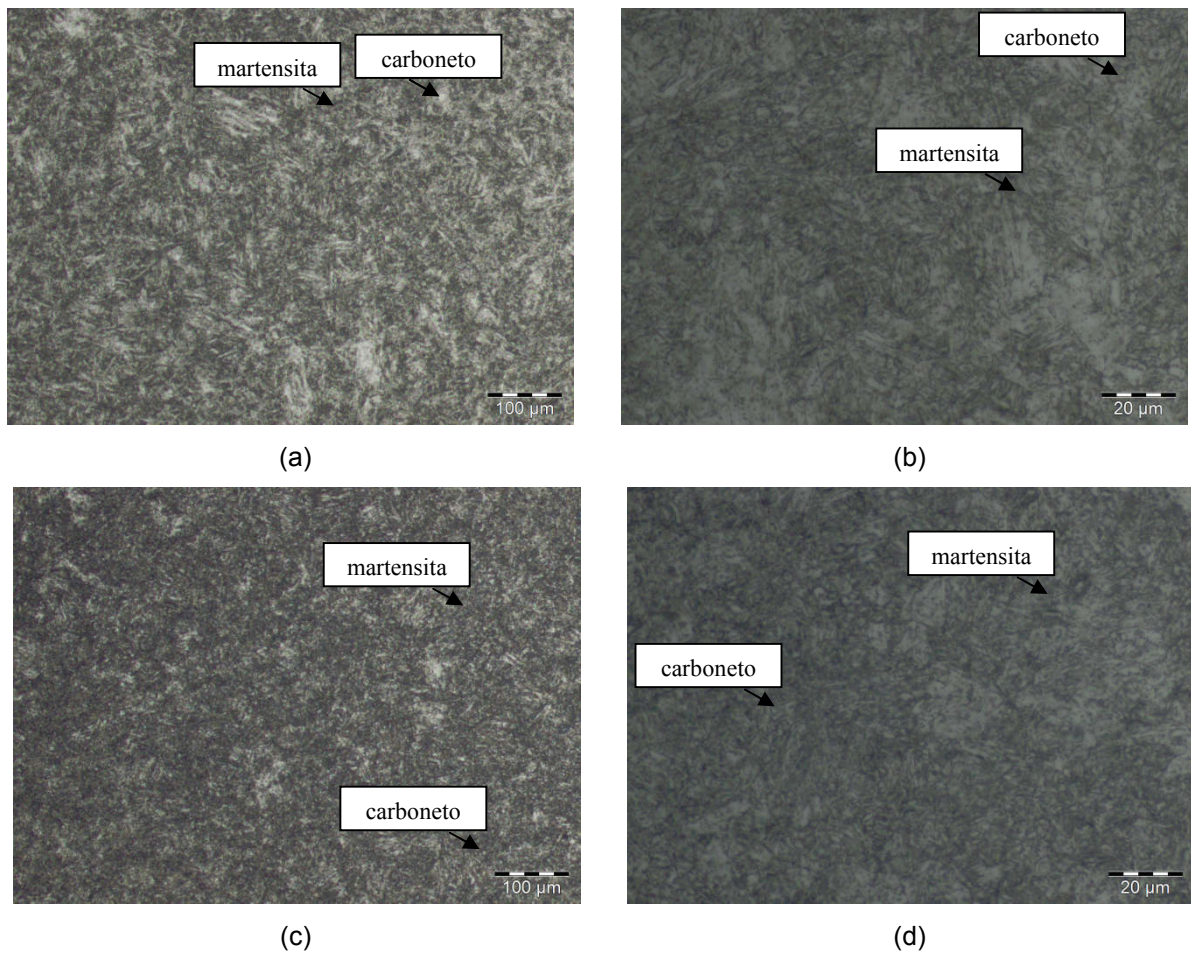
As microestruturas obtidas por Fuchs (2006) foram similares às observadas nas condições avaliadas no presente estudo. Para a temperatura mais baixa de austenitização (950°C), poucas agulhas de martensita foram formadas, em contrapartida, a temperatura mais alta de austenitização na têmpera (1150°C) houve o crescimento proeminente do grão austenítico. Para a temperatura convencional de 1040°C foi observada uma microestrutura com grãos austeníticos menores e maior formação de agulhas de martensita (figuras 44 a 46).

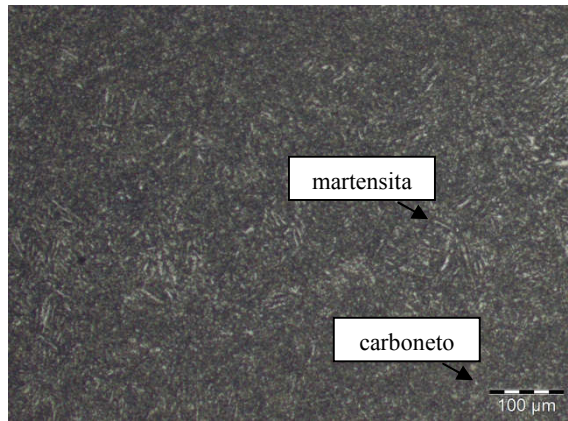
Tabela 22 - Aço AISI H13 tratado termicamente a diferentes parâmetros de temperatura na têmpera e no revenimento.

Dureza	Temperatura de austenitização	Revenimento 1 (temperatura / tempo / resfriamento)	Revenimento 2 (temperatura / tempo / resfriamento)
Têmpera	950°C	595°C / 2hs / ar	565°C / 2hs / ar
(Temperatura de austenitização / tempo / resfriamento)	1040°C	610°C / 2hs / ar	600°C / 2hs / ar
	1150°C	610°C / 2hs / ar	620°C / 2hs / ar

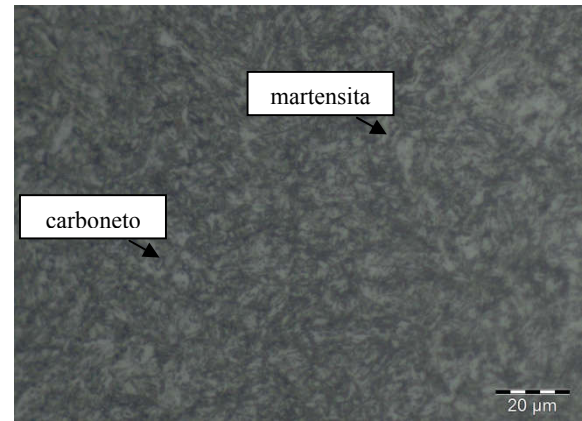
Fonte: FUCHS, 2006 (Adaptado).

Figura 44 - Micrografias por MO do aço AISI H13 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.





(e)

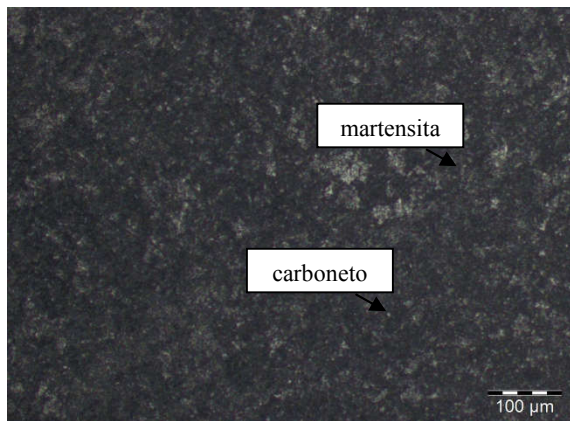


(f)

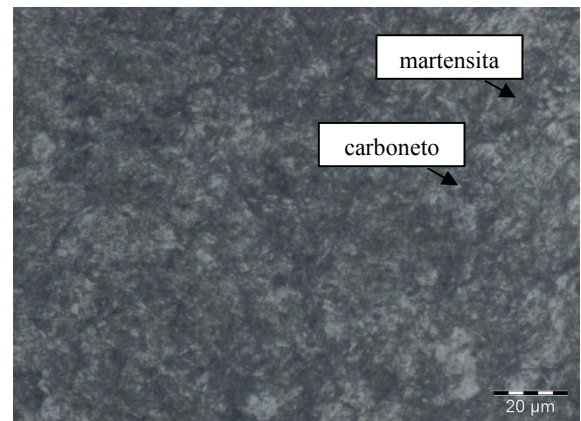
(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 500°C e (e) e (f) revenimento à 600°C

Fonte: Próprio autor.

Figura 45 - Micrografias por MO do aço AISI H13 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.



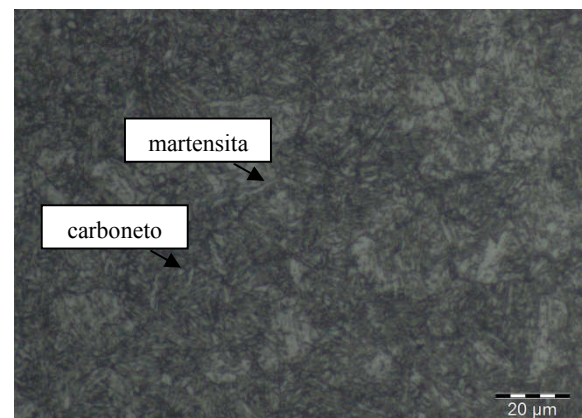
(a)



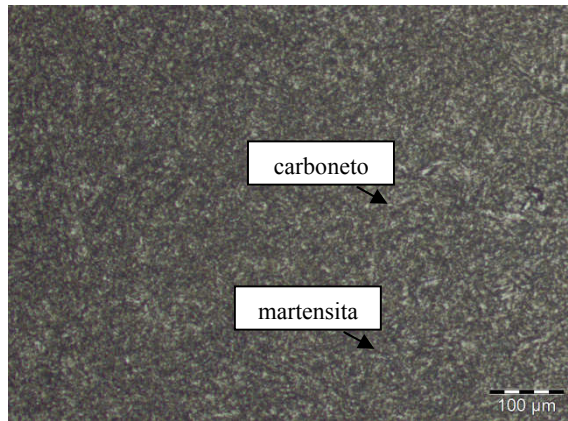
(b)



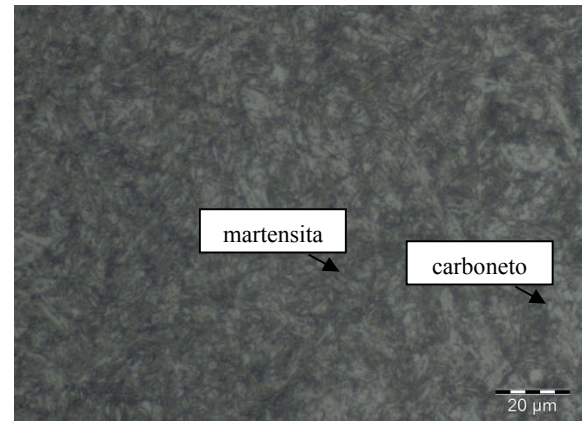
(c)



(d)



(e)

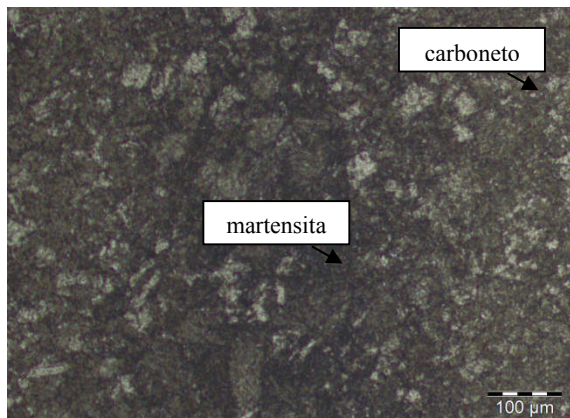


(f)

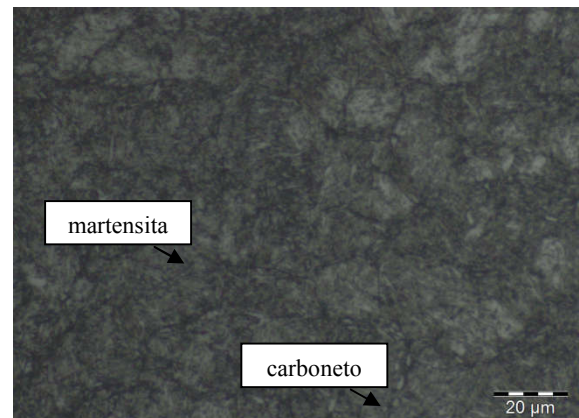
(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 500°C e (e) e (f) revenimento à 600°C

Fonte: Próprio autor.

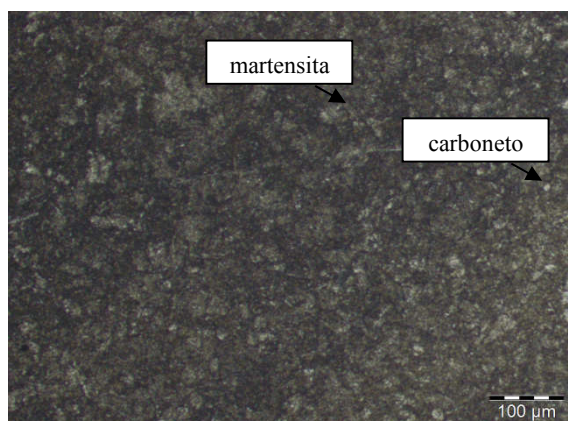
Figura 46 - Micrografias por MO do aço AISI H13 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.



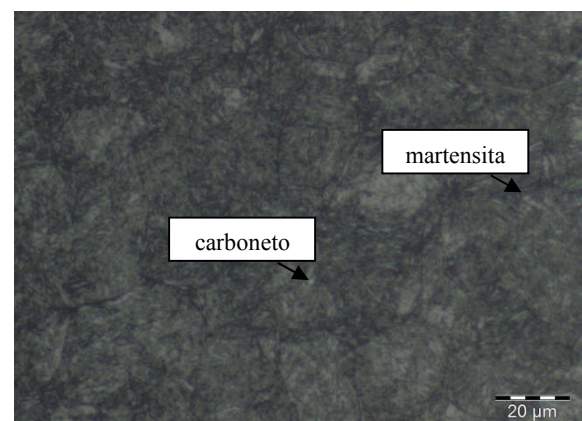
(a)



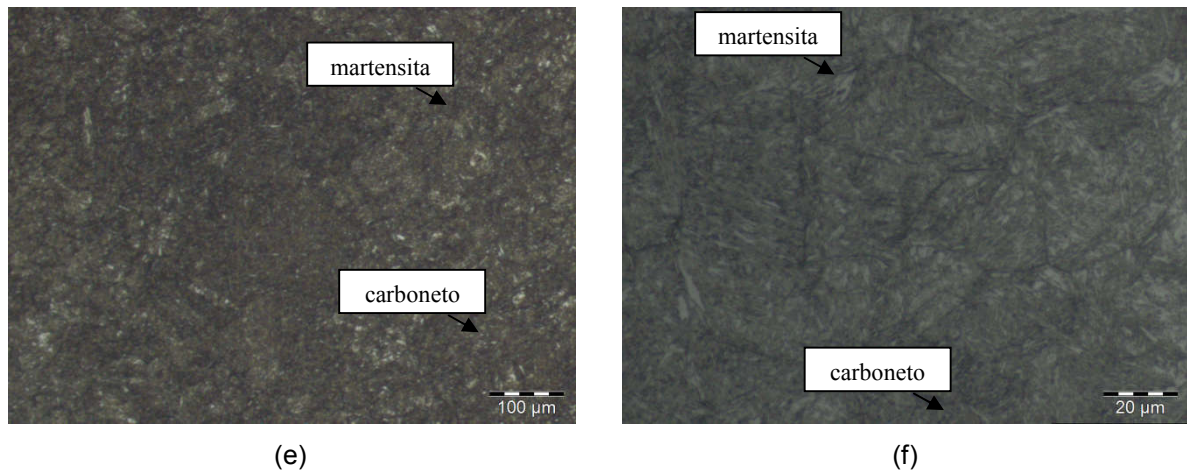
(b)



(c)



(d)

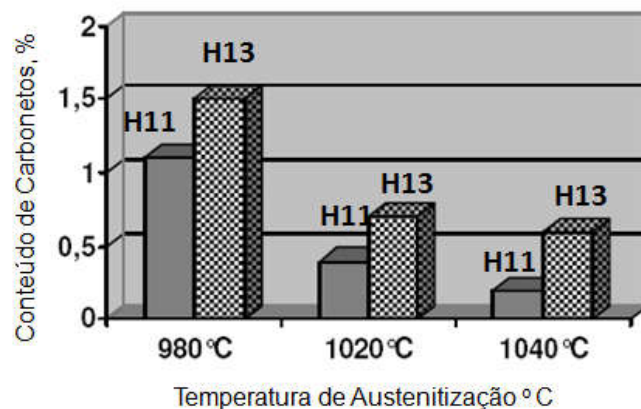


(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 500°C e (e) e (f) revenimento à 600°C.

Fonte: Próprio autor.

Assim como observado para o aço AISI H13, as microestruturas obtidas para o aço AISI H11, revelaram o mesmo comportamento. Para temperaturas mais baixas de austenitização na têmpera (950°C), são observadas poucas agulhas de martensita o que se torna mais notório à medida que a temperatura é elevada. Para a temperatura de 1100°C, os grãos autênticos são perceptivelmente mais grosseiros e marcados. Não há diferenças observadas para as diferentes temperaturas no revenimento. Observa-se, ainda, que há um maior volume de carbonetos primários não dissolvidos quanto menor for a temperatura de austenitização (figuras 47 a 49). No gráfico 24 (ARIETA, 2015) é apresentada uma comparação entre os aços AISI H13 e AISI H11 em relação ao conteúdo de carbonetos em função da temperatura de austenitização.

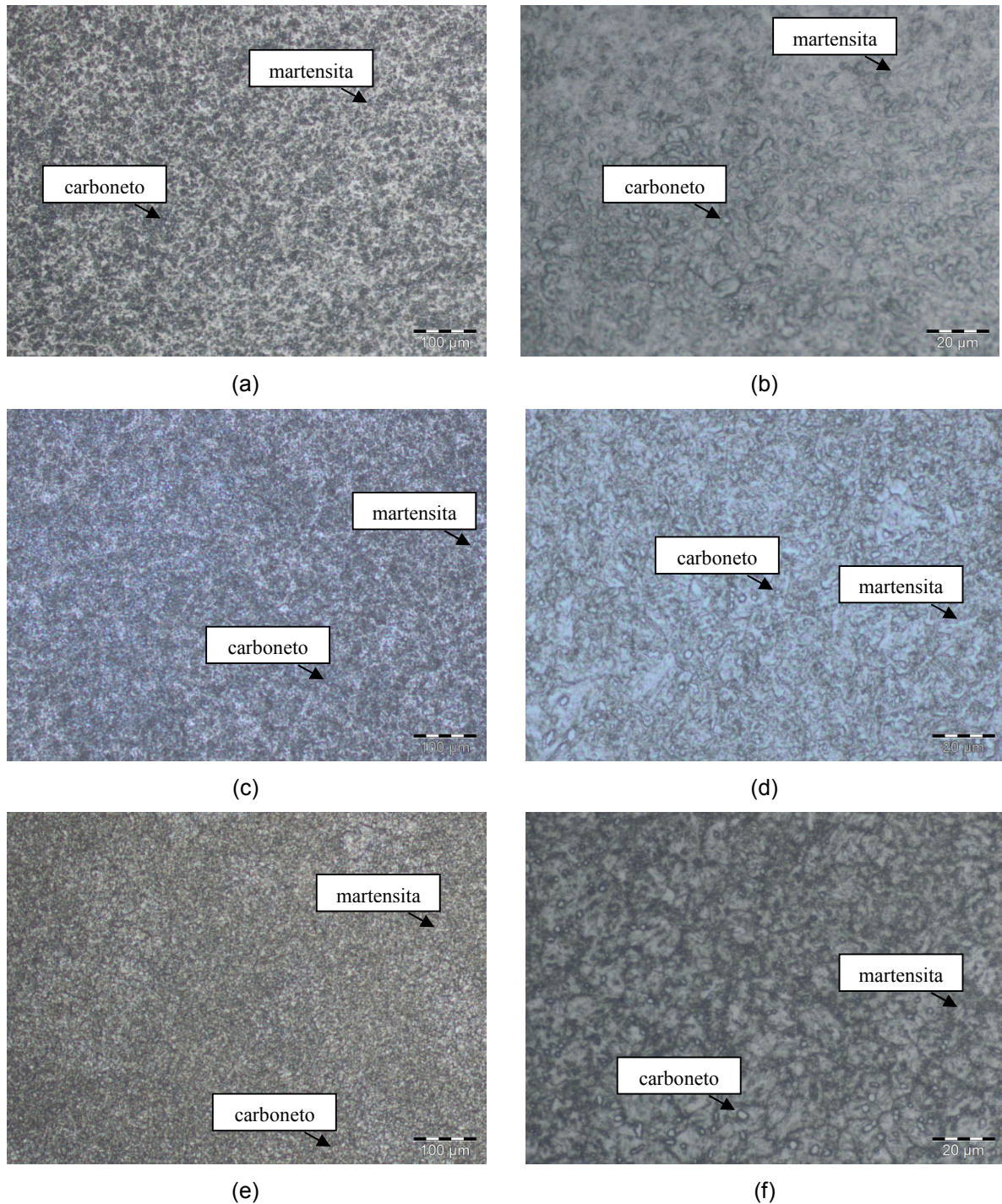
Gráfico 24 - Comparativo do volume de carbonetos primários não dissolvidos para diferentes temperaturas de austenitização na têmpera.



Fonte: ARIETA, 2015.

Nota-se que à medida que a temperatura de austenitização é elevada, menor o teor de carbonetos observados. Carbonetos primários não dissolvidos possuem efeito deletério para a tenacidade dos aços ferramenta (ARIETA, 2015).

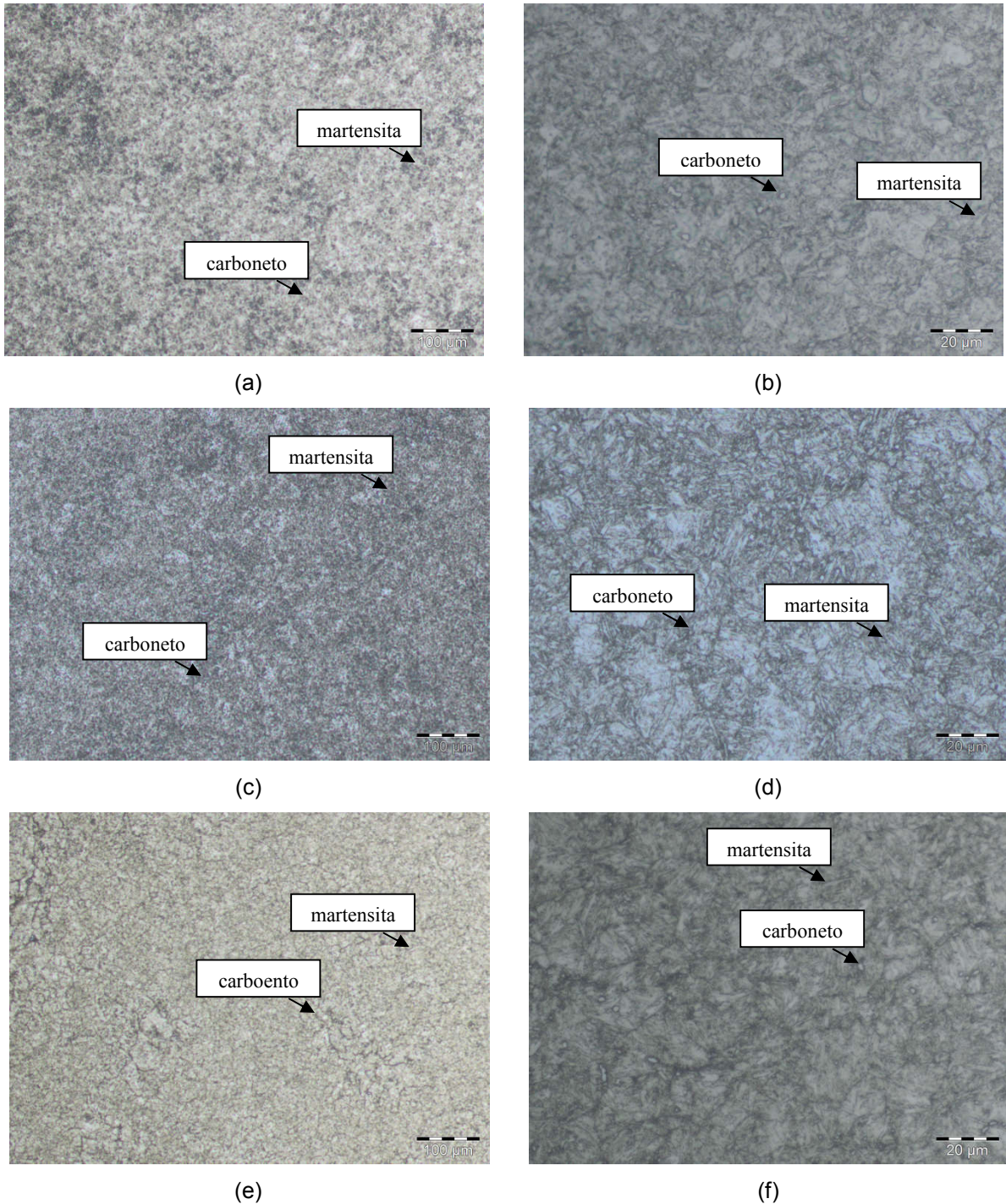
Figura 47 - Micrografias por MO do aço AISI H11 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 525°C e 600°C.



(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 525°C e (e) e (f) revenimento à 600°C.

Fonte: Próprio autor.

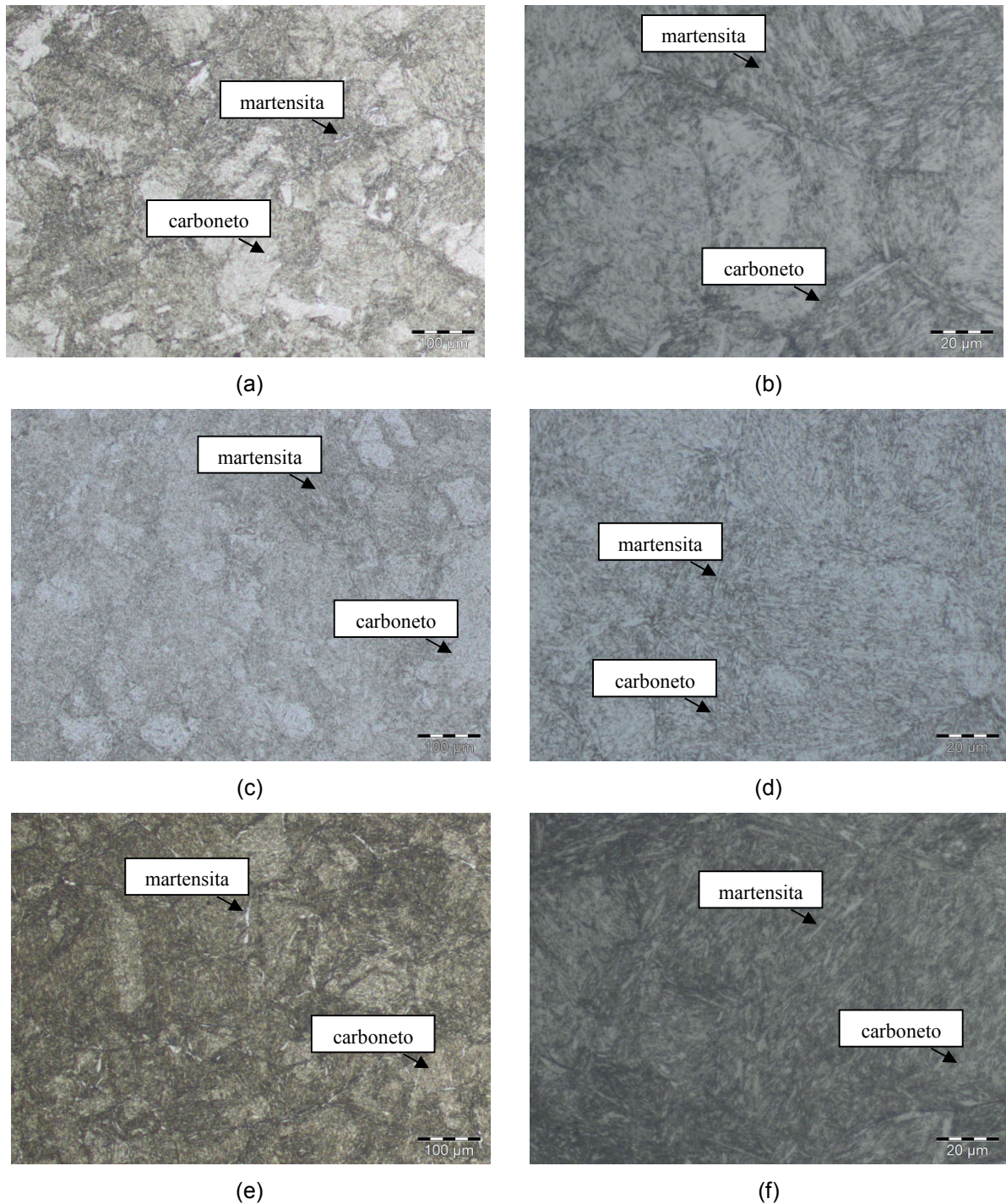
Figura 48 - Micrografias por MO do aço AISI H11 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 525°C e 600°C.



(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 525°C e (e) e (f) revenimento à 600°C.

Fonte: Próprio autor.

Figura 49 - Micrografias por MO do aço AISI H11 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 525°C e 600°C.



(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 525°C e (e) e (f) revenimento à 600°C

Fonte: Próprio autor.

O aço DIN 1.2367 assumiu o mesmo perfil microestrutural observado para os aços AISI H13 e AISI H11. Quanto maior a temperatura de austenitização na

têmpera, mais acentuada a formação de agulhas de martensita, bem como maior o tamanho do grão austenítico (figuras 50 a 52).

Comparando-se com os outros dois aços estudados, o DIN 1.2367 foi o que apresentou maior precipitação de carbonetos nos contornos de grão.

No gráfico 25 está representada a relação entre a temperatura de austenitização e o tamanho de grão ASTM esperada para os aços ferramenta para trabalho a quente. Quanto maior a temperatura de austenitização, maior o tamanho de grão austenítico (ARIETA, 2015; MESQUITA, 2005).

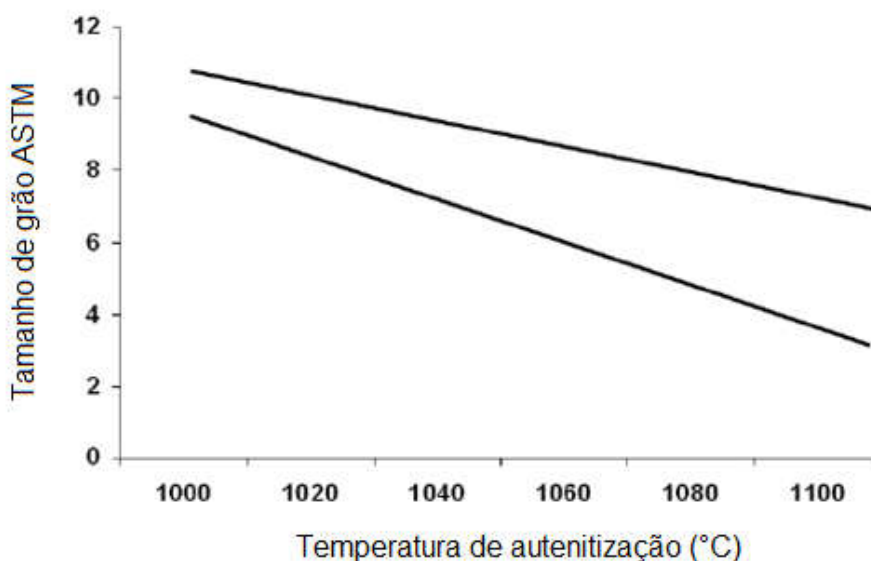
O crescimento do grão é explicado pela dissolução de carbonetos secundários, que funcionam como uma barreira ao crescimento de grãos, desta forma, grãos menores são absorvidos pelos grãos maiores (GABARDO, 2008).

Atribui-se ao maior tamanho de grão, propriedades mecânicas reduzidas, como demonstrado pela equação de Hall-Petch, que associa o tamanho de grão ao limite de escoamento do material.

$$LE = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (4)$$

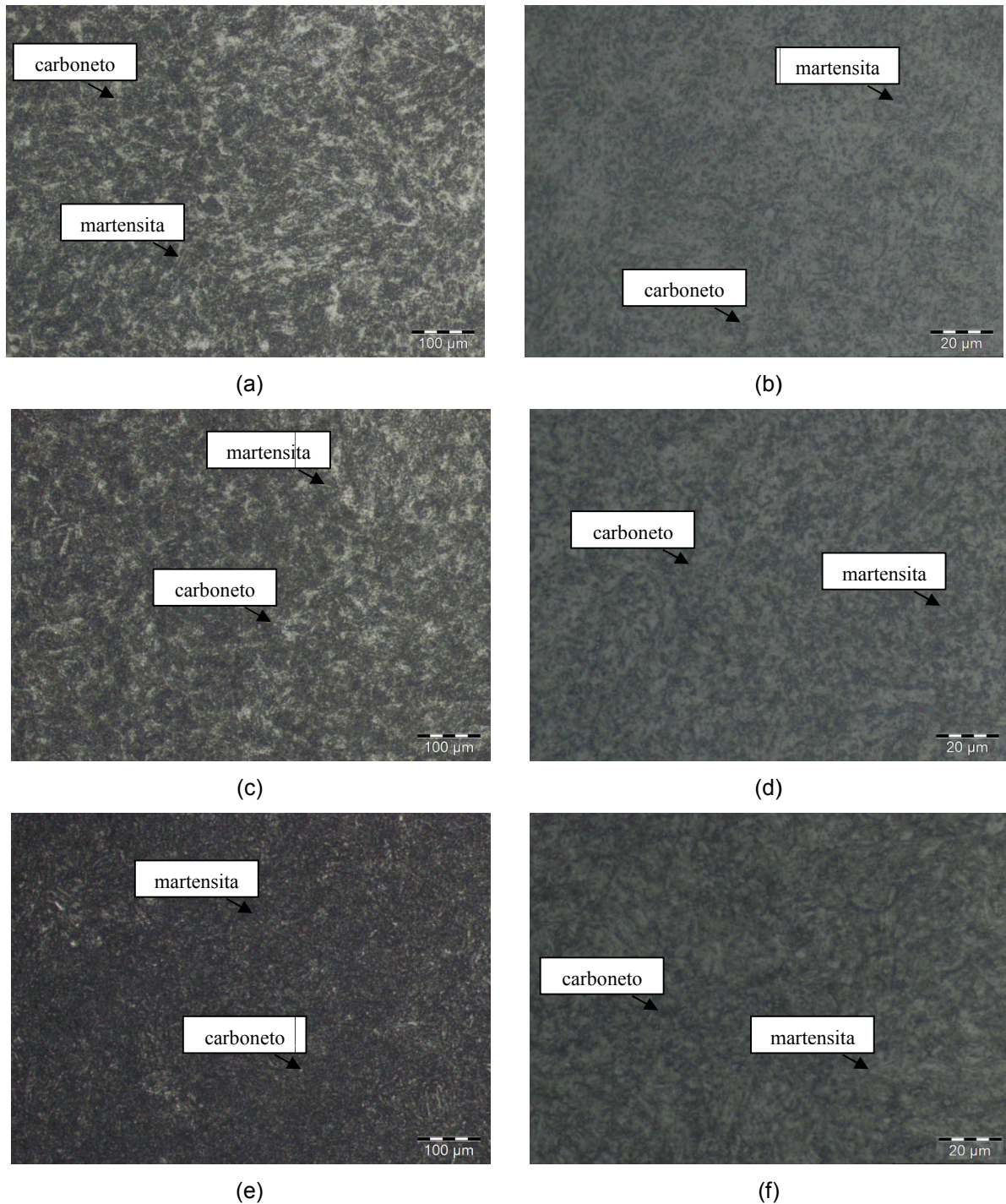
Onde, LE é o limite de escoamento, σ_0 e k_y são constantes para cada material específico e d é o diâmetro médio do grão.

Gráfico 25 - Relação entre a temperatura de austenitização com o tamanho de grão para aços ferramenta para trabalho a quente.



Fonte: Arieta, 2015 (Adaptado).

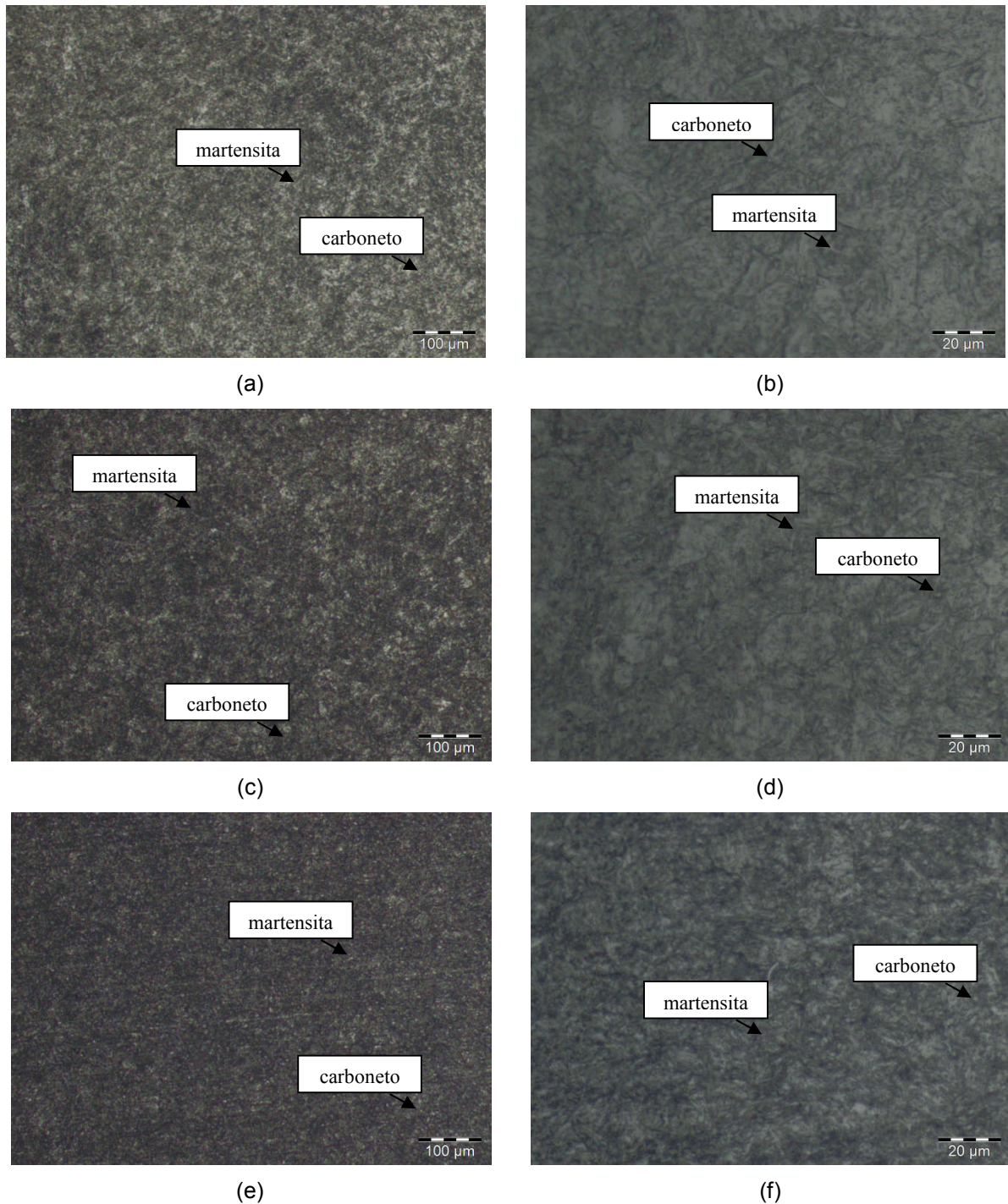
Figura 50 - Micrografias por MO do aço DIN 1.2367 austenitizado a 950°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.



(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 500°C e (e) e (f) revenimento à 600°C

Fonte: Próprio autor.

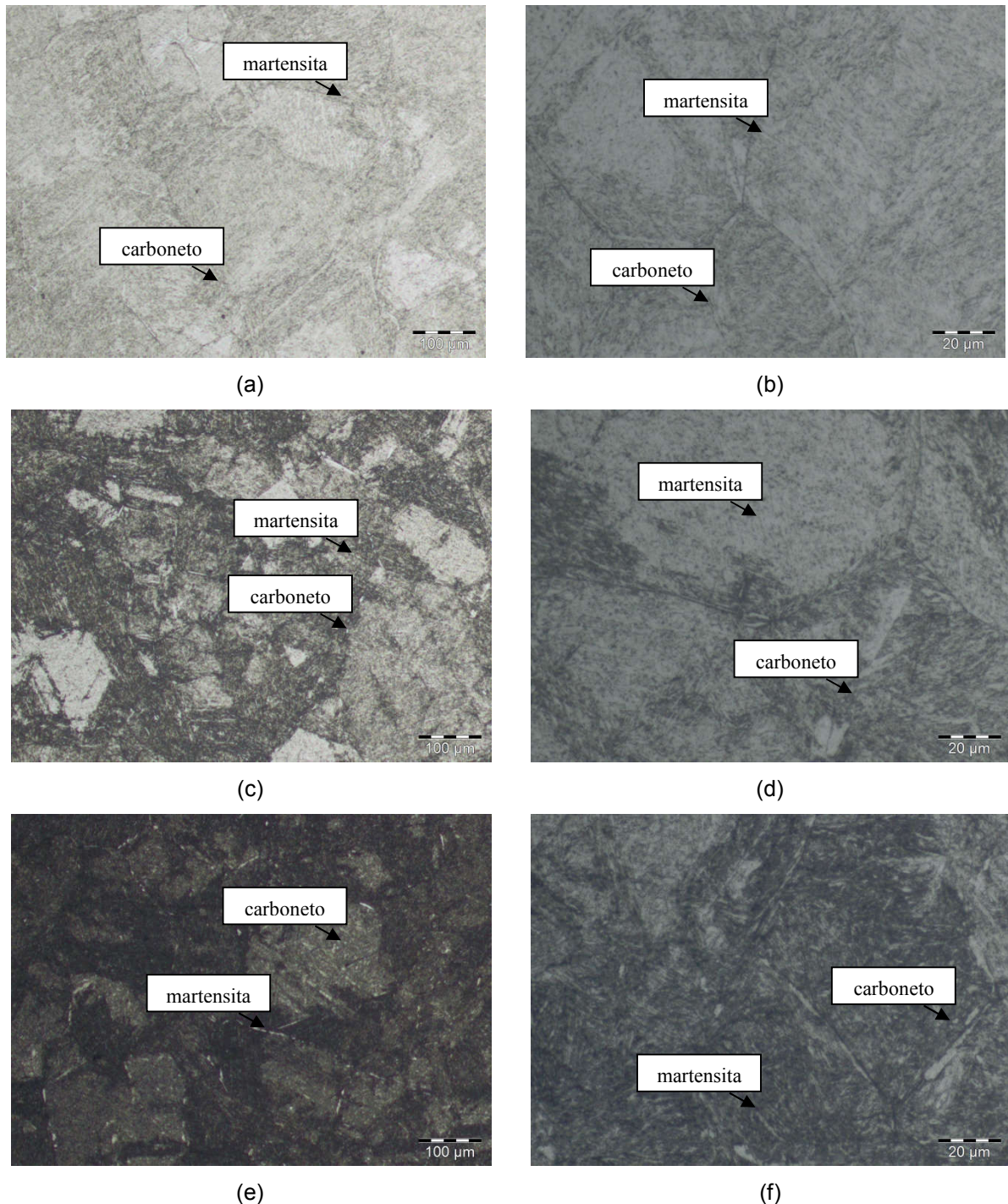
Figura 51 - Micrografias por MO do aço DIN 1.2367 austenitizado a 1000°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.



(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 500°C e (e) e (f) revenimento à 600°C

Fonte: Próprio autor.

Figura 52 - Micrografias por MO do aço DIN 1.2367 austenitizado a 1100°C durante 35 minutos resfriado em óleo e revenido a temperatura de 475°C, 500°C e 600°C.



(a) e (b) revenimento à 475°C, (c) e (d) revenimento à 500°C e (e) e (f) revenimento à 600°C.

Fonte: Próprio autor.

5.3.3 Ensaio de Impacto tipo Charpy

Os ensaios de impacto foram conduzidos em cinco diferentes condições de tratamentos térmicos. A definição destas condições se deu da seguinte maneira:

Para amostras somente temperadas, foram escolhidos os extremos da temperatura de austenitização na têmpera, sendo elas, portanto, 950°C e 1100°C, uma vez que estas temperaturas apresentaram os menores e maiores valores de dureza, respectivamente. Para as amostras temperadas e revenidas, foram escolhidas amostras prioritariamente temperadas à 1100°C e com as temperaturas de revenimento equivalentes às temperaturas as quais os aços experimentaram o pico de endurecimento secundário, bem como a temperatura testada imediatamente abaixo. Para fins comparativos, foram escolhidas as amostras austenitizadas a 950°C e temperatura de revenimento equivalente ao pico de endurecimento secundário.

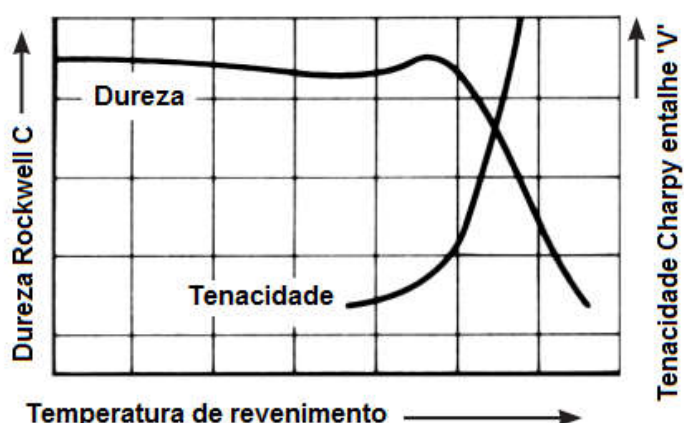
É esperado que os corpos-de-prova obtenham resultado médio de tenacidade ao impacto de aproximadamente 13,6J para condições temperadas e revenidas, dadas durezas convencionais de 44/46HRC. A tenacidade ao impacto é inversamente proporcional à temperatura de austenitização na têmpera. Maiores temperaturas levam a uma maior dissolução de carbonetos, bem como reduzem a taxa de fadiga térmica e aumentam a resistência ao revenimento em serviço (ARIETA, 2015; NADCA, 2015).

Nas tabelas 23 a 25, gráficos de 27 a 29 são apresentados os resultados do ensaio de impacto para os três aços estudados, bem como a imagem da superfície de falha do conjunto de três corpos-de-prova que foram testados, figuras 53 a 55.

Avaliando-se os resultados obtidos de energia absorvida (J) para o aço AISI H13 (tabela 23 e gráfico 27), observa-se que para as amostras apenas temperadas, o maior valor de resistência ao impacto foi obtido para a temperatura de 950°C. Para os conjuntos temperados com revenimento subsequente, nota-se que os resultados aumentaram suavemente com a elevação da temperatura de austenitização na têmpera e com o aumento da temperatura de revenimento. Para a primeira situação, o resultado possivelmente baseia-se no fato do aço AISI H13 temperado à 950°C apresentar menor valor de dureza inicial, 48HRC, contra 55HRC obtido à 1100°C, uma vez que, quanto maior o valor de dureza, menor tende a ser a tenacidade do material (GABARDO, 2008; NADCA, 2015). Esse fenômeno deve estar relacionado às características da martensita formada na têmpera. Para os materiais apenas temperados, aquecidos a 1100°C, a martensita, sendo de teor de carbono mais elevado, apresenta maior distorção da rede cristalina tetragonal de corpo centrado com esse elemento intersticial, além de uma morfologia mais acicular. Os corpos-de-

prova temperados e revenidos não apresentaram diferença significativa de tenacidade entre si, apesar de um maior valor ser observado para as amostras austenitizadas à 1100°C e revenidas à 500°C. Espera-se que quanto maior a temperatura de revenimento, maior seja a tenacidade do material. O gráfico 26 (NADCA, 2015) apresenta a relação entre dureza e tenacidade em função do aumento da temperatura de revenimento.

Gráfico 26 - Relação entre a dureza e a tenacidade em função da temperatura de revenimento.



Fonte: NADCA, 2015 (Adaptado).

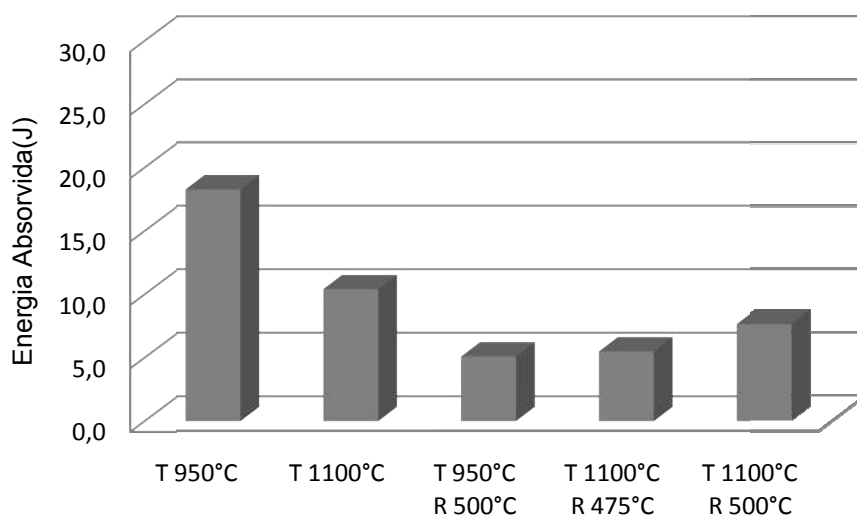
A avaliação das superfícies de fratura das amostras de aço AISI H13 (figura 53) indicou a presença de inclusões grosseiras nos corpos-de-prova ensaiados, estas, por sua vez, tem efeito deletério na tenacidade ao impacto do material (COLPAERT, 2008). O baixo desempenho do aço no ensaio, pode, também, ser justificado por este fato. A presença de inclusões está associada aos processos de fabricação primário das ligas, bem como às suas composições químicas, e não se relaciona com os ciclos térmicos realizados no presente trabalho. Ressalta-se que, apesar da eventual existência dessas inclusões, esses materiais são tipicamente utilizados na confecção das matrizes para a fundição, dentre outras funções.

Tabela 23 - Resultados do Ensaio de Impacto tipo Charpy para o aço AISI H13 tratado termicamente.

	T 950°C	T 1100°C	T 950°C R 500°C	T 1100°C R 475°C	T 1100°C R 500°C
Energia absorvida média	18,3J	10,4J	5,1J	5,5J	7,7J
Desvio Padrão	3,9	1,4	2,8	0,7	0,2

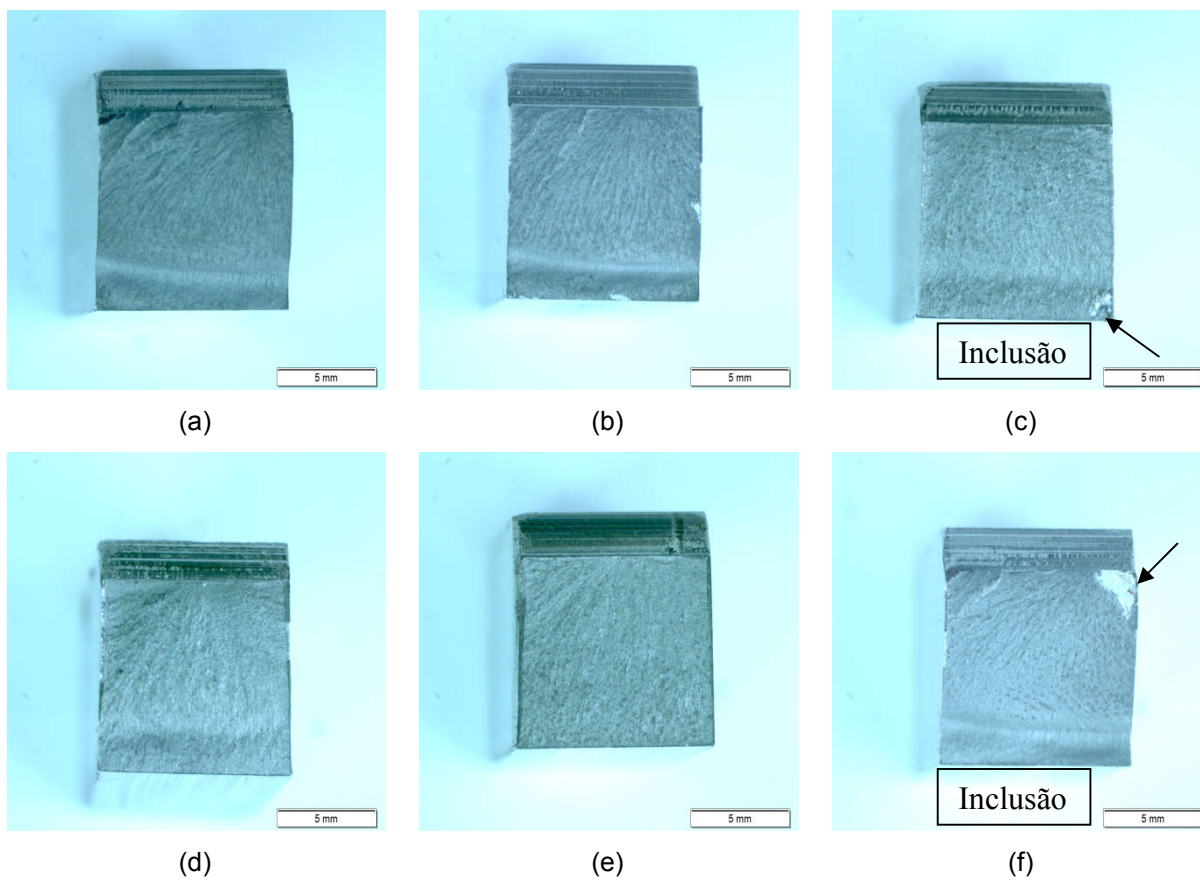
Fonte: Próprio autor.

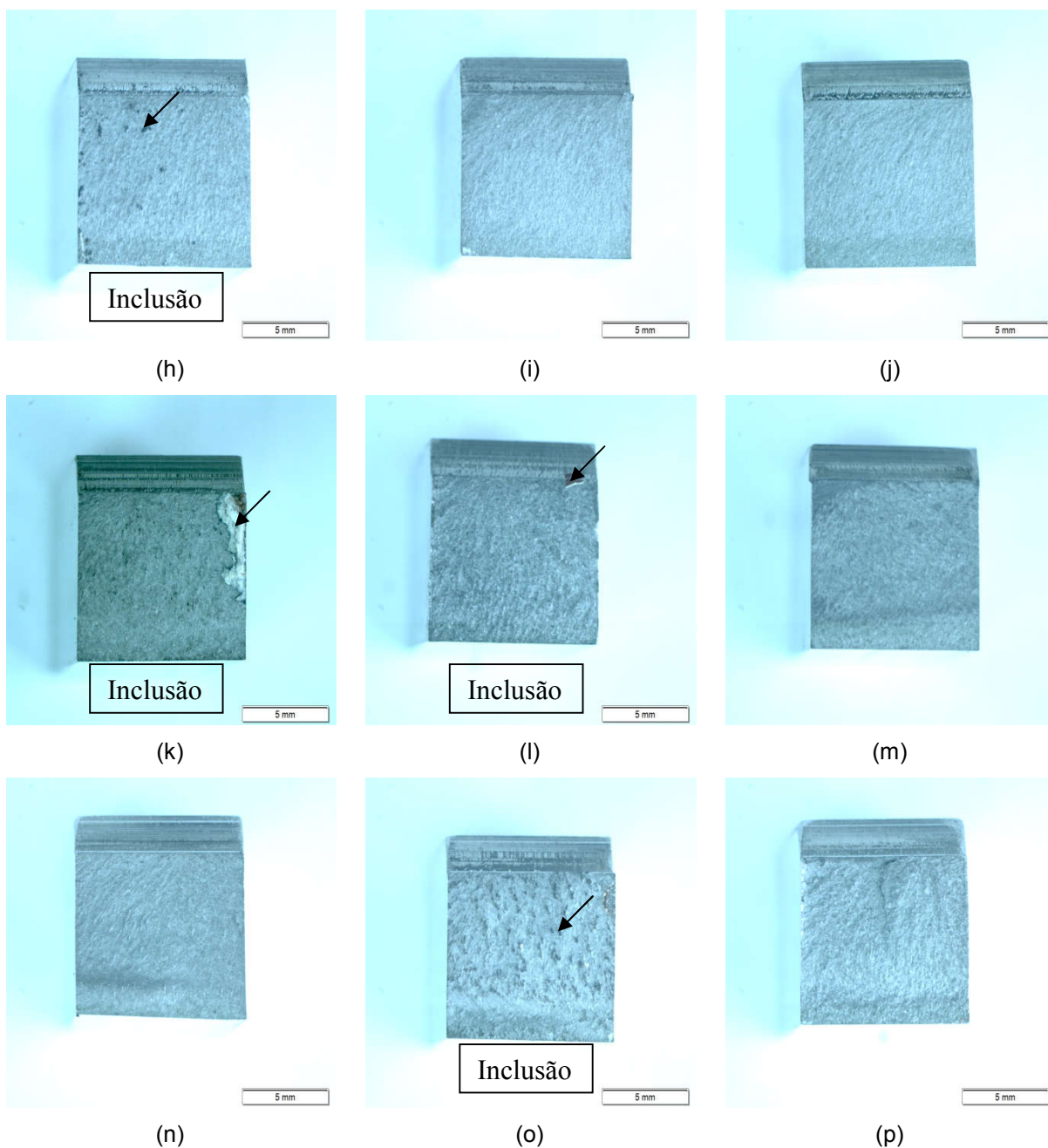
Gráfico 27 - Energia absorvida (J) para diferentes parâmetros de tratamento térmico para o aço AISI H13.



Fonte: Próprio autor.

Figura 53 - Superfície de falha dos corpos-de-prova de impacto do aço AISI H13





(a), (b) e (c) Temperado 950°C, (d), (f) e (g) Temperado 1100°C, (h), (i) e (j) Temperado 950°C e revenido 475°C, (k), (l) e (m) Temperado 1100°C e revenido 475°C, (n), (o) e (p) Temperado 1100°C e revenido 500°C.

Fonte: Próprio autor.

Para o aço AISI H11, não foram observadas diferenças significativas entre a tenacidade do material temperado à 950°C e a 1100°C. No entanto, observa-se que os corpos-de-prova temperados à 1100°C com revenimento subsequente de 500°C apresentou desempenho significativamente melhor, seguido das amostras temperadas a mesma temperatura e revenidas à 525°C (tabela 24 e gráfico 28).

O aço AISI H11, comparado ao AISI H13, apresenta menor teor de Si. Mesquita (2008) mostra que o Si tem influência direta na tenacidade ao impacto do material, sendo seu teor inversamente proporcional à tenacidade do material. A explicação do autor para este fato baseia-se na mudança da sequência de precipitação dos carbonetos de liga, com a formação de carbonetos do tipo M_3C , rico em Cr e Fe. O teor de Si, embasa, portanto, a maior tenacidade do AISI H11.

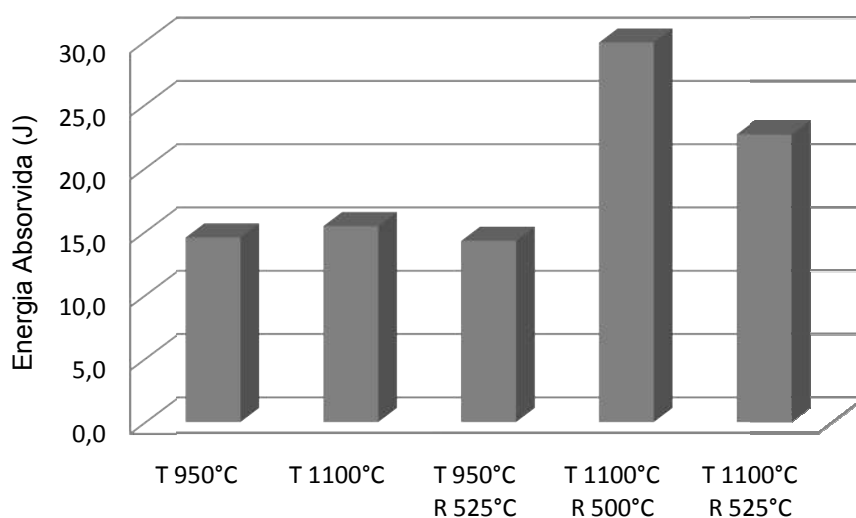
Ao avaliar a superfície da fratura dos corpos-de-prova ensaiados, não foram observadas inclusões nas amostras, como pode ser notado na figura 54. O não aparecimento de inclusões nos corpos-de-prova contribui para um melhor desempenho em impacto do material, uma vez que as inclusões tem efeito deletério nas propriedades mecânicas dos aços.

Tabela 24 - Resultados do Ensaio de Impacto tipo Charpy para o aço AISI H11 tratado termicamente.

	T 950°C	T 1100°C	T 950°C R 525°C	T 1100°C R 500°C	T 1100°C R 525°C
Energia absorvida média	14,6J	15,5J	14,3J	33,4J	22,8J
Desvio Padrão	0,8	2,0	4,4	4,2	0,1

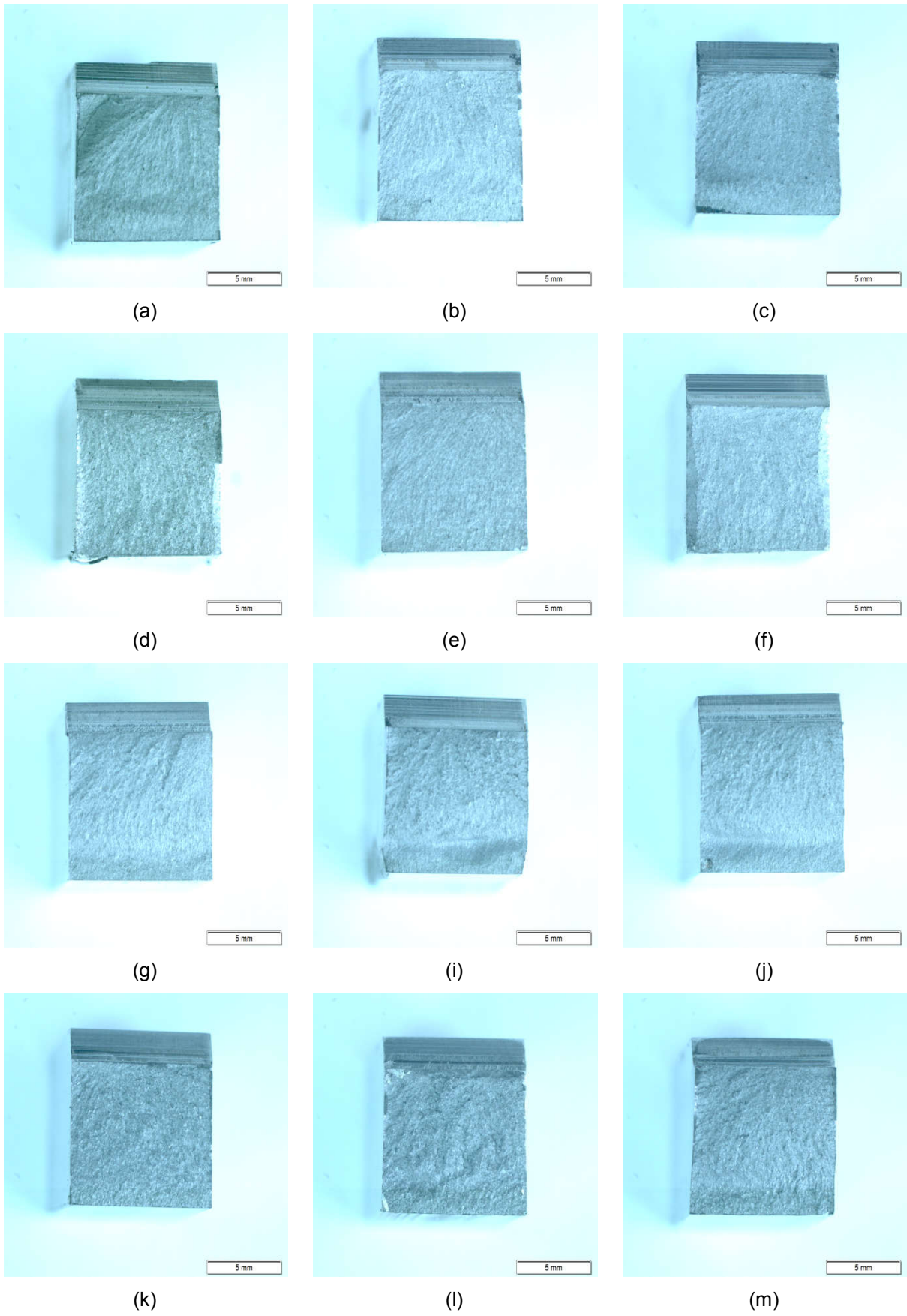
Fonte: Próprio autor.

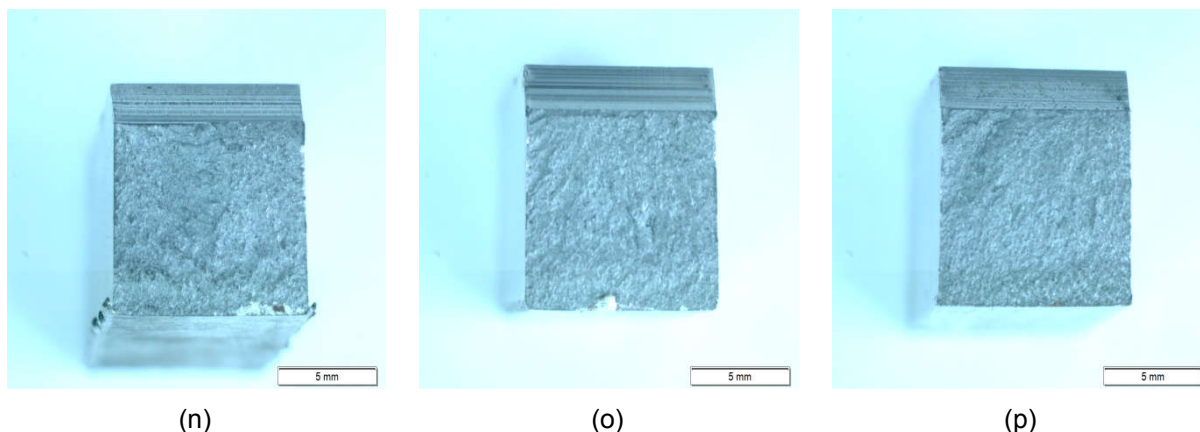
Gráfico 28 - Energia absorvida (J) para diferentes parâmetros de tratamento térmico para o aço AISI H11.



Fonte: Próprio autor.

Figura 54 - Superfície de falha dos corpos-de-prova de impacto do aço AISI H11.





(a), (b) e (c) Temperado 950°C, (d), (f) e (g) Temperado 1100°C, (h), (i) e (j) Temperado 950°C e revenido 575°C, (k), (l) e (m) Temperado 1100°C e revenido 500°C, (n), (o) e (p) Temperado 1100°C e revenido 525°C.

Fonte: Próprio autor.

O aço DIN 1.2367 para as condições apenas temperadas, apresentou melhor maior tenacidade ao impacto à temperatura de austenitização de 1100°C. Para as condições temperadas e revenidas, destaca-se o resultado obtido nos corpos-de-prova temperados à 1100°C revenido à 475°C, seguido de revenido à 500°C e, por último, os temperados à 950°C e revenidos à 500°C (tabela 25 e gráfico 29). Similarmente ao aço AISI H11, o DIN 1.2367 possui menor teor de silício em sua composição, comparado ao AISI H13.

O baixo teor de silício do aço DIN 1.2367 implica uma menor tenacidade ao impacto. Observa-se que os resultados obtidos para este aço são semelhantes aos obtidos para o AISI H11, o que reitera o grau de importância do teor de Si na tenacidade dos aços ferramenta para trabalho a quente (MESQUITA, 2008).

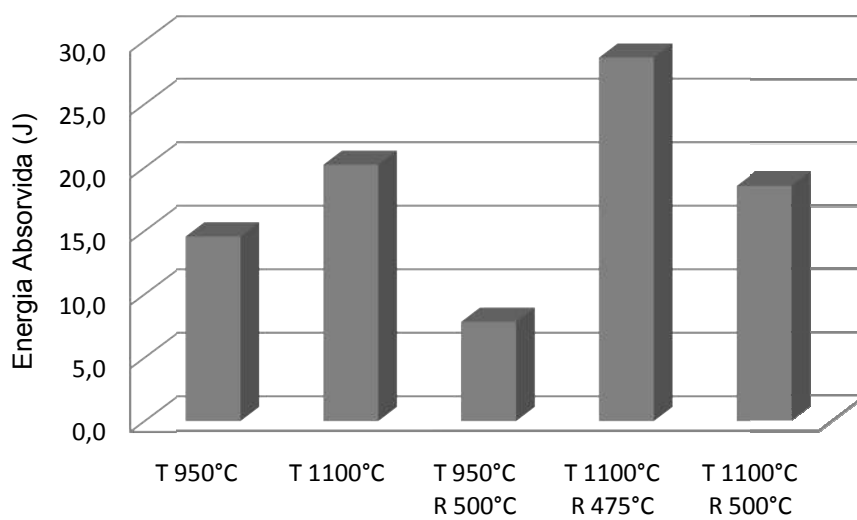
A superfície de fratura dos corpos-de-prova indica poucas inclusões grosseiras no material, o que por sua vez, não afetou o comportamento do material em termos de tenacidade (figura 55).

Tabela 25 - Resultados do Ensaio de Impacto tipo Charpy para o aço DIN 1.2367 tratado termicamente.

	T 950°C	T 1100°C	T 950°C R 500°C	T 1100°C R 475°C	T 1100°C R 500°C
Energia absorvida média	14,6J	20,2J	7,8J	28,6J	18,5J
Desvio Padrão	0,5	0,3	1,0	4,7	2,4

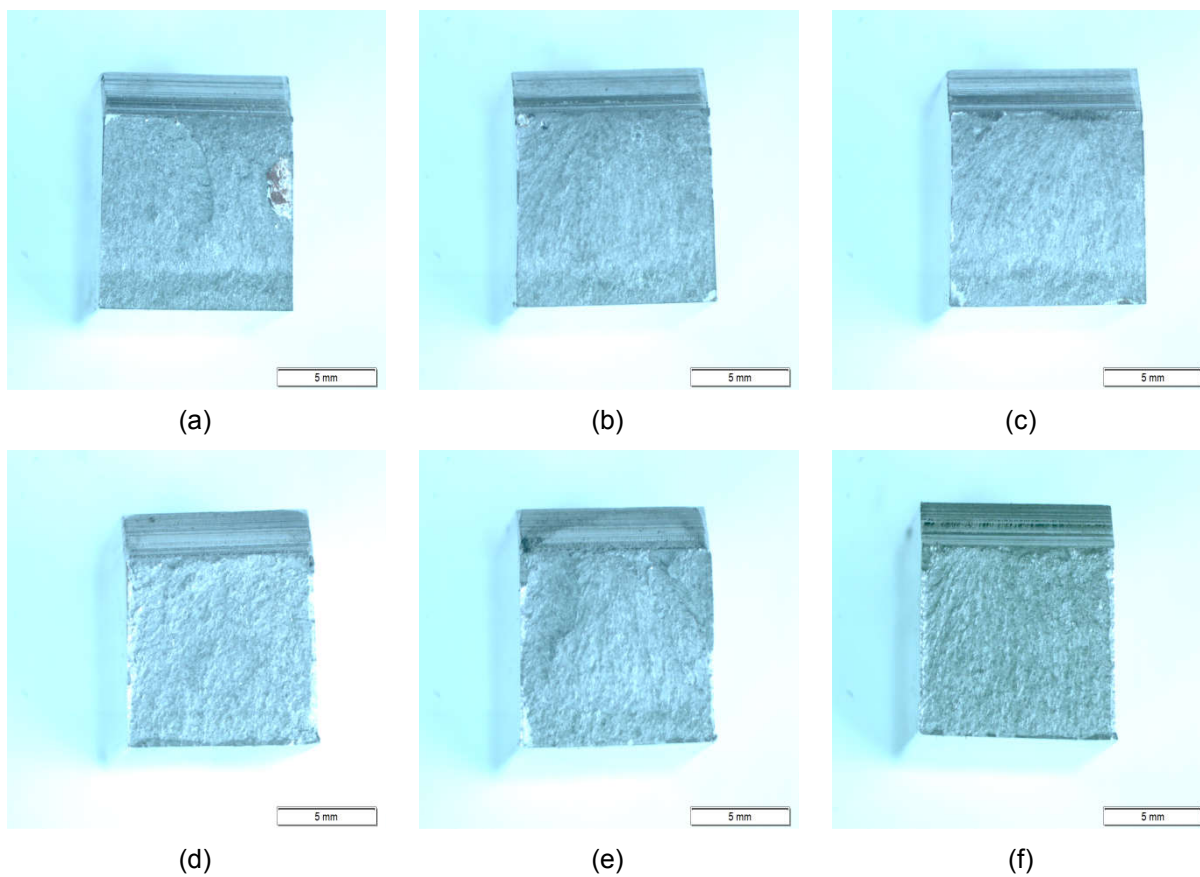
Fonte: Próprio autor.

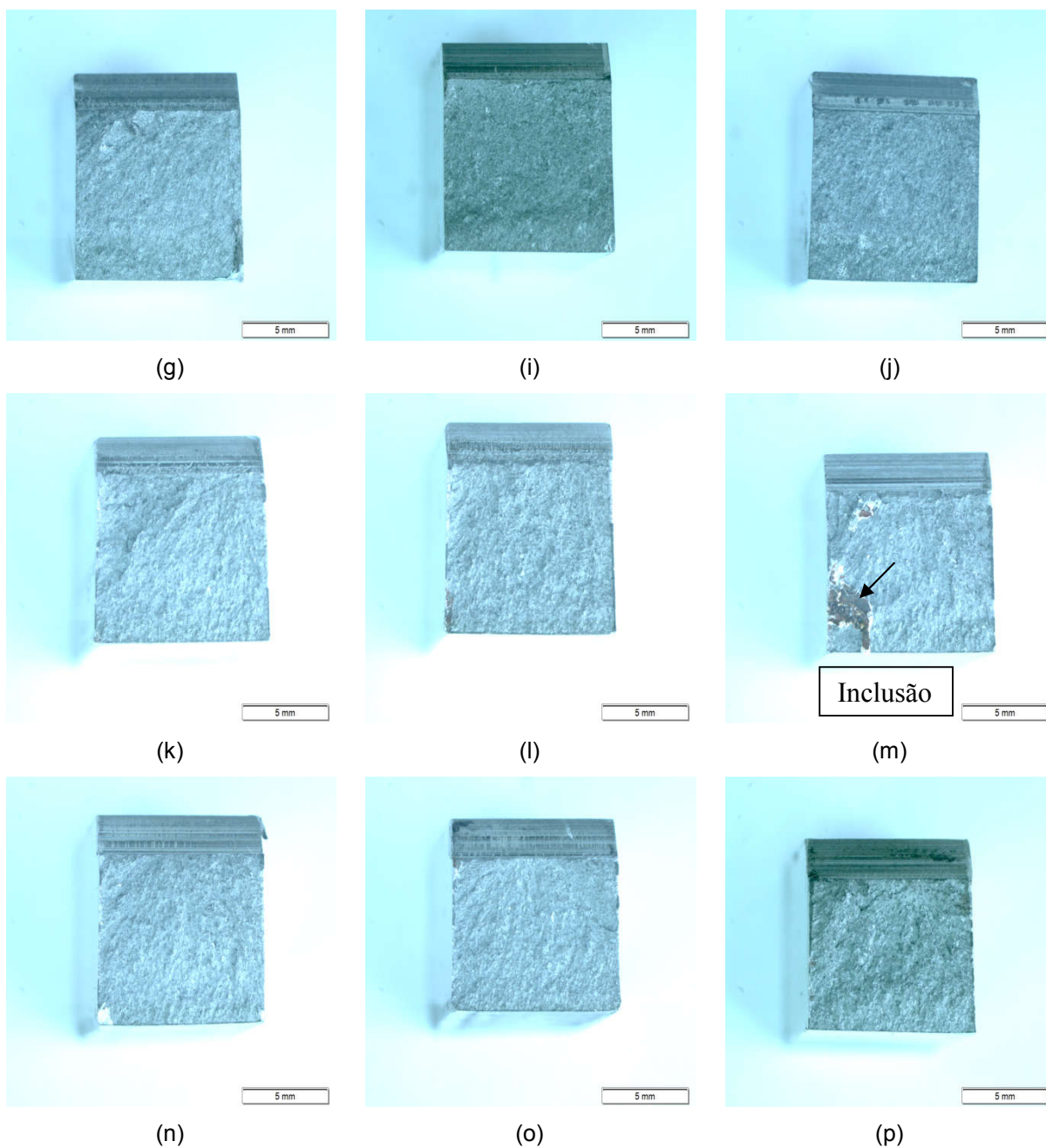
Gráfico 29 - Energia absorvida (J) para diferentes parâmetros de tratamento térmico para o aço DIN 1.2367.



Fonte: Próprio autor.

Figura 55 - Superfície de falha dos corpos-de-prova de impacto do aço DIN 1.2367





(a), (b) e (c) Temperado 950°C, (d), (f) e (g) Temperado 1100°C, (h), (i) e (j) Temperado 950°C e revenido 475°C, (k), (l) e (m) Temperado 1100°C e revenido 475°C, (n), (o) e (p) Temperado 1100°C e revenido 500°C.

Fonte: Próprio autor.

5.3.4 Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração conduzidos nos três aços ferramenta para trabalho a quente estudados, AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367, são apresentados nas tabelas de 26 a 28 e gráficos de 30 a 32. Nota-se que, para todos

os materiais, o aumento da temperatura de austenitização na têmpera levou a maiores resultados de limite de resistência à tração (LRT) e limite de escoamento (LE).

O aço AISI H13 apresentou maiores valores de LRT e LE nos corpos-de-prova temperados à 1100°C e revenidos à 500°C. As condições com revenimento subsequente mostraram-se com maior resistência mecânica que as respectivas condições apenas temperadas. O alongamento percentual (A), no entanto, foi inversamente proporcional à temperatura de austenitização, exibindo o maior valor no conjunto de amostras temperados à 950°C e revenidos à 500°C (tabela 26).

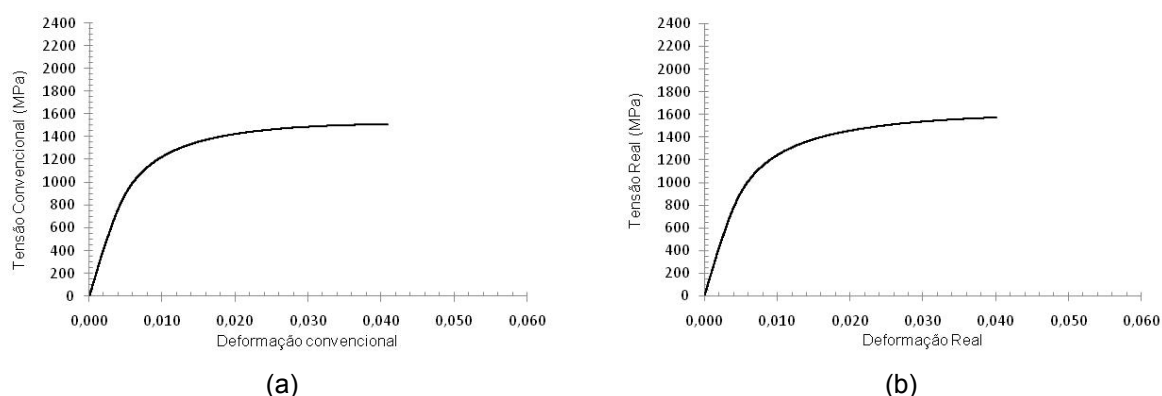
Tabela 26 - Resultados do Ensaio de Tração para o aço H13 tratado termicamente.

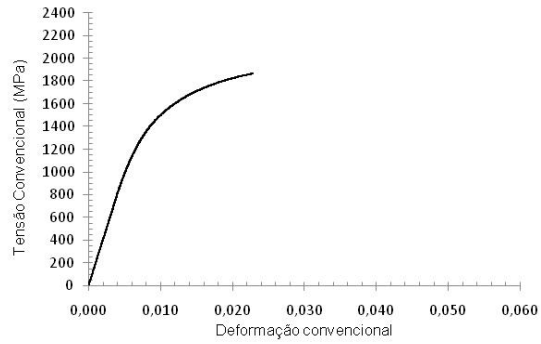
	T 950°C	T 1100°C	T 950°C R 500°C	T 1100°C R 475°C	T 1100°C R 500°C
LRT (MPa)	1516,3	1934,4	1570,2	2055,6	2275,6
LE (MPa)	1071,7	1447,3	1073,2	1549,3	1629,6
A (%)	6,3	2,9	7,7	2,5	3,0

Fonte: Próprio autor.

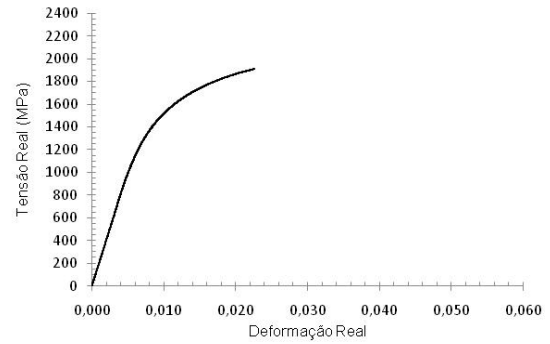
As curvas tensão x deformação convencionais e reais são mostradas no gráfico 30. Os resultados apresentados abaixo foram selecionados até o início da estricção dos corpos-de-prova.

Gráfico 30 - Curvas Tensão x Deformação convencional e real do aço AISI H13 tratado termicamente.

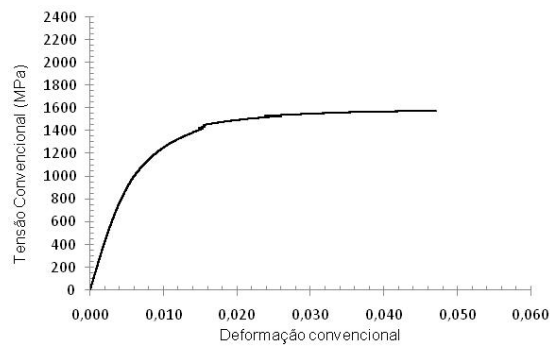




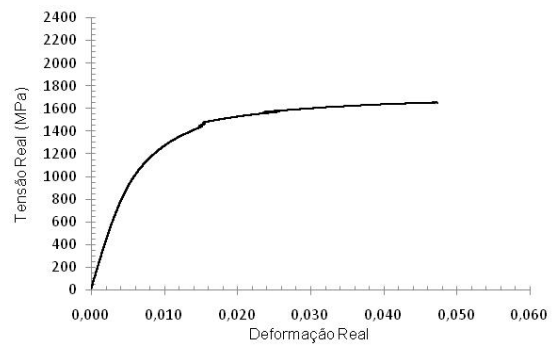
(c)



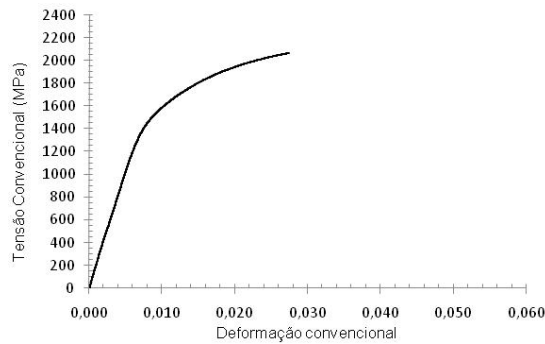
(d)



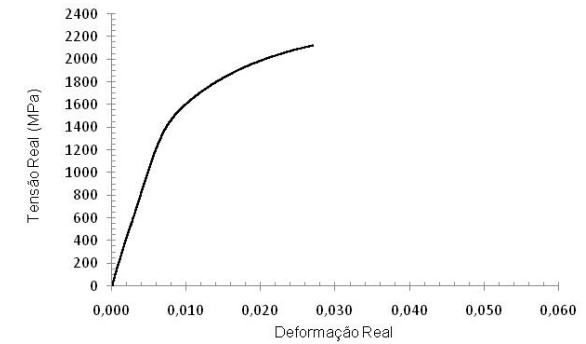
(e)



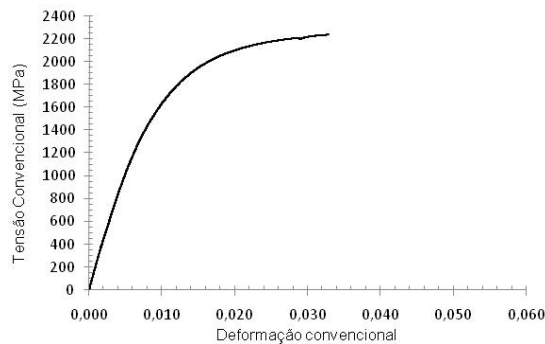
(f)



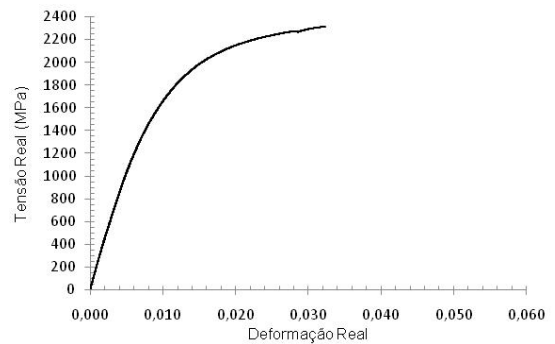
(g)



(h)



(i)



(j)

(a) e (b) Temperado 950°C, (c) e (d) Temperado 1100°C, (e) e (f) Temperado 950°C e revenido 500°C, (g) e (h) Temperado 1100°C e revenido 475°C, (i) e (j) Temperado 1100°C e revenido 500°C.

Fonte: Próprio autor.

O aço AISI H11, apresentou maior resistência mecânica na condição apenas temperada a 1100°C, cujo menor valor de alongamento também é constatado. Para as demais condições, o LRT aumentou com a temperatura de austenitização, no entanto, não foram observadas diferenças relevantes quanto ao LE e A (tabela 27)

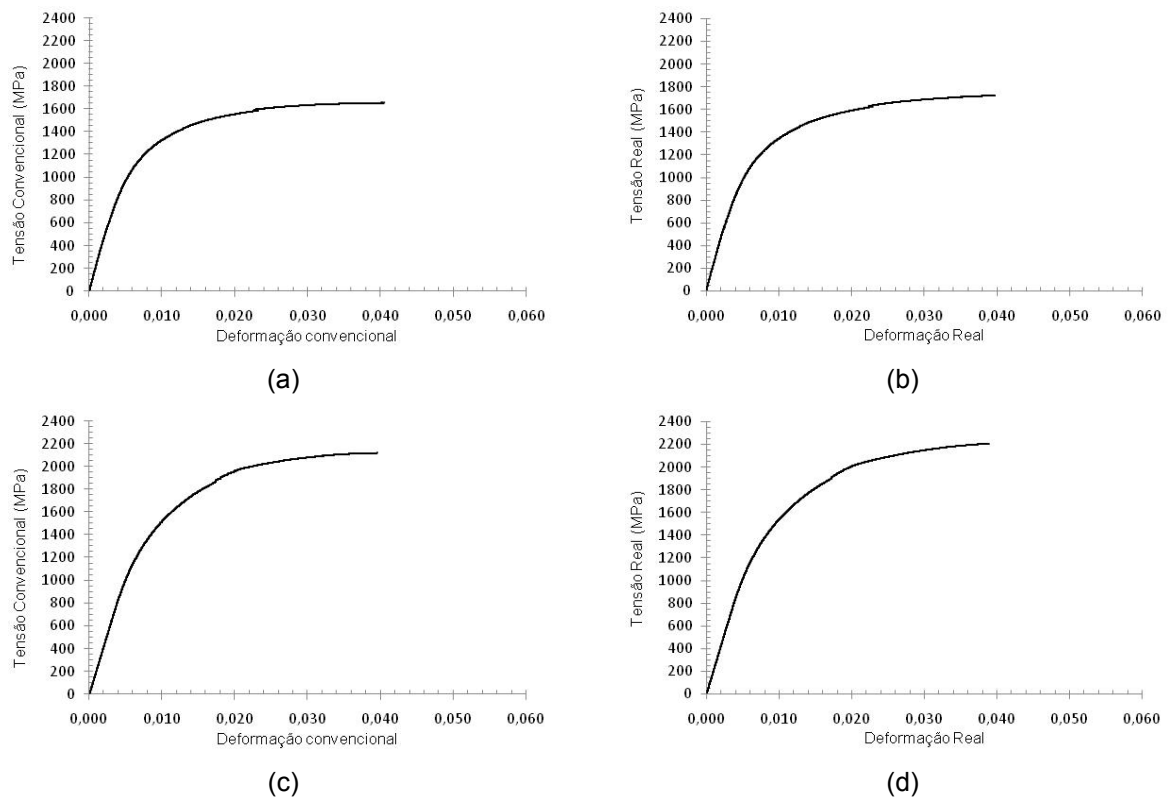
Tabela 27 - Resultados do Ensaio de Tração para o aço H11 tratado termicamente.

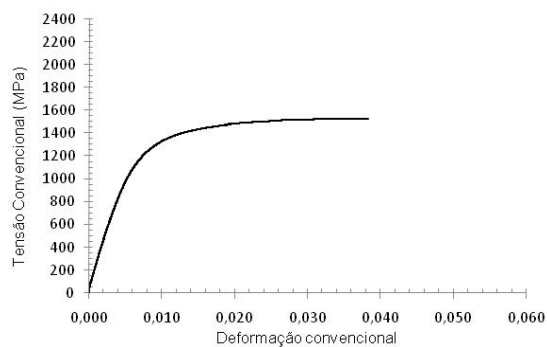
	T 950°C	T 1100°C	T 950°C R 525°C	T 1100°C R 500°C	T 1100°C R 525°C
LRT (MPa)	1631,1	2206,2	1523,5	1900,8	1982,5
LE (MPa)	1156,5	1621,6	1203,6	1213,8	1412,1
A (%)	6,4	2,0	6,0	5,8	6,2

Fonte: Próprio autor.

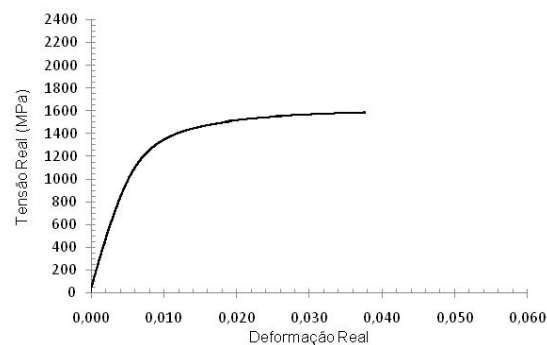
Assim como no aço AISI H13, abaixo são apresentadas as curvas tensão x deformação, convencionais e reais até o início da estricção dos corpos-de-prova (gráfico 31).

Gráfico 31 - Curvas Tensão x Deformação convencional e real do aço AISI H11 tratado termicamente.

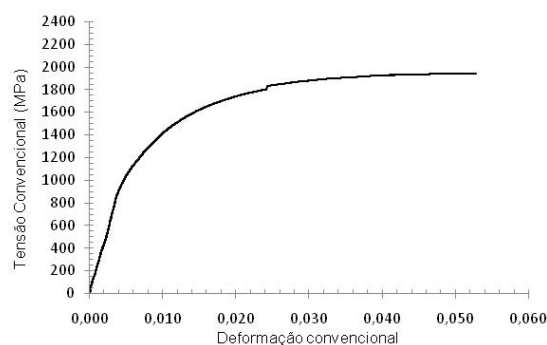




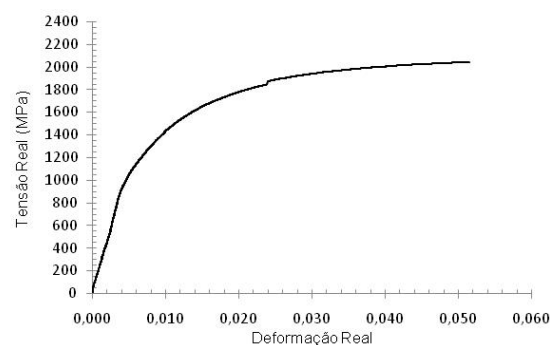
(e)



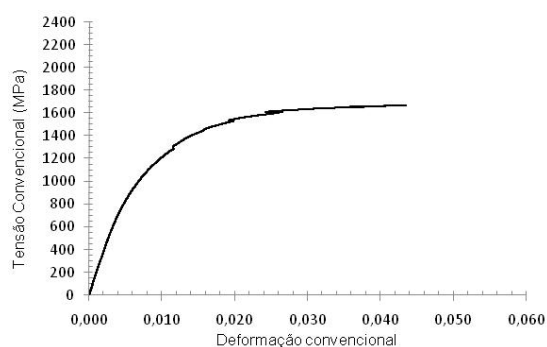
(f)



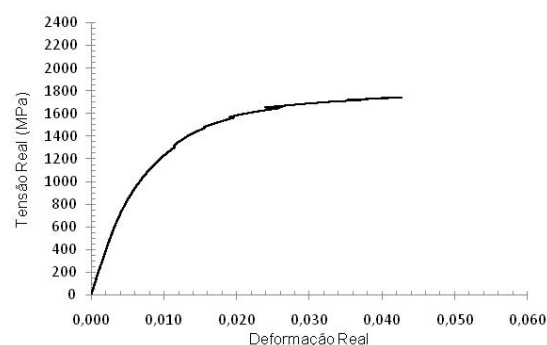
(g)



(h)



(i)



(j)

(a) e (b) Temperado 950°C, (c) e (d) Temperado 1100°C, (e) e (f) Temperado 950°C e revenido 525°C, (g) e (h) Temperado 1100°C e revenido 500°C, (i) e (j) Temperado 1100°C e revenido 525°C.

Fonte: Próprio autor.

O aço DIN 1.2367 apresentou comportamento similar ao H11, dado que sua maior resistência mecânica foi observada nos corpos-de-prova somente temperados à temperatura de austenitização de 1100°C. Maiores valores de LE também foram verificados em função do aumento da temperatura de austenitização, porém, exibiu maior valor para as amostras revenidas a 475°C (tabela 28).

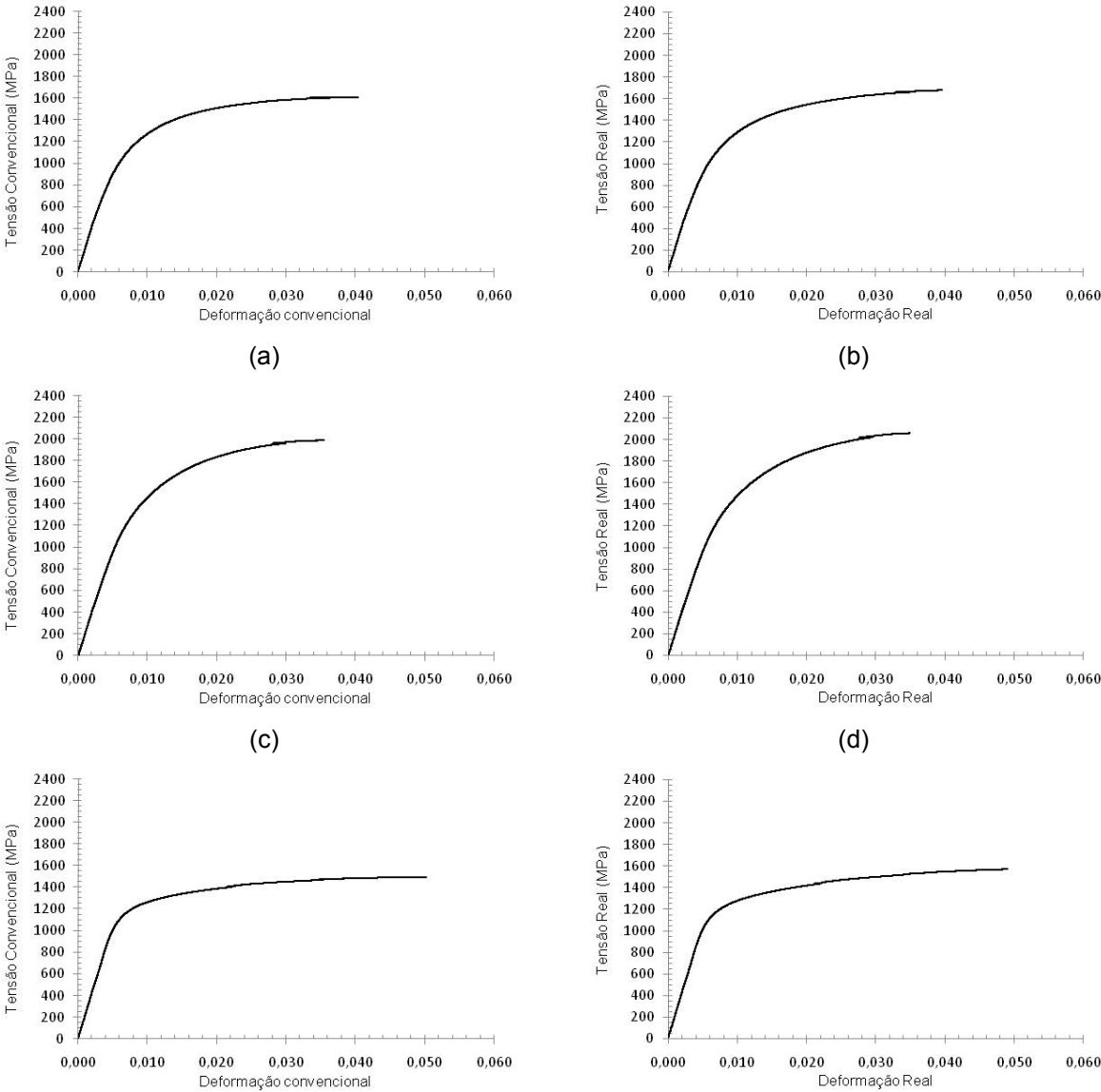
Tabela 28 - Resultados do Ensaio de Tração para o aço DIN 1.2367 tratado termicamente.

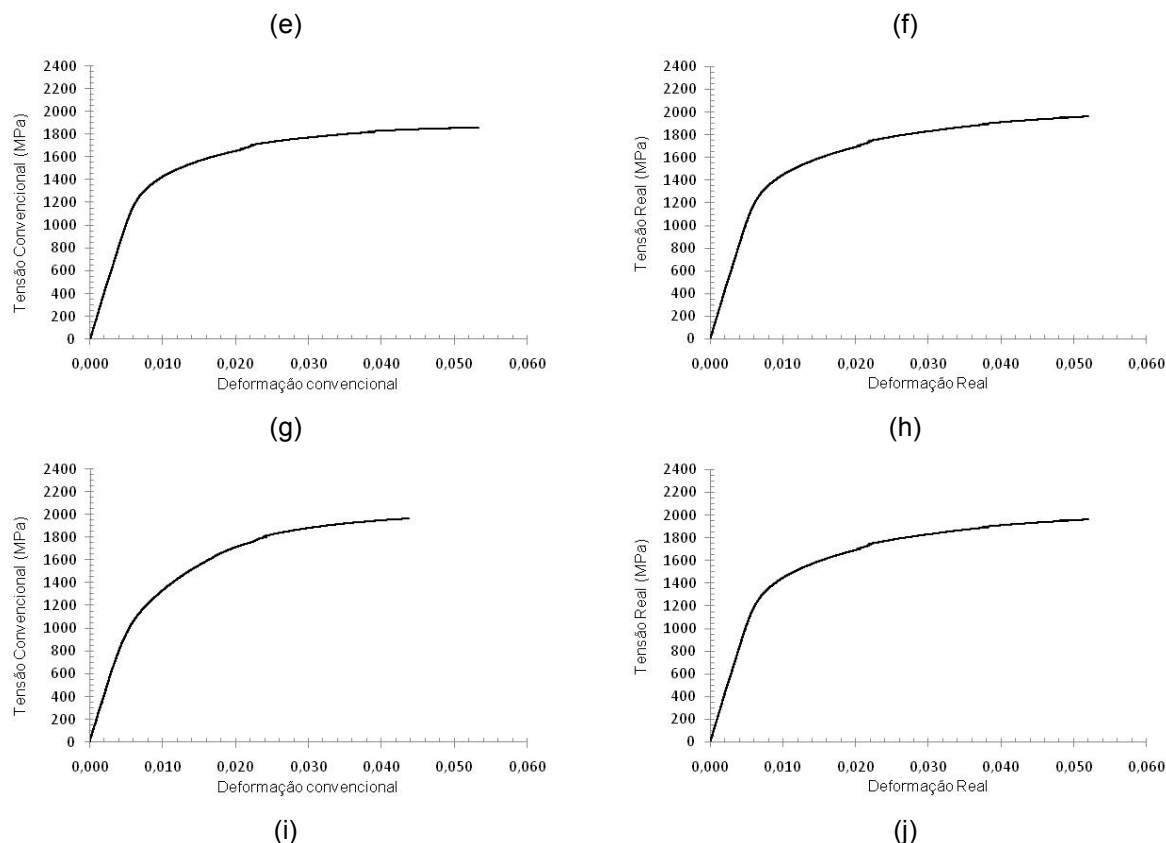
	T 950°C	T 1100°C	T 950°C R 500°C	T 1100°C R 475°C	T 1100°C R 500°C
LRT (MPa)	1587,3	2045,0	1495,8	1870,9	1897,0
LE (MPa)	1119,6	1386,8	1186,1	1356,0	1236,4
A (%)	6,1	4,6	5,9	4,0	6,1

Fonte: Próprio autor.

Abaixo são apresentadas as curvas tensão x deformação convencionais e reais até o início da estricção dos corpos-de-prova do aço DIN 1.2367 (gráfico 32).

Gráfico 32 - Curvas Tensão x Deformação convencional e real do aço DIN 1.2367 tratado termicamente.





(a) e (b) Temperado 950°C, (c) e (d) Temperado 1100°C, (e) e (f) Temperado 950°C e revenido 500°C, (g) e (h) Temperado 1100°C e revenido 475°C, (i) e (j) Temperado 1100°C e revenido 500°C.

Fonte: Próprio autor.

No gráfico 33 são apresentados os comparativos dos resultados obtidos de LRT, LE e A para cada um dos três aços estudados nas condições apenas temperadas, no pico de endurecimento secundário (PES) para as duas temperaturas de austenitização e com temperatura de revenimento imediatamente menor que a do PES.

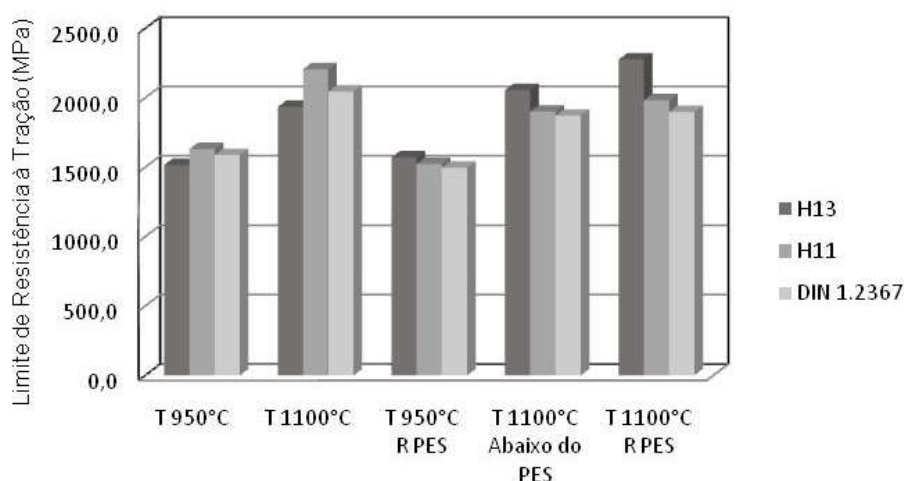
Em relação ao LRT, observa-se que o aço AISI H11 foi o que apresentou os maiores resultados nas condições apenas temperadas. Para as amostras com revenimento subsequente, o aço AISI H13 revela os melhores índices de resistência à tração (gráfico 33), essa mudança de tendência de comportamento pode ser associada à possíveis diferenças na evolução microestrutural assumida por esses aços.

O maior teor de carbono na martensita, oriundo da dissolução de carboneto dos aços austenitizados a temperaturas elevadas, leva a maiores valores de resistência mecânica em tração (GABARDO, 2008; ROBERTS, 1998), o que, por

sua vez, justifica os maiores resultados dos três aços estudados quando austenitizados à temperatura de 1100°C.

O fósforo (P) é um elemento conhecido por fragilizar a estrutura, levando ao surgimento de fratura intergranular na martensita revenida, uma vez que há sua migração e segregação para os contornos de grão durante a austenitização (MESQUITA, 2008; ROBERTS, 1998). O aço DIN 1.2367 foi o que apresentou maior teor de P em sua composição química, o que por sua vez, passa a ser um indicativo de pior desempenho em tração, comparado aos aços AISI H13 e DIN 1.2376.

Gráfico 33 - Comparativo dos resultados de LRT para os três aços estudados.



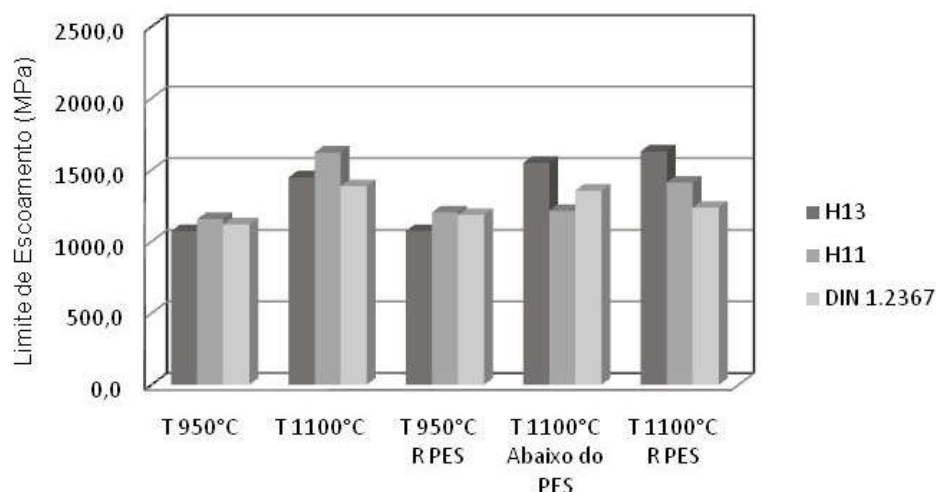
Fonte: Próprio autor.

Comparando-se os resultados de obtidos de limite de escoamento, não se observa um padrão no comportamento dos aços comparados entre si nas condições avaliadas. No entanto, assim como nos resultados de LRT, o aço DIN 1.2367 é o que, de forma geral, apresentou os menores valores de limite de escoamento, sendo, portanto, mais um indicativo do efeito do fósforo nas propriedades mecânicas dos aços ferramenta para trabalho a quente.

Observa-se que os valores de LE aumentaram com o aumento da temperatura de austenitização. Vale ressaltar que, o aumento da temperatura em serviço dos aços ferramenta para trabalho a quente leva a uma diminuição do LE, havendo em contrapartida, um aumento da tenacidade (BECKER, 1978). Esse comportamento deve estar relacionado a uma eventual modificação da estrutura martensítica com a elevação da temperatura de serviço que, à medida que se afasta da morfologia acicular obtida na têmpera, bem como reduz a distorção da rede

cristalina, dentre outras características, torna-se mais próxima de estruturas de equilíbrio e, portanto, menos frágil.

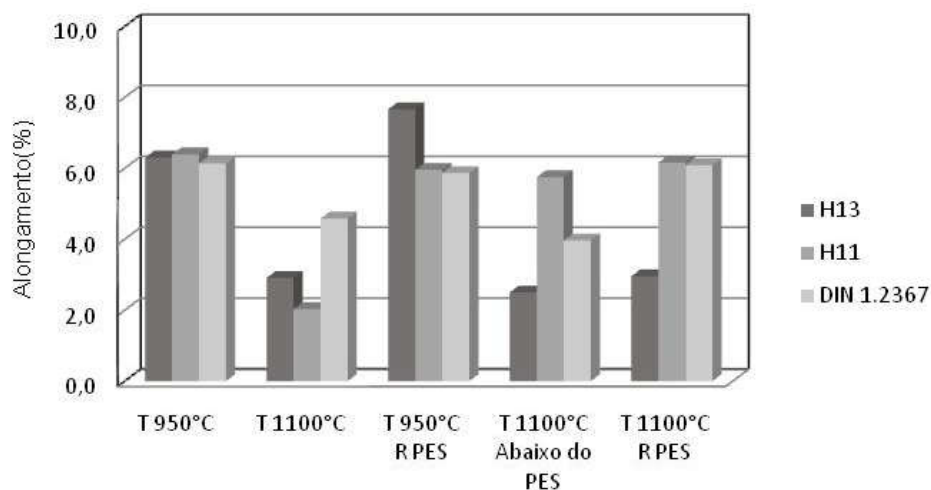
Gráfico 34 - Comparativo dos resultados de LE para os três aços estudados.



Fonte: Próprio autor.

A análise do comportamento dos três aços avaliados em termos de alongamento percentual mostra que a menor temperatura de austenitização levou a relativamente maiores valores. À exceção dos aços AISI H11 e DIN 1.2367 temperados à 1100°C e revenidos à temperaturas de 525°C e 500°C que apresentaram valores sutilmente maiores, mas não significativos, o que pode ser observado no gráfico 35. O aço AISI H13 foi o que apresentou a queda mais significativa de alongamento com a elevação da temperatura de austenitização.

Gráfico 35 - Comparativo dos resultados de A% para os três aços estudados.



Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho o efeito dos parâmetros de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento foram estudados para três aços ferramenta para trabalho a quente, AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367. A partir dos resultados levantados por meio dos experimentos executados, as seguintes conclusões foram feitas:

- Os três aços estudados apresentaram microestrutura inicial ferrítica com carbonetos dispersos, indicando a condição de recozimento dos materiais. Quando temperados em óleo, os aços apresentaram-se com a microestrutura essencialmente martensítica com carbonetos.
- Os três aços revelaram comportamento microestrutural semelhante com o aumento da temperatura de austenitização, havendo um aumento progressivo de agulhas de martensita e do tamanho de grão austenítico e morfologia acicular mais nítida, além de um maior volume de carbonetos secundários dissolvidos.
- O aumento da temperatura de austenitização na têmpera resultou maiores valores de dureza para os três aços analisados.
- Após tratamento de revenimento, foi possível identificar o fenômeno de endurecimento secundário para os aços estudados. Os aços AISI H13, AISI H11 e DIN 1.2367 apresentaram seus picos de endurecimento secundário às seguintes temperaturas de revenimento: 500°C, 525°C e 500°C respectivamente, condizentes com a literatura.
- O aço AISI H13 é o que teve pior desempenho em termos de tenacidade ao impacto, já os aços AISI H11 e DIN 1.2367 apresentaram resultados semelhantes entre si.
- O teor de silício mostrou influência direta nos resultados de tenacidade dos materiais, sendo seu teor inversamente proporcional aos resultados de impacto.
- Em termos de resistência à tração, o aumento da temperatura de austenitização levou a maiores valores de LRT e LE, não sendo observado um padrão no comportamento dos aços em função do alongamento percentual.
- O fósforo é um elemento com efeito deletério em esforços de tração, o que levou a um pior desempenho do aço DIN 1.2367 quando comparado aos outros aços estudados.

REFERÊNCIAS

- AKRÉ, J.; DANOIX, F.; LEITNER, H.; AUGER, P. The morphology of secondary-hardening carbides in a martensitic steel at the peak hardness by 3DFIM. **Ultramicroscopy**. Saint Etienne du Rouvray CEDEX, v.109, p.518-523, 2008.
- AOUCI, H.; YALLESE, M. A.; FNIDES, B.; CHAOUI, K.; MABROUKI, T. Modeling and optimization of hard turning of X38CrMoV5-1 steel with CBN tool: Machining parameters effects on flank wear surface roughness. **Journal of Mechanical Science and Technology**. Rouiba, v.25, Jul. 2011, p.2843-2851
- ARIETA, F. **Classificação do nível de severidade inclusões em aços conforme ASTM E-45 (Método A = Piores Campos) e requisitos da NADCA #207-2016 para cavidades e insertos de HPDC**. Betim: Tribo Systems, Jun. 2016.
- ARIETA, F. **Melhoria na Performance das Cavidades de Aço para Fundição sob Pressão de Ligas de Alumínio da Nemak através de uma Abordagem Sistêmica de Variáveis**. Betim: Tribo Systems, Jul. 2015.
- ARSLAN, F.K.; ALTINSOY, I.; HATMAN, A.; IPEK, M.; ZEYTI, S.; BINDAL, C. Characterization of cryogenic heat treated vanadis 4 OM cold work tool steel. **Vacuum**, v.86, p-370-373, 2011.
- ASM HANDBOOK. **Failure analysis and prevention**. Ohio: ASM International, 2002. 2909 p.
- ASM HANDBOOK. **Forming and forging**. Ohio: ASM International, 1996. 2109 p.
- ASM HANDBOOK. **Heat treating**. Ohio: ASM International, 2002. 2172 p.
- ASM HANDBOOK. **Properties and selection irons steels and high performance alloys**. Ohio: ASM International, 1993. 2521 p.
- ASM HANDBOOK. **Surface Engineering**. Ohio: ASM International, 1994. 2534 p.
- ASM HANDBOOK. **Tool materials**. ASM International, 1995. 501 p.
- ATKINSON, H. V.; SHI, G. Characterization of inclusions in clean steels: a review including the statistics of extreme methods. **Progress in Materials Science**. Sheffield, v. 48, p.457-520, Aug. 2002.
- BECK, J.; SCHRUFF, I. Analysis of defects of pressure die casting dies. In: INTERNATIONAL TOOL CONFERENCE. 10. 2016, Bratislava, Slovakia. **Proceedings...**Slovak Academy of Sciences, Oct. 2016, p.281-290.
- BECKER, H. J. RASCHE, K. Hot-work tool steels for drop forging. **Journal of Mechanical Working Technology**. Amsterdam, v.2, p.267-278, mai.1978.

BIELEFELDT, W. V.; MARCON, L.; VILELA, A. C. F. Estudo experimental do tratamento de inclusões com cálcio em escala laboratorial. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**. São Paulo, v.5, n.2, p.77-82, Out-Dez .2008.

BISCHOF, M.; STARON, P.; CALISKANOGLU, D.; LEITNER, H.; SCHEU, C.; CLEMENS, H. On the overaging behavior of tool steel X38 CrMoV5-3. **Materials Science Engineering A**. Leoben, v.472, p.148-156, mar. 2007.

BOTH, G. B. **Caracterização e avaliação tribológica de superfícies resistentes ao desgaste para aplicação em ferramentas de conformação a frio**. Dissertação (Mestrado) - Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, UFRGS, Porto Alegre, 2011.

BREITLER, R. SHINDLER, A. The importance of heat treatment of H-13 for diecasting dies. In: INTERNATIONAL DIE CASTING CONGRESS AND EXPOSITION, 13, 1985, Milwaukee, WI. The Society of Die Casting Engineers. Inc.**Proceedings...** Jun. 1985, p.1-9.

BRUCHER, H. Proper heat treatment in critical for best die performance. **Die Casting Engineering**. Ohio, p.14-15, Nov./Dec. 1992.

BUCHMAYR, B. Damage, lifetime and repair of forging dies. In: INTERNATIONAL TOOL CONFERENCE. 10. 2016, Bratislava, Slovakia. **Proceedings...**Slovak Academy of Sciences, Oct. 2016, p.7-15.

BUDZYNSKI, P.; KARA, L. KUÇUKOMEROGLU, T.; KAMINSKI, M. The influence of nitrogen implantation on tribological properties of AISI H11 steel. **Vacuum**. Lublin, v.122, p.230-235, Oct. 2015.

CALISKANOGLU, D.; SILLER, I.; EBNER, R. Thermal fatigue and softening behavior of hot work tools steels. INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE: The use of Tool Steels: Experience and Research. 6. 2002, Karlstad, Sweden. **Proceedings...**Karlstad University, Sep. 2002, p.707-719.

CALLISTER, W. D. JR. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5ed.Rio de Janeiro: LTC, 2007, 589p.

CAMPBELL, J.; HARDING, R.A. **Introduction to casting technology**. TALAT Lecture 3201. EAA, 1994, 29p.

CANALE, L. C. F.; YAO, X.; GU, J.; TOTTEN, G. E. A historical overview of steel tempering parameters. **International Journal Microstructure and Materials Properties**. São Carlos, v.3, n.4/5, p.474-525, [s.m], 2008.

CATÁLOGO AUBERT E DUVAL - STEEL R6110: X38CrMoV5-3, 2017, 4p.

CATÁLOGO DEUTSCHE EDELSTAHLWERKE GmbH - Hot work tool steels. Witten, 2014, 75p.

CATÁLOGO ROVALMA - Hot work tool steel EN DIN 1.2367 ESR, Barcelona, 2015. 3p.

CATÁLOGO SCHMOLZ - Thermotur 2367 superclean: Aço de alta performance para trabalho à quente, 2017, 2p.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 6 ed. São Paulo: ABM, 1988. 576 p.

CHEN, Z. W.; JAHEDI, M. Z. Die erosion and its effect on soldering formation in high pressure die casting of aluminum alloys. **Materials & Design**. Victoria, v.20, p.303-309, Apr. 1999.

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

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

DADOO, A.; BOUTORABI, S. M. A.; KHEIRANDISH, S. Effect of titanium carbide concentration on the morphology of MC carbide in pulsed surface alloyed AISI H13 tool steel. *Optics and Laser Technology*. Tehran, v.112, p.236-244, Nov. 2018.

DELAGNES, D.; LAMESLE, P.; MATHON, M. H.; MEBARKI, N.; LEVAILLANT, C. Influence of silicon content on the precipitation of secondary carbides and fatigue properties of 5%Cr tempered martensitic steel. **Materials Science & Engineering A**. Albi, v.394, p.435-444, Nov. 2004.

FUCHS, K. D. Hot-work tool steels with improved properties for die casting applications. In: INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE: The use of Tool Steels: Experience and Research. 6. 2002, Karlstad, Sweden. **Proceedings...**Karlstad University, Sep. 2002, p.17-25.

FUCHS, K. D. Influence of heat treatment parameters on the properties of common hot-work tool steels. In: 7th INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE: Tooling Materials and Their Applications from Research to Market. 2. 2006, Torino, IT. **Proceedings...** Editrice Ancora, May 2006, p.91-98.

GABARDO, J. F. **Estudo da tenacidade do aço ferramenta H13**. 2008. 71 f. Dissertação (Mestrado) – Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná, UFPR, Paraná, 2008.

GARIBOLDI, E.; BONOLLO, F. PARONA, P. **Manuale della difettologia nei getti pressocolati**. 2 ed. Grado: Associazione italiana di metallurgia, 2010, 127p.

GARRISON, JR, W. M. Influence of silicon on strength and toughness of 5wt-%Cr secondary hardening steel. **Materials Science and Technology**, v.3, apr 1987, p.256-259.

GONÇALVES, C. S. **Efeito do processo de nitretação sob plasma no comportamento em fadiga térmica dos aços ferramenta para moldes para**

injeção de alumínio sob pressão. 2012. 173 f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, USP, São Paulo, 2012.

GRELLIER, A.; SIAUT, M. A new hot work tool steel for high temperature and high stress service conditions. In: 6th INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE: The use of Tool Steels: Experience and Research. 6. 2002, Karlstad, Sweden. **Proceedings...**Karlstad University, Sep. 2002, p.39-48

GURCAN, M.; SCHNEIDERS, T. BEUTLER, U. New hot work tool steel thermotur E 40 K superclean. In: INTERNATIONAL TOOL CONFERENCE. 10. 2016, Bratislava, Slovakia. **Proceedings...**Slovak Academy of Sciences, Oct. 2016, p.226-235.

HAN, Q.; VISWANATHAN, S. Analysis of the mechanism of die soldering in aluminum die casting. **Metallurgical and Materials Transactions A.** Oak Ridge, v.34A, p.139-146, Jan, 2003.

IMRAN, M. K.; MASOOD, S.H.; BRANDT, M.; BHATTACHARYA, S.; GULIZIA, S. Thermal fatigue behavior of direct metal deposited H13 tool steel coating on copper alloy substrate. **Surface & Coatings Technologies.** Melbourne, v.206, p.2572-2580, Nov. 2011.

JERINA, J.; KALIN, M. Initiation and evolution of aluminum-alloy transfer on hot-work tool steel at temperatures from 20°C to 500°C. **Wear.** Ljubljana, v.319, p.234-244, Aug. 2014.

KANG, M.; PARK, G. JUNG, J.G.; KIM, B. H.; LEE, Y. K. The effects of annealing temperature and cooling rate on carbide precipitation behavior in H13 hot-work tool steel. **Journal of Alloys and Compounds.** Seoul, v. 627, p. 359-366, Ago. 2014.

KARAGOZ, S.; FISCHMEISTER, H. F.; ANDRÉN, H. -O.; JUN, C. G. Microstructural changes during overtempering of high-speed steels. **Metallurgical Transactions A.** Istanbul, v.23A, p.1631-1640, Jun. 1992.

KARMAKAR, D. P.; GOPINATH, M.; NATH, A. K. Effect of tempering on laser remelted AISI H13 tool steel. **Surface & Coatings Technology.** Kharagpur, v.361, p.136-149, Jan. 2019.

KLOBCAR, D.; TUSEK, J.; TALJAT, B. Thermal fatigue of materials for die-casting tooling. **Materials Science & Engineering A.** Ljubljana, v.472, p.198-207, Mar. 2007.

KONESHLOU, M.; ASL, K. M.; KHOMAMIZADEH, F. Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical and wear behaviors of AISI H13 hot work tool steel. **Cryogenics.** Tehran, v. 51, p. 55-61, Nov. 2010.

KORECKI, M; OLEJNIK, J; KULA, P; WOLOWIEC, E. Best practice in heat treatment of large dies made of hot work tool steels. **Vacuum Technologies,** [s.l], v.4, p.39-45, [s.m], 2013.

KRAUSS, G. **Steels**: Processing, structure, and performance. Ohio: Materials Park, 2005, 613 p.

KRAUSS, G. Solidification, segregation and banding in carbon and alloy steels. **Metallurgical and Materials Transactions B**. [s.l], v.34B, p.781-792, Dec. 2003.

KUNDALKAR, D.; MAVALANKAR, M.; TEWARI, A. Effect of gas nitriding on the thermal fatigue behavior of martensitic chromium hot-work tool steel. **Materials Science & Engineering A**. Pune, v.651, p.391-398, Oct. 2015.

KWON, H. LEE, K. B.; YANG, H. R.; LEE, J. B.; KIM, Y.S. Secondary hardening and fracture behavior in alloy steel containing Mo, W and Cr. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Inchum, p.775-784, Mar.1997.

LERCHBACHER, C.; ZINNER, S. LEITNER, H. Direct or indirect: Influence of type of retained austenite decomposition during tempering on the toughness of a hot-work tool steel. **Materials Science & Engineering A**. Leoben, v.564, p.163-168, Dec. 2012.

LESKOVSEK, V.; SUSTARSIC, B.; JUTRISA, G. The influence of austenitizing and tempering temperature on the hardness and fracture toughness of hot-worked H11 tool steel. **Materials Processing Technologies**. Ljubljana, v.178, p.328-334, Apr. 2006.

LI, J.; CHEN, Y; HUO, J. Mechanism of improvement on strength and toughness of H13 die steel by nitrogen. **Materials Science & Engineering A**. Haidian District, v.640, p.16-23, May. 2015.

LIU, C. C.; WU, J. H.; KUO, C. C.; Low-cycle fatigue of DIN 1.2367 steels in various treatments. In: EUROPEAN CONFERENCE OF FRACTURE.16. 2006, Alexandroupolis, Greece. **Proceedings...**E. E. Gdoutos, Jul. 2006, p.217-218.

LIU, J. H.; WANG, G. X.; BAO, Y.P.; YANG, Y.; YAO, W.; CUI, X.N. Inclusions variations of hot working die steel H13 in refining process. **Journal of Iron and Steel Reseach**. Beijing, v.19, p.1-7, Jul. 2012.

LU, Y.; RIPPLINGER, K.; HUANG, X.; MAO, Y.; DETWILER, D.; LUO, A. A new fatigue life model for thermally-induced cracking in H13 steel dies for die casting. **Journal of Materials Processing Tech**. Columbus, v.271, p.444-454, Apr. 2019.

MAJKA, T. F.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. Development of microstructural banding in low-alloy steel with simulated Mn segregation. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Minerva, v.33A, p.1627-1637, Jun. 2002.

MEDVEDEVA, A.; BERGSTROM, J.; GUNNARSSON, S. ANDERSSON, J. High-temperature properties and microstructural stability of hot-work tool steels. **Materials Science and Engineering A**. Hagfors, v.523, p.39-46, Jun. 2009.

MELLOULI, D.; HADDAR, N.; KOSTER, A.; AYEDI, H. F. Hardness effect on thermal fatigue damage of hot-working tool steel. **Engineering Failure Analysis**. Tunísia, v.45, p.85-95, Jul. 2014.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. Efeito do Ti, Nb e V no crescimento de grão austenítico de um aço ferramenta para trabalho a quente. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**. São Paulo, v.1, n.3, p.7-12, Jan-Mar.2005.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. Novo aço ferramenta de alta resistência a quente. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**. São Paulo, v.3, n.3, p.63-68, Jan-Mar.2007.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. 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

MESQUITA, R. A.; KESTENBACH, H. J. U. Influence of silicon on secondary hardening of 5wt % Cr steels. **Materials Science and Engineering A**. São Paulo, v. 556, p.970-973, Jun. 2012.

MITTERER, C.; HOLLER, F.; USTEL, F.; HEIM, D. Application of hard coating in aluminum die casting - soldering, erosion and thermal fatigue behavior. **Surface and Coatings Technology**. Leoben, v.125, p.233-239, 2000.

MOLINARI, A. PELLIZZARI, M. STRAFFELINI, G.; PIROVANO, M. Corrosion behavior of a surface-treated AISI H11 hot work tool steel in molten aluminum alloy. **Surface and Coatings Technology**. Trento, v.126, p.31-38, Jan. 2000.

MOON, H. K.; LEE, K. B.; KWON, H. Influences of Co addition and austenitizing temperature on secondary hardening and impact fracture behavior in P/M high speed steels of W-Mo-Cr-V(-Co) system. **Materials Science and Engineering A**. Seoul, v. 474, p.328-334, Apr, 2007.

NI, Z.; SUN, Y.; XUE, F.; ZHOU, J.; BAI, J. Evaluation of electro slag remelting in TiC particle reinforced 304 stainless steel. **Materials Science & Engineering A**. Nanjing, v.528, p.5664-5669, Mar. 2011.

NORTH AMERICAN DIE CASTING ASSOCIATION NADCA#229-2006: **Aço de qualidade especial pra moldes & critérios de aceitação para tratamento térmico de molde de fundição sob pressão**: NADCA, 2006. 28 p.

NORTH AMERICAN DIE CASTING ASSOCIATION NADCA#229-2015: **Special quality die steel & heat treatment acceptance criteria for die casting dies**. Arlington Heights: NADCA, 2015. 34 p.

OLIVEIRA, A. C.; OLIVEIRA, M. F. G.; SILVA, D. A.; OLIVEIRA, R. M.; RIVA, R. Cordões de solda de nióbio tratados termicamente via implantação iônica por imersão em plasma. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**. São Paulo, p.1-8,[s.m], 2015.

PASCHKE, H.; WEBER, M.; KAESTNER, P.; BRAEUER, G. Influence of different plasma nitriding treatments on the wear and crack behavior of forging tools evaluated by Rockwell indentation and scratch tests. **Surface and Coatings Technology**. Dortmund, v.205, p.1465-1469, Jul. 2010.

PASTOR, A.; VALLES, P.; AMURRIO, I.; MENDINA, S. F. Heat treatment conditions to prevent failure in die cast X38CrMov5 steel parts. **Engineering Failure Analysis**. Torrejón de Ardoz, v.56, p.520-529, Oct. 2015.

PENG, W.; WU, X.; MIN, Y.; XU, L. Comparison of thermal fatigue behavior of plasma nitriding with compound layer and without it of H13 steel. In: INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE: The use of Tool Steels: Experience and Research. 6. 2002, Karlstad, Sweden. **Proceedings...**KarlstadUniversity, Sep. 2002, p.597-609.

PEREIRA, E. C. **Tratamento superficial por refusão a laser em aços AISI H13 e AISI 420**. 2006.53 f. Dissertação (Mestrado) - Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, UNICAMP, São Paulo, 2006.

PÉREZ, M.; BELZUNCE, F. J. The effect of deep cryogenic treatments on the mechanical properties of an AISI H13 steel. **Materials Science & Engineering A**. Gijón, v.624, p.32-40, Jan. 2015.

PERSSON, A.; HOGMARK, S.; BERGSTROM, J. Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels. **Surface and Coatings Technology**. Karlstad, v.191, p.216-227, jun. 2004.

PODGORNIK, B.; LESKOVSEK, V.; TEHOVNIK, F.; BURJA, J. Vacuum heat treatment optimization for improved load carrying capacity and wear properties of surface engineered hot work tool steel. **Surface and Coatings Technology**. Ljubljana, v.261, p.253-261, Nov. 2014.

REGULY, A.; STROHAECKER, T. R.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D. K. Quench embrittlement of hardened 5160 steel as a function of austenitization temperature. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Porto Alegre, v. 35A, p.153-162, Jan.2004.

RÉZAI-ARIA, F.; MEDJEDOUB, F.; DOUR, G.; LE ROUX, S. Some aspects of thermal fatigue of metallic tools. In: ABRASION CONFERENCE. 2005. **Proceedings...**France, 2005, p.237-251.

RISACHER, A. CHAPPELLE, P. JARDY, A. ESCAFFRE, J. POISSON, H. Electric current partition during vacuum arc remelting of steel: An experimental study. **Journal of Materials Processing Technology**. Nancy, v.213, p.291-299, Sep. 2012.

ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. **Tool steels**. 5 ed. ASM International, 1998. 364 p.

SCHRUFF, I.; GUMPEL, P. Corrosion - an often neglected phenomenon in hot-work tools. In: INTERNATIONAL TOOL CONFERENCE. 10. 2016, Bratislava, Slovakia. **Proceedings...**Slovak Academy of Sciences, Oct. 2016, p.102-111.

SCHWAM, D.; WALLACE, J. F.; BIRCEANU, S. The effect of cooling rate from the austenitizing temperature on the thermal fatigue cracking, microstructure and impact resistance of H13 die material. In: Cast Expo. 5. 2005, St. Louis, Missouri. **Proceedings...**Nadca, Apr. 2005, p.3-9.

SCHMIDT, N. Evaluation of the impact of different heat treatments on the toughness and tempering resistance for a Cr-Mo-V hot-work tool steel. Examensarbete Material design. Sverigie, 2016. 44p.

SHAH, M.; MABRU, C.; REZAI-ARIA, F. Characterisation of the surface damage of X38CrMoV5 (AISI H11) tool steel at room temperature and 600°C. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**. Albi, v.38, p.742-754, Jan. 2015.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2 ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988. 512 p.

SILVA, L. V. **Estudos dos mecanismos envolvidos em processos de endurecimento superficial a laser de ligas a base de alumínio**. 2011. 87 f. Dissertação (Mestrado) - Tecnologia Nuclear. Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN, São Paulo, 2011.

SJOSTROM, J.; BERGSTROM, J. Thermal fatigue testing of chromium martensitic hot-work tool steel after different austenitizing treatments. **Journal of Materials Processing Technology**. Karlstad, v. 153-154, p.1089-1096, 2004.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos**. 5 ed. São Paulo: Blucher, 1982, 286 p.

SUN, Y.; HANAKI, S.; UCHIDA, H.; SUNADA, H.; TSUII, N. Fatigue strength of laser-processed hot work tool steel. **ISIJ International**. Himeji, v.43, p.127-131, Aug.2002.

TONG, X.; DAI, M.-J.; ZHANG, Z.-H. Thermal fatigue resistance of H13 steel treated by selective laser surface melting and CrNi alloying. **Applied Surface Science**. Guangzhou, v. 271, p.373-380, Feb. 2013.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. 2 ed. Portland: Portland State University, 2006. 820p.

UGES, D.; GOBBER, F. PISA, A.; PELLIZZARI, M. DEIRMINA, F. Influence of surface finishing on the resistance to washout of an Al-alloy die casting tool steel. . In: INTERNATIONAL TOOL CONFERENCE. 10. 2016, Bratislava, Slovakia. **Proceedings...**Slovak Academy of Sciences, Oct. 2016, p.131-140.

VACHHANI, H.; RATHOD, M. SHAH, R. Dissolution and erosion of AISI H13 shot sleeve in high pressure die casting process. Engineering Failure Analysis. Pune, v.101, p.206-214, Mar. 2019.

VITRY, V.; NARDONE, S.; BREYER, J. -P.; SINNAEVE, M.; DELAUNOIS, F. Microstructure of two centrifugal cast high speed steels for hot trip mills applications. **Materials and Design**. [s.l.], v.34, p.372-378, Aug. 2011.

ZHANG, L.; THOMAS, G. G. State of the art in control of inclusions during steel ingot casting. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Urbana, v.37B, p.733-761, Oct. 2006.

ZHANG, Z.; DELAGNES, D.; BERNHART, G. Microstructure evolution of hot-work tool steels during tempering and definition of a kinetic law based on hardness measurements. **Materials Science & Engineering A**. Dalian, v.380, p.222-230, Mar. 2004.

XIA, S.W.; ZUO, P.; ZENG, Y.; WU, X. Influence of nickel on secondary hardening of a modified AISI H13 hot work die steel. **Materialwiss. Werkstofftech.** Shanghai, v.50, p. 197-203, Feb. 2019.

ZHU, H.; GUO, J.; JIA, J. Experimental study and theoretical analysis on die soldering in aluminum die casting. **Journal of Materials Processing Technology**. Beijing, v.123, p.229-235, Jun. 2001.

ZIEGER, B. Vacuum-heat-treatment of hot-work steel. In: INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE: The use of Tool Steels: Experience and Research. 6. 2002, Karlstad, Sweden. **Proceedings...**Karlstad University, Sep. 2002, p.643-655.