Cleber Michel Chiqueti

**Estudo das Distorções em Aços AISI 5160 e AISI 6150 com
Variação da Temperatura e da Agitação do Meio de
Resfriamento**

Dissertação apresentada à Escola de
Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo como parte
dos requisitos para a obtenção do Título
de Mestre em Engenharia Mecânica.
Área de Concentração: Materiais.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Luralice de Campos Franceschini Canale

São Carlos

2009

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo CLEBER MICHEL CHIQUETI.

Dissertação defendida e julgada em 21/10/2009 perante a Comissão Julgadora:

Prof.^a. Associada LAURALICE DE CAMPOS FRANCESCHINI CANALE (Orientadora)
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP)

APROVADO

Prof. Dr. CASSIUS OLÍVIO FIGUEIREDO TERRA RUCHERT
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP)

APROVADO

Prof. Dr.^a. ROSAMEL MELITA MUÑOZ RIOFANO
(Faculdade de Tecnologia/FATEC/Campus de Franca)

APROVADO

Prof. Associado JONAS DE CARVALHO
Coordenador do Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica

Prof. Titular GERALDO ROBERTO MARTINS DA COSTA
Presidente da Comissão da Pós-Graduação da EESC

Protocolado em 21/10/2009
Serviço de Pós-Graduação
EESC/USP

Dedico este trabalho a minha esposa, a minha filha, ao meu pai (in memorian), a minha mãe, as minhas irmãs, ao meu sogro, a minha sogra, aos meus cunhados, a minha cunhada, as minhas sobrinhas, ao meu sobrinho e à empresa Rassini-NHK.

Tudo quanto te vier à mão para fazer, faze-o conforme as tuas forças, porque na sepultura, para onde tu vais, não há obra, nem indústria, nem ciência, nem sabedoria alguma.

Livro do Eclesiastes: Capítulo: 9, Verso: 10

AGRADECIMENTOS

A Deus, o Autor e o Consumador da minha fé.

A minha família pelo incentivo, apoio e compreensão.

À professora Luralice Canale pela orientação, conselhos e paciência.

Ao professor George Totten pela coorientação, pelos questionamentos que nos levam ao aperfeiçoamento e pela ajuda nas referências bibliográficas.

À gerência e à diretoria da Rassini-NHK pela ajuda, incentivo e comprometimento com o desenvolvimento.

Aos meus amigos de trabalho pela ajuda na fabricação do tanque de simulação, dos corpos de prova, nos experimentos e na metalografia.

À Escola de Engenharia de São Carlos pela estrutura.

RESUMO

CHIQUETI, C. M. (2009). Estudo das distorções em aços AISI 5160 e AISI 6150 com variação da temperatura e da agitação do meio de resfriamento. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.

A distorção em tratamento térmico é a maior causa dos problemas na indústria. Existem vários parâmetros que compõem esse fenômeno. Com o avanço da tecnologia, a medição de algumas variáveis intrínsecas ao fenômeno da distorção se tornou possível, auxiliando no melhor conhecimento do processo o que resulta na diminuição do retrabalho e sucata na indústria. A concretização de melhoria em processos produtivos já é uma realidade; que se tornou possível com a diminuição dos limites de padronização e com processos de produção bem definidos e simplificados. Estudos localizados em determinados produtos específicos, bem como os seus meios de resfriamentos estão em constante evolução, tornando possível a troca de informação e tecnologia, auxiliando na diminuição dos desperdícios e contribuindo para a mitigação dos impactos ambientais.

Esse trabalho visa estudar as distorções produzidas em aços AISI 5160 e AISI 6150, com corpos de prova sensíveis a distorção, variando alguns fatores como, mudança em três níveis de temperatura e em três níveis de agitação em óleo mineral convencional; os quais fazem parte do processo produtivo na indústria. Variando as temperaturas do meio de resfriamento e a agitação do banho, é possível determinar com o auxílio estatístico, metalográfico, das curvas de resfriamento e das curvas das taxas de resfriamento quais são as variáveis que tem influência na distorção. Esses resultados mostraram que a agitação e a temperatura do meio líquido de resfriamento são parâmetros imprescindíveis de controle para uma uniformidade da têmpera para a obtenção das características desejáveis.

Palavras-chave: Tratamento térmico; meios de resfriamento; distorções em têmpera; deformação; tensão residual.

ABSTRACT

CHIQUETI, C. M. (2009). Distortion studies in AISI 5160 and AISI 6150 steel under variation of bath quenching temperature and agitation. M.Sc. Dissertation – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.

The heat treatment distortion is the biggest cause of problems at companies. There are many parameters which cause this phenomenon. Studies in specific products, as well as in the quenchants are always progressing what became possible the dissemination of information and also the technology, helping to decreasing of waste and to improve environment. With the technology improvement, distortion phenomenon has become well known, resulting in better control of variables decreasing scrap metal and rework. However, this subject still needs to be investigated. In his context, this work studies the distortion phenomenon in two different steels (AISI 5160 and AISI 6150) under variable conditions of the cooling. Mineral oil quenchant in three bath temperatures and three agitation levels were used in this work. Changing those parameters it was possible to determinate which conditions would promote worst results in terms of distortion. Statistics studies, cooling curves analysis and metallographic observation offered support for the obtained conclusion.

Keywords: Heat treatment; quenchant; quenching distortion; deformation; residual stress.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Parâmetros que afetam a distorção. (Adaptado de Totten e Howes, 1997)	31
Figura 2: Curva TTT do aço AISI 6150. (Adaptado de Atlas Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, 1977).....	34
Figura 3: Gráfico em função da dureza, do teor de carbono e da porcentagem da martensita formada. (Adaptado de Liscic, 1997).....	35
Figura 4: Temperatura de início de formação da martensita e sua morfologia em função do teor de carbono. a) Martensita de baixo carbono em forma de ripas. b) Martensita de alto carbono em forma de agulhas. Regiões brancas de austenita retida (Adaptado de Costa e Mei, 2006).....	36
Figura 5: Dispositivo para caracterização de temperabilidade. (Adaptado de Chiaverini, 1996).....	40
Figura 6: Curva de Temperabilidade. (Adaptado de Costa e Mei, 2006)	40
Figura 7: Temperabilidade de diversos aços AISI. (Adaptado de Askeland, 1994)...	41
Figura 8: Transformações metalúrgicas de um aço de acordo com as taxas de resfriamento. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993)	45
Figura 9: Gráfico demonstrativo dos três estágios de resfriamento, curva de resfriamento e curva da taxa de resfriamento. (Adaptado de Totten e Howes, 1997).....	45
Figura 10: Tensão de cisalhamento em função da taxa de deformação por cisalhamento de alguns fluidos. (Adaptado de Munson, Young, Okiishi, 2002).....	48
Figura 11: Curvas de resfriamento e curvas de taxa de resfriamento produzidas em quatro temperaturas diferentes com fluxo de 15 m/min em uma amostra de $\varnothing 38$ mm, temperada em água, com termopar no centro geométrico do corpo de prova. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993)	49
Figura 12: Curva e taxa de resfriamento do óleo um óleo mineral com taxa máxima de 108°C/s e temperatura da taxa máxima de 638°C	51
Figura 13: Efeito da seleção do meio de resfriamento em curvas de resfriamento em barra de $\varnothing 25,4$ mm. Velocidade do fluxo 0,5 m/s, em diferentes meios de resfriamento. (Adaptado de Totten e Howes, 1997).....	54
Figura 14: Tempo de molhamento e dureza superficial de um aço AISI 1040 em função da distância a partir da extremidade temperada de um corpo de prova ($\varnothing$	57

15mm x 45 mm), temperado em água em uma temperatura de 50°C, (a) sem agitação. (b) com agitação e fluxo de 1 m/s. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993).....	57
Figura 15: Sequência do fenômeno do molhamento em um corpo de prova cilíndrico, em têmpera com água. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993)	60
Figura 16: Coeficiente de transferência de calor versus temperatura de um aço austenítico cilíndrico (25 x 100mm) temperado em óleo rápido a 60°C com um fluxo de 0,3 m/s. (Adaptado de Tensi et al, 1997).....	62
Figura 17: Tipos de distorção em relação ao meio de resfriamento. (Adaptado de Totten e Pan, 2002)	65
Figura 18: Relação entre a probabilidade de trinca e o carbono equivalente (C_{eq}). (Adaptado de Totten e Howes, 1997)	67
Figura 19: Modelo de tensão residual elástico-plástico. (Adaptado de Todinov, 1999)	68
Figura 20: Probabilidade de trinca em função da taxa de resfriamento. (Adaptado de Tensi et al, 1997)	70
Figura 21: Geometria e dimensão do corpo de prova para o estudo de distorção (Dimensões em milímetros).	72
Figura 22: Tanque de simulação projetado por Tensi, e adaptado para o estudo das distorções em escala 3:1 (Dimensões em milímetros).....	74
Figura 23: Tanque de simulação.	75
Figura 24: Caixa projetada para a têmpera dos corpos de prova com carvão para evitar a descarbonetação (Dimensões em milímetros).	76
Figura 25: Método de medição da distorção dos corpos de prova.	78
Figura 26: Os pontos de medição da dureza na seção transversal do corpo de prova (Dimensões em milímetros).	80
Figura 27: Geometria e dimensão do corpo de prova com as posições das furações para os termopares (Dimensões em milímetros).	81
Figura 28: Metalografia da descarbonetação total de 0,04 mm do AISI 5160, temperado com temperatura do banho de 30°C e sem agitação. Ataque Nital 2,5% - Aumento: 100x.....	84
Figura 29: Metalografia do aço AISI 5160 mostrando ausência de descarbonetação. Temperado sem agitação e temperatura do meio de resfriamento de 30°C. Ataque: Nital 2,5% - Aumento: 100x.	85
Figura 30: Viscosidade cinemática do óleo em função da temperatura. (dados do fabricante)	89

Figura 31: Metalografia do núcleo de um corpo de prova AISI 5160 temperado com banho a 60°C e agitação moderada. Ataque com Nital 2,5%. Aumento: 1000x	95
Figura 32: Metalografia de uma trinca de um corpo de prova AISI 5160 temperado com banho a 60°C e sem agitação. Ataque com Nital 2,5%. Aumento: 1000x	95
Figura 33: Metalografia de uma trinca de um corpo de prova AISI 5160 temperado com banho a 60°C e agitação forte. Ataque com Nital 2,5%. Aumento: 1000x	95
Figura 34: Metalografia do centro de um corpo de prova AISI 6150 temperado com banho a 60°C e agitação forte. Microestrutura predominantemente martensítica. Ataque com Nital 2,5%. Aumento: 1000x.	98
Figura 35: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e sem agitação.....	99
Figura 36: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e sem agitação.....	99
Figura 37: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e agitação moderada.....	101
Figura 38: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e agitação moderada.....	101
Figura 39: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e agitação forte.....	103
Figura 40: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e agitação forte.....	103
Figura 41: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e sem agitação.....	105
Figura 42: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e sem agitação.....	105
Figura 43: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e agitação moderada.....	107

- Figura 44: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e agitação moderada..... 107
- Figura 45: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e agitação forte..... 109
- Figura 46: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e agitação forte..... 109
- Figura 47: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e sem agitação..... 110
- Figura 48: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e sem agitação..... 111
- Figura 49: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e agitação moderada..... 112
- Figura 50: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e agitação moderada..... 113
- Figura 51: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e agitação forte..... 114
- Figura 52: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e agitação forte..... 115

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Severidade de acordo com o meio de têmpera. (Adaptado de Krauss, 1997)	53
Tabela 2: Modelo de parâmetros usados para cálculo do H-factor. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993).....	53
Tabela 3: Temperatura de início da formação martensítica em relação ao teor de carbono. (Adaptado de Mackenzie e Lambert, 2003)	67
Tabela 4: Composição química dos aços utilizados nos experimentos.....	73
Tabela 5: Propriedades do óleo de têmpera.	73
Tabela 6: Combinação das 9 possibilidades entre temperatura e agitação do meio de resfriamento.	77
Tabela 8: Número de Reynolds para todas as condições de experimentos, em função da temperatura e tipo de fluxo.....	89
Tabela 9: Carbono equivalente, trincas, dureza invertida e resultados das durezas em Rockwell C (HRC.) de todas as condições de têmpera medidas em sete pontos da seção transversal dos corpos de prova do aço AISI 5160.....	93
Tabela 10: Carbono equivalente, trincas, dureza invertida e resultados das durezas em Rockwell C (HRC.) de todas as condições de têmpera medidas em sete pontos da seção transversal dos corpos de prova do aço AISI 6150.....	96
Tabela 11: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 e temperatura do banho de 30°C e sem agitação.....	100
Tabela 12: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 30°C e agitação moderada.	102
Tabela 13: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 30°C e agitação forte.	104
Tabela 14: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 60°C e sem agitação.....	106
Tabela 15: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 60°C e agitação moderada.	108

Tabela 16: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 60°C e agitação forte.	110
Tabela 17: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 90°C e sem agitação.	111
Tabela 18: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 90°C e agitação moderada.	113
Tabela 19: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 90°C e agitação forte.	115
Tabela 20: Distorção dos corpos de prova 1 e 2 do aço AISI 5160, em todas as condições de têmpera.	117
Tabela 21: Distorção dos corpos de prova 1 e 2 do aço AISI 6150, em todas as condições de têmpera.	118
Tabela 22: Valores preliminares da regressão linear múltipla para o aço AISI 5160	121
Tabela 23: Valores preliminares da regressão linear múltipla para o aço AISI 6150	121

LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CCT	Continuous Cooling Temperature
CFC	Cúbico de Face Centrada
CFD	Computing Fluid Dynamics
HT-MOD	Heat Treatment Modelling
ISO	International Standards Organization
JIS	Japanese Industrial Standards
M_f	Temperatura final da formação da martensita
M_s	Temperatura inicial da formação da martensita
M_{10}	Temperatura cuja estrutura martensítica é de 10%
M_{50}	Temperatura cuja estrutura martensítica é de 50%
M_{90}	Temperatura cuja estrutura martensítica é de 90%
M_{99}	Temperatura cuja estrutura martensítica é de 99%
Re	Número de Reynolds
SUS	Saybolt Universal Seconds
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
T_{30SA}	Têmpera com temperatura do banho a 30°C e sem agitação
T_{30AM}	Têmpera com temperatura do banho a 30°C e agitação moderada
T_{30AF}	Têmpera com temperatura do banho a 30°C e agitação forte

T_{60SA}	Têmpera com temperatura do banho a 60°C e sem agitação
T_{60AM}	Têmpera com temperatura do banho a 60°C e agitação moderada
T_{60AF}	Têmpera com temperatura do banho a 60°C e agitação forte
T_{90SA}	Têmpera com temperatura do banho a 90°C e sem agitação
T_{90AM}	Têmpera com temperatura do banho a 90°C e agitação moderada
T_{90AF}	Têmpera com temperatura do banho a 90°C e agitação forte
$Temperatura_{TRMAX}$	Temperatura na máxima taxa de resfriamento
$Tempo_{TRMAX}$	Temperatura na máxima taxa de resfriamento
$Tempo_{200}$	Tempo de resfriamento até 200°C
$Tempo_{300}$	Tempo de resfriamento até 300°C
TTT	Transformação – Tempo – Temperatura

LISTA DE SÍMBOLOS

ρ	Massa específica do fluído
ρ	Densidade do material
H	Fator de Grossman
λ	Condutividade térmica
A	Área
a	Difusidade térmica
Cr	Cromo
f	Fração de martensita formada após a têmpera
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
Q	Taxa de transferência de calor
Si	Silício
T	Temperatura
V	Vanádio
T_q	Temperatura aleatória
x, y, z	Coordenadas locais
C_p	Capacidade específica de calor em pressão constante
μ	Viscosidade dinâmica do fluído
h	Coeficientes de transferência de calor
V_A	Volume da austenita

E	Módulo de elasticidade
ε	Deformação
α_t	Coeficiente de expansão térmica
C_{eq}	Carbono equivalente
Re	Número de Reynolds
τ	Tensão de cisalhamento
du/dy	Deformação por cisalhamento
$(\Delta V/V) \cdot 100$	Mudança de volume em porcentagem
$100 - V_c - V_a$	Volume da martensita em porcentagem
V_c	Volume da cementita
V_a	Volume da austenita
$\Delta \varepsilon^t$	Deformação total
$\Delta \varepsilon^e$	Componente da deformação elástica,
$\Delta \varepsilon^{th}$	Componente da deformação térmica
$\Delta \varepsilon^{tr}$	Componente da deformação pela expansão volumétrica
$\Delta \varepsilon^p$	Componente da deformação e transformação plástica
σ_r	Tensão radial
σ_θ	Tensão tangencial
σ_z	Tensão longitudinal
x_{1j}	Velocidade do fluxo do meio de resfriamento (agitação)
x_{2j}	Temperatura do meio de resfriamento
K	Coeficiente de perdas distribuídas

$\dot{W}_{eixo}$	Taxa de realização de trabalho
h	Entalpia
c_p	Calor específico do líquido
t_1	Temperatura inicial do volume de controle
t_2	Temperatura final do volume de controle
V	Velocidade do fluido
D	Diâmetro do corpo de prova
$\dot{Q}$	Taxa líquida de transferência de calor para o sistema
g	Aceleração da gravidade
Y_j	Distorção
Di	Novo valor da distorção dos corpos de prova trincados
d_i	Valor inicial da distorção de cada corpo de prova trincado
n	Quantidade total das condições de têmpera

SUMÁRIO

RESUMO.....	11
ABSTRACT	13
LISTA DE FIGURAS	15
LISTA DE TABELAS	19
LISTA DE SIGLAS	21
LISTA DE SÍMBOLOS.....	23
1. INTRODUÇÃO	29
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	33
2.1. Martensita.....	33
2.2. Elementos de liga	37
2.3. Temperabilidade.....	38
2.3.1. Ensaio JOMINY	39
2.4. Dureza em aços temperados	41
2.5. Meios de resfriamentos na têmpera	44
2.5.1. Molhamento, curva de resfriamento e taxa de resfriamento.....	44
2.5.2. Severidade de têmpera e distorção.....	52
2.5.3. Óleos para têmpera.....	54
2.5.4. Transferência de calor no tratamento térmico	57
2.5.5. Técnicas de estimativa do coeficiente de transferência de calor.....	61
2.6. Distorções e tensão residual	63
3. METODOLOGIA E MATERIAIS	72
3.1. Meio de resfriamento.....	73
3.2. Tanque de simulação	73

3.3. Têmpera.....	75
3.4. Quadro de possibilidades e condições de temperaturas e agitação	76
3.5. Método estatístico – Regressão linear múltipla.	78
3.5.1. Número de experimentos	79
3.6. Dureza, ensaio metalográfico e características teóricas	79
3.7. Aquisição de dados para curva de resfriamento	81
3.8. Fluxo do líquido do meio de resfriamento – Número de Reynolds	82
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	84
4.1. Levantamento dos parâmetros ideais	84
4.2. Caracterização do fluxo no banho de resfriamento	86
4.3. Características de têmpera e dureza	90
4.4. Curvas de resfriamento e curvas da taxa de resfriamento	98
4.5. Distorções	117
4.6. Cálculo estatístico de regressão linear múltipla	120
5. CONCLUSÕES	125
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	127
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	128

1. INTRODUÇÃO

Tratamentos térmicos são operações de aquecimento e resfriamento que visam a afetar as características de aços e ligas especiais englobando uma das mais amplas faixas de temperaturas dentre os processos industriais que variam desde o tratamento subzero, para transformação da austenita retida, até a austenitização que em alguns tipos de aços rápidos pode chegar a 1280°C.

Segundo Totten e Howes (1997), no tratamento térmico de têmpera, os aços são aquecidos em altas temperaturas (temperaturas de austenitização), estabilizados por longos períodos, e então resfriados rapidamente em um meio de resfriamento. Esses drásticos resfriamentos são necessários para a obtenção da estrutura martensítica que apresenta boas propriedades mecânicas; porém isto, pode causar a distorção, levando a primeira mudança inesperada na geometria da peça, a menos que as condições sejam severamente controladas.

Em processos de manufatura, vários problemas de qualidade são causados pela mudança de geometria da peça devido à distorção, ocasionando sobras e retrabalhos (VOLKMUTH, 2006). A minimização do fenômeno da distorção é de grande importância econômica e deve ser investigada. De acordo com Totten e Howes (1997), somente na indústria automotiva, esse custo foi estimado em um bilhão e setecentos e trinta milhões de dólares, aparecendo distorção em estágios avançados na produção. Volkmuth (2006) relata que devido à influência de seus multiparâmetros, ela é difícil de ser detectada, e ainda mais de ser controlada. Há aproximadamente duzentas causas possíveis de distorção, e a maioria delas é atribuída ao tratamento térmico, provavelmente porque as suas consequências podem ser facilmente detectadas após a têmpera.

Ao longo dos últimos 15 a 20 anos foi reconsiderado que o problema da distorção necessita ser focado em todo o processo de manufatura, desde a fabricação do aço. Como uma consequência lógica, ela pode ser revelada por um sistema apropriado, cujas todas as etapas envolvidas podem contribuir com níveis de confiança significantes. Alguns sistemas para esse fim estão sendo aplicados por institutos e companhias.

Portanto a distorção é uma inesperada e inconsistente mudança em tamanho ou formato causado pela variação das condições do processo de manufatura.

Quanto maior for a peça submetida ao tratamento térmico, e maior o nível de precisão requerido, maior é a preocupação em relação à distorção. Entretanto, estudos realizados em algumas indústrias mostram a frustração em controlar, consistentemente, as dimensões do componente.

Cada parâmetro do processo produtivo pode afetar a forma final do produto, como mostrado na figura 1, a seguir:

Figura 1: Parâmetros que afetam a distorção. (Adaptado de Totten e Howes, 1997)

De acordo com Schüttenberg et al. (2006), as distorções em peças e componentes ocasionadas por tratamento térmico são resultados da interação do calor e da tensão de transformação com deformações plásticas.

As influências da formação da distorção em peças pelo processo de têmpera são desigualmente distribuídas pelas condições de transferência de calor, nos aquecimentos e resfriamentos.

Devido ao processo de resfriamento, aparecem as tensões internas (tensões residuais), que quando excedem à tensão de escoamento do material em questão, a peça ou corpo de prova sofre o fenômeno da distorção, e quando excedem a tensão de ruptura, sofre uma trinca (TOTTEN E HOWES, 1997). A intensidade das tensões e distorções está interrelacionada, e é determinada pelo processo de resfriamento, e também, pelas tensões de transformação desenvolvidas durante esse processo.

Um dos fatores que afetam de modo direto a distorção em peças é a mudança de volume durante a transformação de fase. No aquecimento de uma peça sua estrutura será transformada em austenita, acompanhada com uma redução de volume. No momento do resfriamento, esta estrutura se transforma da austenita para martensita, acompanhado por um aumento de volume – expansão volumétrica. Se devido a essa mudança de volume aparecer tensões internas, então se formará a tensão residual.

Buscando oferecer mais subsídios ao estudo da distorção, este trabalho se coloca no intuito de analisar os parâmetros de agitação e temperatura do banho de têmpera no fenômeno da distorção.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A têmpera é um processo importante de tratamento térmico, com o objetivo de alterar a microestrutura e com isto as propriedades mecânicas do aço, fornecendo dureza, e resistência ao componente.

Todo este processo gera tensões, que na maioria dos casos é algo inconveniente, exigindo estudos dos fenômenos para a sua minimização ou eliminação.

Um dos maiores problemas neste processo é a distorção, causada por fenômenos isolados ou ainda por suas interações. De acordo com Totten e Webster (2002), a distorção e trincas em peças, podem ser oriundas dos estágios de filme de vapor e borbulhamento no resfriamento, da não uniformidade do resfriamento, das tensões térmicas e também da expansão volumétrica devido à mudança de fase para a obtenção da martensita, que é o microconstituente desejado no processo de têmpera, dadas às suas características de dureza e resistência.

2.1. Martensita

No tratamento térmico de têmpera, a formação da martensita leva ao aumento da dureza do aço e da resistência à tração. Como consequência ocorre a redução da ductilidade (baixo alongamento e estrição), da tenacidade e o aparecimento de tensões internas, que podem ocasionar deformações, empenamento e trinca. Para a obtenção das características desejáveis em um processo de têmpera, deve-se controlar as condições do banho, em especial as de resfriamento.

A martensita é formada por uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro-alfa, e é obtida por um resfriamento rápido. O rápido resfriamento evita a

formação de estruturas menos resistentes como perlita, ferrita e bainita. Por ser uma fase obtida fora das condições de equilíbrio, a sua formação está prevista nos diagramas TTT, como mostrado na figura 2 em um aço AISI 6150. A partir da temperatura M_s se dá o início da transformação martensítica que cessa quando o M_f é atingido.

Figura 2: Curva TTT do aço AISI 6150. (Adaptado de Atlas Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, 1977)

A estrutura cristalográfica da martensita é tetragonal de corpo centrado – TCC, e de acordo com Todinov, Knott, Strangwood (1996), a martensita é formada a partir do escorregamento da austenita o que gera grandes tensões devido ao brusco resfriamento desde a temperatura de austenitização, e do aumento de volume decorrente da transformação da austenita para martensita. Segundo Krauss (1997), a martensita é dura, frágil e sua ductilidade é desprezível, pois o carbono situado nos interstícios restringe os movimentos das discordâncias, e também há um número pequeno de planos de escorregamentos apresentado pelo sistema tetragonal de corpo centrado.

Como a transformação martensítica ocorre por escorregamento da austenita, este processo é independente do tempo, e a temperatura de início da martensita depende do teor de carbono e dos elementos de liga. Segue a fração de martensita obtida para qualquer temperatura, conforme equação abaixo:

$$f = 1 - \exp[-0,01](M_s - T_q) \quad (1)$$

onde f é a fração de martensita formada após a têmpera, para qualquer temperatura, T_q , abaixo da temperatura de início da martensita, M_s .

De acordo com Sverdlin e Ness (1997), a capacidade de endurecimento e de obtenção da máxima dureza depende principalmente do teor de carbono no aço. Quanto maior a porcentagem de carbono, maior a supersaturação da estrutura TCC, maior a distorção da rede e maior a dureza. Além disso, quanto maior a quantidade de martensita obtida, maior a dureza.

A seguir é apresentada uma figura comparativa dos teores de carbono, porcentagem de martensita e dureza obtida.

Figura 3: Gráfico em função da dureza, do teor de carbono e da porcentagem da martensita formada. (Adaptado de Liscic, 1997)

As temperaturas M_s e M_f são influenciadas pela concentração de elementos de liga, pelo teor de carbono, pela segregação de elementos de liga que ocorre durante a solidificação.

Em alguns aços a temperatura M_f é abaixo da temperatura ambiente. Para uma quase ou completa transformação da austenita em martensita, deve-se resfriar até a temperatura M_f , que quando se encontra abaixo da ambiente pode ser alcançada por resfriamentos subzero. Há também ciclos de aquecimento e resfriamento que são empregados para obter a sua transformação em martensita, por meio da desestabilização da austenita.

Figura 4: Temperatura de início de formação da martensita e sua morfologia em função do teor de carbono. a) Martensita de baixo carbono em forma de ripas. b) Martensita de alto carbono em forma de agulhas. Regiões brancas de austenita retida (Adaptado de Costa e Mei, 2006).

O teor de carbono influencia também a morfologia da martensita. A martensita se apresenta em forma de ripas em aços de baixo teor de carbono ou em forma de agulhas em aços com maiores teores de carbono, conforme ilustrado na figura 4,

que mostra a morfologia da martensita e a variação da temperatura M_s em relação ao teor de carbono.

De acordo com Hougardy (1992), a morfologia da martensita para maiores teores de carbono torna a estrutura do aço mais frágil, o que potencializa o risco de falhas durante o tratamento térmico.

Além disso, conforme já comentado, a expansão volumétrica associada com a formação martensítica e o alto gradiente de temperatura e ainda a uniformidade do resfriamento, promove uma alta tensão residual que pode induzir à distorção e quebra da peça (SILVA ET AL., 2003).

2.2. Elementos de liga

Segundo Sverdlin e Ness (1997), no aço, além de ferro e teor de carbono até 2%, há ainda a presença de outros elementos químicos. Eles são adicionados com diferentes propósitos, interagindo com o ferro, carbono e outros elementos no aço, que resultam em mudanças nas propriedades físicas, químicas e mecânicas.

De acordo com Krauss (1997), alguns elementos presentes no aço são estabilizadores da austenita, como, o manganês, o níquel, e o nitrogênio; outros são estabilizadores da ferrita, como, o silício, o cromo e o nióbio; e outros que quando em quantidade suficiente são fortes formadores de carbonetos, entre eles são: titânio, nióbio, molibdênio e cromo.

Os elementos de liga influenciam a temperatura de início de formação da martensita - M_s , e também no posicionamento das curvas TTT, com relação aos eixos x e y. Há fórmulas empíricas para estimar a temperatura de início da martensita, como apresentada a seguir:

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 539 - 423 (\% \text{C}) - 30,4 (\% \text{Mn}) - 17,7 (\% \text{Ni}) - 12,1 (\% \text{Cr}) - 7,5 (\% \text{Mo}) \quad (2)$$

% dos elementos em peso.

Conforme Costa e Mei (2006), os elementos de liga podem influir nas propriedades dos aços temperados de três maneiras: alterações nas temperaturas de início e do fim da formação da martensita, aumento da dureza por solução sólida e alteração da temperabilidade, o que gera maior ou menor quantidade de martensita formada.

A maioria dos elementos químicos dissolvidos na austenita aumenta a temperabilidade do aço. O carbono tem grande influência na temperabilidade, porém seu uso em altas concentrações é limitado, pois resulta na perda de tenacidade e aumento da probabilidade de trincas e distorções no tratamento térmico.

2.3. Temperabilidade

Segundo Mackenzie e Lambert (2003) e Costa e Mei (2006), a temperabilidade é a habilidade do aço de adquirir dureza ao longo de sua seção transversal, e é a capacidade do aço de formar martensita a uma determinada profundidade em uma peça.

Segundo Funatani (2009), a temperabilidade do aço é influenciada pela composição química e mesmo dentro de uma determinada designação de aço, a composição química difere, dependendo do lote. Um lote com aço de maior temperabilidade é mais facilmente endurecido do que um com menor temperabilidade. Portanto a dureza do núcleo e a profundidade de endurecimento aumentam se a temperabilidade do aço é alta. Simultaneamente a distorção e a dureza do núcleo crescem, para as mesmas condições de tratamento térmico.

De acordo com Doane e Kirkaldy (1977), o carbono tem grande efeito na temperabilidade do aço, porém em teores elevado diminui a tenacidade, forma microestruturas mais duras, também nas condições recozidas, dificultando operações de deformação a frio e usinagem, e ainda pode provocar fragilidade a quente e induzir a peça a empenamentos e trincas nas operações de tratamento térmico.

Há diversas maneiras de se avaliar a temperabilidade, sendo o Ensaio Jominy uma das técnicas mais comumente usadas.

2.3.1. Ensaio JOMINY

O Ensaio Jominy consiste em aquecer um corpo de prova cilíndrico padronizado até a temperatura de austenitização, quando então é rapidamente resfriado por meio de um dispositivo especial, conforme figura 5. A extremidade inferior é resfriada rapidamente mediante a ação de um jato de água com vazão específica e em temperatura ambiente. Assim, a taxa de resfriamento assume um valor máximo na extremidade que está sendo temperada, diminuindo em função da posição deste ponto ao longo do comprimento do corpo de prova. São feitas posteriormente, medições de dureza ao longo do corpo de prova em intervalos de 1/16" e inseridas em relação à distância da extremidade temperada conforme mostrado na figura 6.

Figura 5: Dispositivo para caracterização de temperabilidade. (Adaptado de Chiaverini, 1996)

Figura 6: Curva de Temperabilidade. (Adaptado de Costa e Mei, 2006)

Assim diferentes aços podem ser comparados quanto à sua temperabilidade. Os mais temperáveis tendem a manter a dureza mesmo para posições distantes da extremidade temperada, como é o caso do aço AISI 4340 da figura 7:

Figura 7: Temperabilidade de diversos aços AISI. (Adaptado de Askeland, 1994)

2.4. Dureza em aços temperados

Conforme já mencionado anteriormente, a dureza em um determinado aço está relacionada com a quantidade de transformação de austenita em martensita.

Segundo Krauss (1997), os aços com teor de carbono acima de 0,3% são os mais adequados ao tratamento térmico de têmpera.

O aumento dos teores de carbono na composição química do aço tem como consequência, maior dureza e maior suscetibilidade para trincas e deformações. Devido a estas variáveis torna-se necessário, maior controle na extração do calor para a obtenção das propriedades mecânicas desejáveis. O controle no resfriamento das peças é de suma importância, considerando o nível de agitação e temperatura dos meios líquidos de resfriamento. A agitação, assim como a temperatura do meio de resfriamento são as duas variáveis mais acessíveis para uma mudança no

processo de têmpera, pois tem os melhores custos x benefícios, e suas modificações são mais simples que qualquer outra ajustagem no processo industrial. No processo industrial existem vários controles em específico, e sistemas de automatização para cada tipo de peça, com o objetivo de se conseguir os requisitos impostos ao produto, como por exemplo, a dureza.

A dureza do material temperado normalmente varia da superfície para o centro, sendo mais alta na superfície, onde maior quantidade de martensita é formada. Entretanto existe um fenômeno descrito na literatura e verificado na prática, chamado de dureza invertida.

De acordo com Arimoto et al. (2000), dureza invertida é um fenômeno que acontece em diversas classes de aços, onde a dureza é maior no centro do que na superfície, em uma dada seção transversal da peça. Segundo Shimizu e Tamura (1976), na dureza invertida, há ocorrência da formação de perlita e bainita na superfície; e conforme se avança ao centro da peça, há o surgimento da martensita.

A causa presumida desse fenômeno se deve à formação do filme de vapor do óleo durante o resfriamento na têmpera. A dureza invertida é causada por um lento resfriamento no estágio do filme de vapor, em uma faixa de temperatura, cuja velocidade deveria ser maior para evitar a formação da perlita e assim promover o endurecimento da superfície.

A dureza invertida pode ser prejudicial em determinadas aplicações de componentes mecânicos. Por apresentar dureza maior no núcleo que na superfície, peças de grandes solicitações de tensões ou que trabalhem em regimes cíclicos de tensões podem apresentar falhas e trincas.

Os mecanismos de resfriamento em meio líquido, que incluem a formação do filme de vapor, estão descritos mais adiante.

A dureza final pós têmpera depende também das condições da atmosfera do forno, pois durante o aquecimento até a temperatura de austenitização pode ocorrer o fenômeno de descarbonetação.

O problema devido ao fenômeno da descarbonetação já intrigava muitos estudiosos de metalurgia. Romaniv, Vyval e Dyakiv (1970) investigaram esse fenômeno durante o recozimento que gerou a propagação de trinca em dois tipos de aços.

De acordo com Stratton (2009), a descarbonetação é a perda de carbono da camada superficial em aço comum e em aço ligado, devido à reação do oxigênio com um ou mais elementos químicos em suas superfícies, o que produz uma acentuada queda da dureza superficial pós-têmpera.

No forno ainda pode ocorrer um fenômeno oposto à descarbonetação, ou seja, “o ganho de carbono na superfície”. Isto se dá devido a presença de óleos lubrificantes na superfície da peça. Esses óleos possuem hidrocarbonetos, e quando essas peças são submetidas a altas temperaturas, alguns elementos se evaporam, e o carbono que estava ligado a outro elemento, entra em contato com a superfície da peça criando uma “pseudo-cementação”.

Outro problema que traz confusão é a oxidação interna, a qual produz um efeito semelhante à descarbonetação. Porém, esse fenômeno é causado pela falta de elementos endurecedores em solução, como o cromo, que são convertidos em óxidos. Esse fenômeno é relativamente comum em processos de cementação gasosa.

A descarbonetação é geralmente causada pela reação entre o carbono dissolvido no aço e o oxigênio contido na atmosfera do forno. Segue abaixo a equação do processo de descarbonetação:

A descarbonetação, também, pode ser causada pela reação do carbono com o hidrogênio, conforme equação abaixo:

De acordo com Baggerly e Drollinger (1993), a descarbonetação (perda não intencional de carbono superficialmente) é um processo difusional e dependente da temperatura, do potencial de carbono e do coeficiente de difusão.

Portanto, a descarbonetação é um fenômeno que deve ser evitado, porém alguns processos ainda não são capazes de eliminá-lo. Assim são considerados aceitáveis os níveis de descarbonetação descritos na norma SAE 419J. Il'ina (1999) descreve a perda de resistência de um determinado material de acordo com a profundidade da descarbonetação.

Em relação à distorção, ela pode influir consideravelmente, e em peças de grandes solicitações podem ocorrer vários problemas, limitando-se a sua não aceitação em alguns processos e produtos.

2.5. Meios de resfriamentos na têmpera

2.5.1. Molhamento, curva de resfriamento e taxa de resfriamento

O meio de resfriamento deve proporcionar velocidade suficiente para garantir que a temperatura M_s seja atingida, sem que grandes proporções de outras fases de difusão sejam formadas. Assim diferentes meios de resfriamento ou condições de

resfriamento podem gerar diferentes durezas no componente. A figura 8 mostra três velocidades de resfriamento que proporcionarão diferentes microestruturas e, com isso, diferentes durezas do componente.

Figura 8: Transformações metalúrgicas de um aço de acordo com as taxas de resfriamento. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993)

Normalmente, na têmpera o resfriamento é obtido por meio de óleo, água, soluções de sais, soluções de polímeros, ou seja, por meios líquidos.

Em meios líquidos, o resfriamento normalmente ocorre em três estágios relacionados com a extração de calor, correspondentes aos estágios A, B e C, conforme figura 9.

Figura 9: Gráfico demonstrativo dos três estágios de resfriamento, curva de resfriamento e curva da taxa de resfriamento. (Adaptado de Totten e Howes, 1997)

Segundo Tensi et al. (1997), no primeiro estágio que corresponde ao filme de vapor, a temperatura de superfície da peça é suficientemente alta para vaporizar o líquido refrigerante e formar um filme estável ao redor da peça. O filme de vapor tem um efeito isolante e a taxa de resfriamento durante o filme de vapor é relativamente baixa. A temperatura abaixo da qual ocorre desestabilização do filme de vapor é chamado de temperatura de Leidenfrost.

Quando a temperatura da superfície é menor que a de Leidenfrost, o filme de vapor entra em colapso e se inicia o segundo estágio chamado de nucleação de bolhas ou borbulhamento. Neste estágio, o líquido, em contato com a superfície quente evapora o vapor de bolhas da superfície. Isto causa uma grande convecção, que resulta em uma alta taxa de transferência de calor do metal para o fluido.

De acordo com Tensi (1992), após estes estágios, a temperatura da superfície torna menor que o ponto de ebulição do líquido refrigerante, e a superfície é “molhada” pelo fluido. A taxa de resfriamento é baixa e é determinada pela taxa de convecção e viscosidade do líquido refrigerante.

A agitação tem grande importância na aceleração da remoção de calor, pela minimização do estágio do filme de vapor, e aceleração da remoção de calor dos estágios da nucleação de bolhas e convecção. Portanto um item que se deve considerar em qualquer projeto para têmpera, é o número de Reynolds.

O número de Reynolds é um número adimensional que considera, direta ou indiretamente, todas as variáveis do líquido contidas em um sistema de agitação. De acordo com Munson, Young e Okiishi (2002), o número de Reynolds é largamente utilizado nos escoamentos viscosos em tubo, porém em estudos de agitação é possível calculá-lo mesmo sendo um sistema de pás de hélices imersos em líquido em tanque de grandes proporções. A classificação para de tal número é: Reynolds

menor que 2000, tem-se regime laminar; Reynolds entre 2000 e 4000, tem-se regime de transição; e Reynolds maior que 4000, tem-se regime turbulento. Não existe regra para qual regime adotar para uma determinada tmpera. Cada linha de produo quem determina qual tipo de regime de escoamento e sistema de agitao a ser adotado, considerando principalmente a geometria da pea. Segue a frmula do nmero de Reynolds.

$$Re = \frac{V D}{\nu} \quad (7)$$

onde Re o nmero de Reynolds, V a velocidade do flido em m/s, D o dimetro do corpo de prova em m, e ν a viscosidade cinemtica do fluido em m/s.

De acordo com Fox, McDonald e Pritchard (2006), o nmero de Reynolds uma grandeza adimensional que depende, tambm, da viscosidade, a qual um dos parmetros para caracterizao do tipo de fluido que pode ser: newtoniano ou no newtoniano.

Para que um fluido seja caracterizado como newtoniano necessrio que ele obedea uma relao linear entre a tenso de cisalhamento e a taxa de deformao por cisalhamento (taxa de deformao angular), de acordo com a figura 10. A maioria dos fluidos comuns, tanto lquidos como gases newtoniano (MUNSON, YOUNG e OKIISHI, 2002).

Figura 10: Tensão de cisalhamento em função da taxa de deformação por cisalhamento de alguns fluidos. (Adaptado de Munson, Young, Okiishi, 2002)

Segundo Boyer e Cary (1998), a agitação acelera a quebra da camada do filme de vapor, produzindo o descolamento das bolhas pequenas que são freqüentes no segundo estágio. Com a circulação do líquido, homogeneiza-se o banho, ocorrendo uma rápida transferência de calor no estágio da convecção. De acordo com Totten e Webster (2002), a agitação aumenta a velocidade do molhamento no componente e uniformiza o resfriamento. Porém ressalta-se que a não uniformidade da agitação pode-se levar a graves consequências, gerando distorções, tensões residuais e trincas devido ao aumento nos gradientes térmicos entre superfície e centro do componente temperado.

Variações na taxa de extração de calor são obtidas e empregadas em meios industriais por meio de variações na temperatura do meio de resfriamento. Quanto maior a temperatura do banho, menor é a remoção de calor, desde que outros parâmetros permaneçam constantes.

De acordo com Boyer e Cary (1998), a temperatura do meio de resfriamento influencia fortemente a extração de calor da peça, pois os líquidos a altas

temperaturas tendem a aumentar o primeiro estágio do resfriamento. Porém não se evidência que em menores temperaturas o calor será mais rapidamente extraído, pois a taxa específica dependerá das variáveis intrínsecas de cada meio de resfriamento, como: geometria da peça, direção do fluxo de resfriamento, tipo do meio de resfriamento, viscosidade entre outros.

Segundo Totten e Webster (2002), com o aumento da temperatura do banho, aumenta-se a espessura do filme de vapor e a energia necessária para a evaporação do líquido diminui. Consequentemente a taxa de transferência de calor é reduzida, assim como a taxa máxima de resfriamento, com aumento na duração do estágio do filme de vapor. No estágio de convecção, a transferência de calor está interrelacionada com a diferença de temperatura do líquido, da superfície da peça, e da viscosidade do meio de resfriamento, a qual é responsável pelo fluxo de convecção em torno da peça. Na figura 11 são apresentadas diversas velocidades e taxas de resfriamentos com variação da temperatura do meio de resfriamento.

Figura 11: Curvas de resfriamento e curvas de taxa de resfriamento produzidas em quatro temperaturas diferentes com fluxo de 15 m/min em uma amostra de $\varnothing 38$ mm, temperada em água, com termopar no centro geométrico do corpo de prova.
(Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993)

A variação do tipo de aço e de sua massa faz a taxa de resfriamento e a amplitude de temperaturas variarem nos três estágios de resfriamento.

Genericamente as taxas de resfriamento mais rápidas obedecem às seguintes classificações de forma decrescente: soluções com sal, água, polímeros em soluções com água, óleos, gases inertes e ar.

Portanto, com o fornecimento dos dados de vários aços e suas taxas de resfriamento; pelo diagrama TTT é possível obter relações das variáveis no processo para a formação quase total da martensita, evitando a formação da perlita.

A taxa ideal de resfriamento é determinada pela temperabilidade do aço, como inúmeras variáveis que fazem parte do processo para o alcance do objetivo de uma ótima têmpera, que são: o meio de resfriamento, a espessura e geometria da peça, a condutividade térmica da liga, temperatura de austenitização e agitação.

Segundo Totten e Lally (1992), a função primária do meio de resfriamento é controlar a taxa de transferência de calor das peças durante a têmpera, com o objetivo de atingir os requisitos desejáveis do componente. Ao mesmo tempo, o meio refrigerante deveria ser capaz de proporcionar mínimas distorção e tensão residual devido à melhoria da uniformidade da têmpera em toda a superfície da peça. As propriedades físicas obtidas estão diretamente relacionadas com a taxa de resfriamento na peça. Portanto, a caracterização dos meios de resfriamento é bastante útil na determinação das variáveis do processo.

Existem vários métodos de se caracterizar o meio de resfriamento, incluindo aqueles que medem a dureza diretamente em peças ou em corpos de prova. As técnicas mais utilizadas para a medição da capacidade de resfriamento do meio refrigerante são: o teste da bola de níquel, o “quenchometer” da General Motors, o

teste de fio quente, o teste de cinco segundos de intervalo, e o teste da curva de resfriamento. O teste da curva de resfriamento tem sido o mais aceitável, como também, o mais útil para se descrever os mecanismos de têmpera. Estas curvas são sensíveis aos fatores que afetam a habilidade do meio refrigerante para a extração de calor, incluindo o tipo do meio refrigerante e as propriedades físicas, temperatura e agitação do banho, segundo Totten, Bates e Clinton (1993). Um exemplo dessas curvas é a de um óleo mineral que está mostrado na figura 12, onde também está inserida a taxa de resfriamento em função da temperatura, que é a primeira derivada da curva de resfriamento.

Figura 12: Curva e taxa de resfriamento do óleo um óleo mineral com taxa máxima de 108°C/s e temperatura da taxa máxima de 638°C.

Estas curvas são obtidas de acordo com a ASTM D 6200, onde uma sonda padrão de inonel ($\varnothing 12,5$ mm x 60 mm), com um termopar (tipo K) no seu centro geométrico, é aquecido até 850°C e então resfriado no meio de estudo.

2.5.2. Severidade de têmpera e distorção

Em processos convencionais, quanto mais rápidos for o resfriamento, maior será a probabilidade de distorção do componente.

Várias experiências já foram realizadas, a fim de se conhecer os mais diversos meios de resfriamento e suas características. Krupitskii e Ivanova (1970) concluíram em seus experimentos que o meio de resfriamento afeta a distorção que ocorre no tratamento térmico na seguinte ordem de severidade: KNO₃ a 45°C, óleo a 120°C e ar.

Quanto maior a capacidade de extração de calor, mais severo é o meio de resfriamento.

Grossman definiu experimentalmente o fator H para quantificar a severidade de um determinado meio de resfriamento, de acordo com a seguinte equação:

$$H = \frac{\alpha}{2 \cdot \lambda} \quad (8)$$

onde o fator H é a interface do coeficiente de transferência de calor, α é o coeficiente de transferência de calor e λ é a condutividade térmica.

A tabela 1 mostra a severidade e suas relações com o meio de resfriamento (meio de têmpera).

Tabela 1: Severidade de acordo com o meio de têmpera. (Adaptado de Krauss, 1997)

Modo do resfriamento	Severidade "H"		
	Óleo	Água	Salmoura
Sem agitação	0,25 - 0,30	1,0	2,0
Leve agitação	0,30 - 0,35	1,0 - 1,1	2,0 - 2,2
Moderada agitação	0,35 - 0,40	1,2 - 1,3	
Boa agitação	0,40 - 0,50	1,4 - 1,5	
Forte agitação	0,50 - 0,80	1,6 - 2,0	
Violenta agitação	0,80 - 1,10	4,0	5,0

A severidade é normalizada como sendo igual a 1, que corresponde a água em um meio sem agitação. A partir desse valor se tem todo o tipo de medição de severidade para os mais diversos meios de têmpera, e tipos de agitação.

Cálculos publicados por Dakins, Bates e Totten (1989) permitem estimar a severidade (H-factor), por meio da curva de resfriamento e através da equação:

$$H = A \times (C \cdot R_{1300})^C \exp(B \cdot CR_{1300}^D) \quad (9)$$

onde CR_{1300} é a taxa de resfriamento a 705°C (1300°F), obtido com um tipo de sonda de aço inoxidável 304 e A, B, C e D são valores obtidos conforme tabela 2.

Tabela 2: Modelo de parâmetros usados para cálculo do H-factor. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993)

Diâmetro da sonda (pol.)	Modelos de parâmetros			
	A	B	C	D
0,5	$2,802 \times 10^{-3}$	$1,857 \times 10^{-7}$	1,201	2,846
1,0	$2,348 \times 10^{-3}$	$2,564 \times 10^{-10}$	1,508	4,448
1,5	$2,309 \times 10^{-3}$	$5,742 \times 10^{-10}$	1,749	5,076
2,0	$3,706 \times 10^{-3}$	$3,546 \times 10^{-11}$	1,847	6,631

Conforme Tensi et al. (1997), a maior deficiência do fator H é a incorreta previsão que ocorre com a taxa de resfriamento durante a têmpera. O coeficiente de

transferência de calor e o fator H variam nos três estágios do resfriamento e no processo de molhamento.

Comparativamente ao óleo, a água é um meio de resfriamento mais severo e, portanto, se deve utilizá-la em têmperas cujas peças são de aços de mais baixa temperabilidade, o que contribui para o aumento das distorções, e assim, pode ser usada em componentes cujos limites de distorções sejam amplos.

Esta variação na severidade pode ser verificada nas curvas de resfriamento como mostrado na figura 13.

Figura 13: Efeito da seleção do meio de resfriamento em curvas de resfriamento em barra de $\varnothing 25,4$ mm. Velocidade do fluxo 0,5 m/s, em diferentes meios de resfriamento. (Adaptado de Totten e Howes, 1997)

2.5.3. Óleos para têmpera

Existem diversos tipos de óleos destinados ao tratamento de têmpera, podendo ser classificados em: óleos convencionais ou óleos frios, óleos acelerados

e óleos para martêmpera ou óleos quentes. Segundo Tensi et al. (1997), alguns óleos podem ser usados para aços ao carbono, com baixos e altos teores em liga. Entretanto, para cada tipo de aço há um óleo de têmpera mais adequado. Assim diferentes meios de resfriamento proporcionarão diferentes curvas de resfriamento, e também, diferentes condições de banho (temperatura e agitação) gerarão diferentes comportamentos.

Segundo Totten, Bates e Clinton (1993), os óleos convencionais são tipicamente óleos minerais e contêm antioxidantes para reduzir as taxas de oxidações e degradação térmica. A maioria desses óleos tem viscosidade que variam de 100 a 110 SUS (Saybolt Universal Seconds), a 40°C, mas algumas viscosidades podem atingir até 200 SUS a 40°C. Os óleos convencionais não contêm aditivos para aumentar a taxa de resfriamento.

Os óleos acelerados são usualmente formulados de óleo mineral e contêm um ou mais aditivos. As viscosidades desses óleos variam de 50 a 100 SUS (Saybolt Universal Seconds) a 40°C.

Os óleos para martêmpera ou óleos quentes são usados em temperaturas que variam de 95°C a 230°C, e são formulados a partir do óleo mineral de solvente refinado, com uma alta fração de parafina para a otimização da oxidação e estabilidade térmica.

O objetivo de qualquer meio de resfriamento é a produção de transformações metalúrgicas desejáveis relacionadas às propriedades físicas como a resistência mecânica, dureza e tenacidade, prevenindo trincas e minimizando as distorções através do controle das taxas de resfriamento durante a têmpera.

Além do processo de obtenção das características desejáveis no processo de têmpera, deve-se considerar a segurança da operação, cujo item principal a ressaltar, é o ponto de fulgor.

Segundo Totten, Bates e Clinton (1993), ponto de fulgor de um líquido orgânico é a temperatura na qual o líquido que está em equilíbrio com seu vapor, produz uma combinação de fase gasosa inflamável que não continua a queimar quando exposta a uma fonte de centelha ou chama.

Nos óleos de têmpera, o ponto de fulgor deve ser alto (não contém frações voláteis) que prolongam a fase de vapor, tornando o óleo mais lento, além de menos inflamável.

Mudanças no ponto de fulgor indicam contaminação, presença de gases ou degradação do óleo. Assim a presença de compostos voláteis no óleo de têmpera prolonga o estágio do filme de vapor e diminui o ponto de fulgor, aumentando o risco de incêndio.

Com o aumento da temperatura do meio de resfriamento, além do ponto de fulgor, a viscosidade do óleo é aumentada, e influencia a extração de calor e o molhamento do metal.

De acordo com Totten, Bates e Clinton (1993) há uma relação entre viscosidade do líquido (óleo), o molhamento e a taxa de resfriamento. Quanto maior a viscosidade, maior é o molhamento e menor é a taxa de resfriamento. O resultado desta relação está apresentado na figura 14a, cuja dureza aumenta quando o tempo de molhamento diminui. Na figura 14b, devido à agitação, a dureza está uniformemente distribuída, e o tempo de molhamento é menor comparado ao sistema sem agitação, pois o fluxo contribui para a diminuição ou eliminação do filme de vapor e, também, na remoção das bolhas no estágio de borbulhamento.

Figura 14: Tempo de molhamento e dureza superficial de um aço AISI 1040 em função da distância a partir da extremidade temperada de um corpo de prova ($\varnothing$ 15mm x 45 mm), temperado em água em uma temperatura de 50°C, (a) sem agitação. (b) com agitação e fluxo de 1 m/s. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993)

2.5.4. Transferência de calor no tratamento térmico

De acordo com Tensi et al. (1997), o calor ao redor da peça produz gradientes de temperaturas da superfície ao centro da peça, transferindo calor por condução da região com maior temperatura, para a região com menor temperatura. Este fenômeno pode ser expresso pela segunda lei de Fourier da transferência de calor, conforme a equação seguinte:

$$Q = -\lambda A \frac{\delta T}{\delta x} \quad (10)$$

onde Q é a taxa de transferência de calor em J/s, λ é a condutividade térmica em J/(s.m.K), A é a área em m², T é a temperatura em K, e x é a coordenada local.

Essa transferência de calor no sólido, onde há mudanças de temperaturas em função do tempo, são expressas por:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \left(\frac{\delta^2 T}{\delta x^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta z^2} \right) \quad (11)$$

onde T é o tempo em s, a é a difusidade térmica em m²/s, e x , y e z são coordenadas locais.

De acordo com a equação acima, a distribuição de temperatura dentro de um corpo não depende somente do gradiente de temperatura local, mas também da difusidade térmica, que inclui todos os parâmetros termodinâmicos do material. A difusidade térmica “ a ” é definida por:

$$a = \frac{\lambda}{\rho C_p} \quad (12)$$

onde λ é a condutividade térmica em J/(s.m.K), ρ é a densidade do material em Kg/m³ e C_p é a capacidade específica de calor em pressão constante em J/(Kg.K).

A condutividade térmica, segundo Callister (2002) é definida como sendo a habilidade da transferência de calor através de um determinado material, e que é representada no sistema internacional por Watts por metro Kelvin (W/mK).

A capacidade térmica (ρC_p) não varia consideravelmente com a composição química, mas a condutividade térmica das ligas ferrosas varia com a temperatura.

De acordo com Tensi et al. (1997) a diminuição da condutividade térmica é causada pela distorção do reticulado alotrópico do ferro, devido à inserção de átomos de outros elementos.

Além da temperatura e elementos de liga, a condutividade térmica é influenciada pelas tensões internas e mudanças estruturais. Na transformação da austenita para ferrita a condutividade térmica aumenta descontinuamente em aproximadamente 7%. Cada fase de transformação é acompanhada por uma mudança no calor latente e no volume específico e não existe método preciso para determinação destas variáveis.

Com intensos estudos do fenômeno da transferência de calor e condutividade térmica, outra variável é importante na compreensão das trocas de calor entre meios de resfriamentos líquidos e peça, é o molhamento.

De acordo com Totten, Webster e Gopinath (1996), durante o estágio inicial, o filme de vapor impede o molhamento da superfície, pois este filme impede o contato do líquido com a superfície do componente. Em óleo e água, com processo de têmpera sem agitação, o molhamento não acontece uniformemente na peça, ou seja, os três estágios de resfriamento podem ser encontrados simultaneamente no componente.

O molhamento se inicia na parte inferior da amostra, e a frente de molhamento, que corresponde à interface entre o filme de vapor e o borbulhamento, ascende em direção ao topo. Além disso, uma frente descendente pode ser observada em têmperas executadas em óleo. A figura 15 apresenta o fenômeno do molhamento ascendente, em seis estágios.

Esta simultaneidade de condições de resfriamento existente no componente é, o que já foi mencionado, como não uniformidade, pois praticamente os três estágios de resfriamento no componente, atuarão ao mesmo tempo, e cada um deles apresentará valores muito diferentes de referência de calor. Este fenômeno é

reconhecido como uma das principais fontes de distorção (TOTTEN E WEBSTER, 2002).

Figura 15: Sequência do fenômeno do molhamento em um corpo de prova cilíndrico, em têmpera com água. (Adaptado de Totten, Bates e Clinton, 1993)

A velocidade de espalhamento do molhamento e o intervalo da presença simultânea de filme contínuo e do borbulhamento podem ser fortemente

influenciados pela mudança das propriedades físicas do meio refrigerante e da amostra, provocando taxas de extração de calor muito diferentes.

A grande importância da cinética do molhamento para o endurecimento do aço é explicada pelo seu processo, e a dureza da superfície ao longo do comprimento da peça.

Segundo Totten, Bates e Clinton (1993), a têmpera em água e óleo geralmente resulta em uma velocidade de molhamento lento, porém com a agitação do líquido, se aumenta esta velocidade e se reduz o tempo no qual as diferentes fases de resfriamento estão simultaneamente presentes, considerando que a taxa de transferência de calor da superfície para o fluido aumenta na transição da fase do filme de vapor para a fase do borbulhamento, evidenciando que o comportamento do processo de molhamento tem um significativo efeito no comportamento do resfriamento, da distribuição de dureza e do potencial de distorção.

2.5.5. Técnicas de estimativa do coeficiente de transferência de calor

Somente na simulação computacional, as curvas de resfriamento são insuficientes para quantificar a transferência de calor dos meios de têmpera. Portanto, é necessário que se obtenham os coeficientes de transferência de calor h , na superfície do metal como condição de contorno para análise numérica do processo. As diferenças dos coeficientes de transferência de calor em cada estágio durante o resfriamento de têmpera estão demonstradas na figura 16.

Figura 16: Coeficiente de transferência de calor versus temperatura de um aço austenítico cilíndrico (25 x 100mm) temperado em óleo rápido a 60°C com um fluxo de 0,3 m/s. (Adaptado de Tensi et al, 1997)

Segundo Reddy et al. (2001), durante a fase do filme de vapor a transferência de calor é baixa, porém com a diminuição da temperatura, o líquido atinge o estágio do borbulhamento, no qual o valor do coeficiente de transferência de calor é máximo. No estágio da convecção o coeficiente volta a diminuir.

Segundo Narazaki et al. (1999), o método inverso é o mais aplicado para a obtenção dos coeficientes de transferência de calor, através dos valores das curvas de resfriamento obtidas por sondas padronizadas. De acordo com Beck, Blackwell e Clair (1985), o método inverso consiste na determinação do fluxo de calor pelo interior da peça. Isto se deve porque em algumas ocasiões não é possível determinar este fluxo pela superfície. Portanto, apesar do método inverso ser mais complexo, se comparado à solução direta, medir uma característica através da superfície poderia acarretar imprecisões na leitura do termopar.

De acordo com Smith (2000), os programas para esta leitura foram desenvolvidos em métodos numéricos, como: elementos finitos, diferenças finitas ou elementos de contorno, considerando geometrias simples e modelos lineares às propriedades do material, podendo-se usar em peças com geometria complexa e com vários tipos de materiais (termopares) para a leitura da característica investigada. Penha et al. (2005) utilizaram esta técnica disponibilizada no HT-MOD em diversos trabalhos de simulação do processo de tratamento térmico.

2.6. Distorções e tensão residual

Através dos tempos, muitos trabalhos foram feitos para o conhecimento e comportamento das distorções e suas variáveis.

Nakhimov e Bron (1966) concluíram que a deformação devido ao tratamento térmico consiste em três componentes: variação do tamanho da peça devido o aumento do volume específico do aço, deformação do formato e empenamento da peça.

Conforme comentado, de acordo com Totten, Bates e Clinton (1993), alguns componentes podem produzir a distorção durante a têmpera, devido a não uniformidade do resfriamento, tensões térmicas, expansão volumétrica causada pela mudança de fase para a obtenção da martensita. Segue a equação de expansão volumétrica:

$$\left(\frac{\Delta V}{V}\right) \times 100 = (100 - V_C - V_A) \times 1,68 + V_A \times (-4,64 + 2,21 C) \quad (13)$$

onde $\left(\frac{\Delta V}{V}\right) \times 100$ é a mudança de volume em porcentagem, $(100 - V_c - V_A)$ é o volume da martensita em porcentagem, V_c é o volume da cementita não dissolvida em porcentagem, e V_A é o volume da austenita em porcentagem.

Totten e Webster (2002) e Berns (1989) afirmam que se conhecido o valor da transformação volumétrica $(\Delta V / V)$ é possível calcular as tensões internas do componente devido à diferença de temperatura (ΔT) oriundas do aquecimento e resfriamento, conforme a equação:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon = E \cdot \frac{1}{3} (\Delta V / V) = E \cdot \alpha_t \cdot \Delta T \quad (14)$$

Onde E é o módulo de elasticidade e α_t é o coeficiente de expansão térmica.

Segundo Kobasko (1992), se uma peça de aço está uniformemente aquecida, e é rapidamente resfriada em algum meio de resfriamento (água, óleo convencional, óleo rápido, etc.), o gradiente de temperatura criada nesse processo, entre a superfície (que está em processo de contração devido ao contato com o meio refrigerante) e o núcleo da peça (que está aquecido e em expansão); provoca o fenômeno da distorção. Assim, a superfície que está em processo de compressão, e o núcleo que está em processo de tensão causam o escoamento plástico interno. Devido a isso é desejável minimizar sempre o gradiente térmico entre a superfície e o núcleo da peça.

Totten e Pan (2002) relacionam o tipo de distorção com o meio de resfriamento. Na figura 17 segue o comportamento da distorção. No item A, essa distorção acontece em aços de médio e alto teor de carbono resfriado em água. No item B, essa distorção ocorre em vários aços ligados temperados em óleos e em banhos de nitratos. No item C, cuja figura não mostra distorção, esse fenômeno ocorre em aços com médio e alto teor de carbono temperados em banho de nitrato.

Estes casos se devem às atuações das tensões de transformação e térmicas no processo de têmpera, evidenciando que devido à alta severidade da têmpera em água, ocorre o comportamento conforme o item A. Para as demais condições de resfriamento, na qual a severidade é menor que a da água, os comportamentos são evidenciados pelos itens B e C.

Figura 17: Tipos de distorção em relação ao meio de resfriamento. (Adaptado de Totten e Pan, 2002)

Uma das formas para a minimização da distorção é o tratamento térmico chamado martêmpera, cujo resfriamento é interrompido por algum tempo a uma temperatura superior ao M_s , com o objetivo de eliminar ou reduzir substancialmente os gradientes térmicos, prosseguindo para a formação martensítica (COSTA E MEI, 2006). De acordo com Tensi et al. (1997), as tensões residuais são minimizadas devido à maior homogeneização na distribuição de temperatura, e também pela baixa taxa de resfriamento durante a formação da martensita.

De acordo com Totten, Bates e Clinton (1993), a otimização da agitação durante o resfriamento também permite o controle do gradiente térmico e, com isso, minimizar as distorções.

Segundo Totten e Webster (2002), mudanças no formato e no volume durante o aquecimento e resfriamento podem ser atribuídas a três causas fundamentais:

a) Tensões residuais que causam mudanças no formato quando excedem o limite de escoamento do material. Isso ocorrerá no aquecimento quando as propriedades declinam.

b) Tensões causadas pela expansão diferencial devido ao gradiente térmico. Essas tensões aumentarão com o gradiente térmico e causarão deformação plástica, quando o limite de escoamento é excedido.

c) Mudanças de volume devido à mudança de fase. Essas mudanças de volume estarão contidas no sistema de tensão residual até o limite de escoamento ser excedido.

Segundo Mackenzie e Lambert (2003), a obtenção das propriedades mecânicas desejáveis com baixa distorção é usualmente um balanceamento de ações. A baixa distorção ou tensão residual normalmente está em detrimento a sacrifícios das propriedades mecânicas. As diversas composições químicas dos aços têm diferentes suscetibilidades a este problema de distorção durante a têmpera.

Esta “medida de suscetibilidade” é feita por meio do carbono equivalente - C_{eq} , conforme a equação seguinte:

$$C_{eq} = C + \frac{Mn + Mo}{5} + \frac{Cr + Ni}{10} \quad (\%) \quad (15)$$

As trincas e distorções são diretamente proporcionais com o aumento do teor de carbono equivalente - C_{eq} – sendo de 0,52%, o valor crítico. Na figura 18 é apresentada a probabilidade trinca x carbono equivalente.

Figura 18: Relação entre a probabilidade de trinca e o carbono equivalente (C_{eq}). (Adaptado de Totten e Howes, 1997)

Esta tendência poderá diminuir, se um meio de resfriamento adequado é usado, que deve ser rápido o suficiente para se alcançar as propriedades desejadas, porém lento o suficiente para não ocasionar trincas e excessivas distorções.

Esta característica está relacionada ao posicionamento da temperatura M_s . A tabela 3 mostra a influência do carbono no posicionamento da temperatura M_s .

Tabela 3: Temperatura de início da formação martensítica em relação ao teor de carbono. (Adaptado de Mackenzie e Lambert, 2003)

Teor de carbono	M_s
0,20%	430°C
0,40%	360°C
1,00%	250°C

Associada a uma tensão, há sempre uma deformação. No caso da têmpera, as tensões são oriundas de diferentes fontes, o que faz com que a deformação no componente seja uma somatória, como mostrado na equação 16.

$$\Delta\epsilon^t = \Delta\epsilon^e + \Delta\epsilon^{th} + \Delta\epsilon^{tr} + \Delta\epsilon^p \quad (16)$$

onde $\Delta\epsilon^t$ é a deformação total, $\Delta\epsilon^e$ é a componente da deformação elástica, $\Delta\epsilon^{th}$ é a componente da deformação térmica, $\Delta\epsilon^{tr}$ é a componente da deformação pela expansão volumétrica, $\Delta\epsilon^p$ é a componente da deformação e transformação plástica.

Estas variáveis são referenciadas a um modelo axisimétrico, conforme figura 19, cuja distribuição de temperatura, tensões e deformações são simétricas em relação ao eixo do corpo de prova, considerando um corpo de prova infinito, cujas tensões σ_r , σ_θ e σ_z atuam em um elemento de volume $r \Delta r \Delta \theta \Delta z$.

Figura 19: Modelo de tensão residual elástico-plástico. (Adaptado de Todinov, 1999)

Segundo Arimoto et al. (2006), a distorção em um corpo sólido é considerado como a deformação cristalina e deslocamento por escorregamento em níveis microscópicos. Durante o resfriamento, a mudança da estrutura metálica da fase de transformação e os espaços atômicos devido à expansão térmica influenciam na geração de distorções.

A distorção microscópica em sólido é tratada macroscopicamente em quantidade que se denomina deformação. A deformação é classificada como elástica, térmica, transformação de fase, plástica, transformação plástica e fluência, a qual cada uma corresponde a comportamentos microscópicos diferentes. A

sumarização desses diferentes tipos de deformações é designada como uma total de deformação que representa a distorção, quando há o aumento da magnitude da tensão além do limite de escoamento, a deformação plástica ocorrerá. Se a tensão aumenta na região plástica, a deformação por escorregamento dos planos será ativada. Se a distorção ocorrer somente por escorregamento de planos e não houver mudanças no espaço atômico, o volume dos sólidos permanecerá constante, conforme comentado anteriormente.

Estes são estudos teóricos e úteis, principalmente na simulação das distorções em tratamento térmico, considerando vários parâmetros, os quais são verificados somente em análise laboratorial, pois na indústria isto demandaria inúmeros recursos, e talvez alguns desses recursos seriam impossíveis de se executar.

Porém na mecânica moderna há uma maneira de se minimizar e até evitar o fenômeno da distorção e trincas conhecido por têmpera intensiva. Têmpera intensiva, segundo Tang et al. (2005), é caracterizada por uma alta taxa de resfriamento aplicada uniforme e inteiramente na superfície da peça, criando uma camada fina e uniforme de martensita em toda a superfície. Quando a peça é resfriada muito rapidamente e uniformemente, uma fina camada martensítica forma simultaneamente em toda a periferia da peça e cria uma alta tensão residual compressiva, que resulta em baixas distorções e pequenas probabilidades de trincas. Assim, no momento em que a tensão residual na superfície atinge seu valor máximo, o resfriamento intensivo por água é interrompido, e o resfriamento no núcleo continua ao ar, pela camada de martensita já transformada na superfície. Isto é o contraste em relação aos meios de resfriamentos convencionais, cujas peças são endurecidas através de óleo ou uma solução de água e polímeros. Com o

processo de têmpera intensiva, altas tensões residuais de compressão são criadas na superfície da peça, enquanto que a têmpera por óleo, ou não produz tensão residual, ou produz uma tensão residual de tração.

Geralmente as taxas máximas de resfriamento de óleos ou polímeros estão em torno de 170°C/s , mas com a têmpera intensiva esta velocidade é muito maior, conforme figura 20.

Figura 20: Probabilidade de trinca em função da taxa de resfriamento. (Adaptado de Tensi et al, 1997)

De acordo com Tensi et al. (1997), a figura 20 mostra claramente o efeito geral da taxa de resfriamento, e a probabilidade de trincas. A probabilidade de aparecimento de trincas em têmpera é pequena, em uma baixa e, em uma muito alta taxa de resfriamento, desde que o resfriamento seja uniforme. Na zona intensiva ou abaixo dela, os benefícios da têmpera intensiva como alta dureza e baixa distorção serão obtidas. Não é possível temperar tão rápido, porque uma vez que a temperatura da superfície da peça alcança a temperatura do meio de resfriamento, a peça simplesmente não pode resfriar mais rapidamente. O resfriamento é limitado

pela habilidade da peça em conduzir energia em forma de calor do centro para superfície.

Segundo Totten e Webster (2002), a alta taxa de resfriamento fornece ótimos resultados de endurecimento ao longo da seção transversal, o qual melhora as propriedades mecânicas das peças. Devido à criação de tensões residuais de compressão na superfície da peça, permite-se o uso de matérias de baixa liga, ou o uso de peças menores com grande resistência.

Visando contribuir para o estudo da distorção na têmpera, o presente trabalho tem como objetivo verificar as distorções em dois tipos de aços (AISI 5160 e AISI 6150) de maneira prática, com variação das temperaturas do meio de resfriamento e agitação, em um óleo mineral convencional. Uma análise das condições de resfriamento será feito por meio de sondas padronizadas através do sistema de aquisição de dados Facquench para a confecção das curvas e taxas de resfriamento, e serão realizados cálculos teóricos do fluxo do óleo ao redor do corpo de prova, em um tanque de simulação. Pela presente revisão bibliográfica pretende-se esclarecer eventuais dúvidas e fenômenos concernentes ao processo de têmpera aqui apresentados.

3. METODOLOGIA E MATERIAIS

A geometria de dimensão do corpo de prova usado na realização dos experimentos está mostrada a seguir.

Figura 21: Geometria e dimensão do corpo de prova para o estudo de distorção (Dimensões em milímetros).

Esse formato de corpo de prova com entalhe em forma de chaveta, de acordo com Totten e Webster (2002) é o mais usual componente assimétrico para estudos de distorção, obedecendo a relação de 4, 5, 6, 8, 10 para 1 entre o comprimento e o diâmetro do corpo, respectivamente.

Os aços utilizados para a confecção dos corpos de prova foram o AISI 5160 e AISI 6150, conforme composição química mostrada na tabela 4:

Tabela 4: Composição química dos aços utilizados nos experimentos.

	C	Mn	P	S	Cr	Ni	V
AISI 5160 (Lote 1)	0,60%	0,86%	0,019%	0,007%	0,81%	0,07%	-----
AISI 5160 (Lote 2)	0,61%	0,83%	0,017%	0,006%	0,81%	0,09%	-----
AISI 6150	0,51%	0,82%	0,015%	0,009%	1,01%	0,18%	0,27%

3.1. Meio de resfriamento

O meio de resfriamento usado para a experiência foi um óleo mineral e convencional destinado a têmperas, conforme tabela 5:

Tabela 5: Propriedades do óleo de têmpera.

ITEM	UNIDADE	ÓLEO
Cor	-	1,0
Aparência	-	Líquido límpido
Densidade a 20°C/4 °C	g/cm ³	0,850
Viscosidade a 40°C	cSt	14
Ponto de fulgor	°C	170

3.2. Tanque de simulação

O sistema de resfriamento usado no presente trabalho consistiu em um tanque adaptado previamente desenvolvido por Tensi. (TOTTEN, BATES E CLINTON, 1993)

O sistema pode ser visto conforme figura 22.

Figura 22: Tanque de simulação projetado por Tensi, e adaptado para o estudo das distorções em escala 3:1 (Dimensões em milímetros).

Este sistema é composto de um tanque projetado por Tensi em escala 3:1 e recebeu alguns acessórios, para o estudo mais detalhado do fenômeno da distorção. Adaptou-se, em um dos lados, um motor elétrico flangeado de 0,55 KW de potência, trifásico de 440 Volts, 1680 rotações por minuto (máximo); um inversor de frequência de 220 Volts para o controle da velocidade angular, consequentemente, classificando-se a agitação do meio de resfriamento; uma resistência de 220 Volts para a variação da temperatura do meio de resfriamento, acoplada ao lado motor; uma hélice naval de 4 polegadas de diâmetro com 3 pás, com ângulo de hélice de 25°, para a agitação do líquido; e um termopar tipo J acoplado na seção da entrada do corpo de prova, para a leitura da temperatura do líquido, a qual era visualizada em um LED colocada em um painel que comportava todo o sistema eletro-eletrônico, conforme figura 23 do tanque de simulação.

Figura 23: Tanque de simulação.

3.3. Têmpera

O aquecimento foi feito em um forno elétrico resistivo, composto por resistências nos 2 lados e na parte de superior, atingindo uma temperatura máxima de 1100°C , sem controle da atmosfera. A temperatura é controlada por um termopar tipo K, de acordo com a temperatura que foi inserida no controlador.

No processo de têmpera dos corpos de prova foi verificada a temperatura de austenitização e o tempo de permanência no forno. Os corpos de prova foram colocados em uma caixa, ilustrado na figura 24, coberto com carvão para evitar o fenômeno da decarbonetação. A temperatura de ajuste do regulador para o aço AISI 5160 foi de 910°C , e para o aço AISI 6150 foi de 925°C , com 50 minutos de permanência no forno, em ambos os casos.

Figura 24: Caixa projetada para a têmpera dos corpos de prova com carvão para evitar a descarbonetação (Dimensões em milímetros).

Para a uniformidade de têmpera e distribuição do calor ao longo do corpo de prova, a caixa foi colocada no centro do forno. Após o período de aquecimento, a peça foi retirada por um suporte adaptável e inspecionada visualmente a fim de verificar se a sua cor era a mesma ao longo de sua extensão.

Na etapa seguinte, o corpo de prova foi mergulhado no tanque experimental, sempre em uma mesma posição e altura, com o objetivo de padronizar o processo, de acordo com cada temperatura e nível de agitação.

3.4. Quadro de possibilidades e condições de temperaturas e agitação

As características de resfriamento variaram em temperatura e agitação do banho. As temperaturas adotadas foram: 30°C, 60°C e 90°C; e para a agitação foram: sem agitação (0 rpm), agitação moderada (980 rpm) e agitação forte (1680

rpm). Com a junção dessas variáveis foi criada uma combinação de 9 possibilidades de meios de resfriamento para os dois aços, de acordo com a tabela 6:

Tabela 6: Combinação das 9 possibilidades entre temperatura e agitação do meio de resfriamento.

Agitação \ Temp.	Temp.		
	30°C	60°C	90°C
Sem agitação	Condição 1	Condição 4	Condição 7
Agitação moderada	Condição 2	Condição 5	Condição 8
Agitação forte	Condição 3	Condição 6	Condição 9

As condições de 1 a 9 são as representações das distorções ocasionadas em cada condição de têmpera.

Foram consideradas 2 corpos de provas para cada condição de têmpera. Se os resultados apresentassem distorções acima de 20% da maior distorção em relação à menor, novos experimentos eram realizados. De acordo com o quadro de possibilidades da distorção em relação ao meio de resfriamento, sabe-se que a distorção em óleo apresenta uma concavidade no sentido longitudinal do rasgo, conforme apresentado na revisão bibliográfica, na seção 2.6. Esse fenômeno foi medido com o auxílio de bloco com rasgo em “V” em um relógio comparador apoiado em um graminho. O relógio era calibrado nas duas extremidades no corpo de prova distorcido, no zero efetivo, e então corrido ao longo do corpo de prova, e assim, se verificara a distorção, caracterizado como um encurvamento, conforme figura 25:

Figura 25: Método de medição da distorção dos corpos de prova.

3.5. Método estatístico – Regressão linear múltipla.

Após a finalização das experiências das distorções, foi calculada a média dos dois resultados das distorções em cada possibilidade, e inseridos em um sistema estatístico denominado regressão linear múltipla. Segue abaixo a equação geral da regressão linear múltipla:

$$\hat{y} = a + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + \dots + b_nx_n \quad (17)$$

Segundo Costa Neto (2002), o comportamento de uma variável dependente y em função de duas ou mais variáveis independentes x_i é denominada regressão linear múltipla, admitindo que y varia linearmente com as variáveis x_i .

A equação geral $\hat{y} = a + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + \dots + b_nx_n$ é a equação do plano estimativa no espaço em três dimensões. Assim a variável dependente y é a distorção, e as variáveis independentes x_{1j} e x_{2j} são a temperatura do meio de

resfriamento e a velocidade do fluxo do meio de resfriamento (agitação), respectivamente.

O sistema estatístico não considera as trincas e outras variáveis intrínsecas do processo de têmpera, portanto os resultados obtidos pelo equacionamento são valores ideais aceitos somente em relação à distorção, com variação dos dois itens já mencionados.

3.5.1. Número de experimentos

As experiências foram realizadas conforme a quantidade em cada elemento, totalizando 36 experimentos, dividindo-se em 18 corpos de provas para o aço AISI 5160 e 18 para o aço AISI 6150. Segue abaixo a tabela 7, com a exemplificação dos testes e delineamento dos experimentos.

Tabela 7: Elementos do delineamento dos experimentos.	
Fatores	2 (agitação e temperatura do banho)
Níveis	3 agitações e 3 temperaturas de banho
Repetições	4 (2 AISI5160 e 2 AISI 6150)
Tratamentos	9
Total	36

3.6. Dureza, ensaio metalográfico e características teóricas

Para não haver discrepâncias dos resultados teóricos em relação aos práticos, foi medido a dureza em um corpo de prova de cada combinação, analisando a homogeneidade do processo de têmpera.

Os corpos de prova foram seccionados a 20 mm do topo, embutidos, polidos e atacados com o reagente Nital (ácido nítrico + álcool) com uma concentração de 2,5%.

A visualização e fotografias metalográficas foram realizados em um microscópio Olympus BX 51 M. Para a análise da microestrutura obtida usou-se 1000x de aumento, e para a análise da descarbonetação usou-se 100x de aumento.

Após as análises metalográficas foram medidas as durezas em sete pontos na seção transversal, de acordo com a figura 26, em um durômetro Wolpert, com ponta de diamante e carga de 150 Kg, obtendo a leitura na unidade Rockwell C (HRC.).

Figura 26: Os pontos de medição da dureza na seção transversal do corpo de prova (Dimensões em milímetros).

A dureza obtida na seção transversal se baseou no programa SteCal 3.0, o qual fornece, entre outras características, a dureza teórica e porcentagem martensítica com a adição das quantidades dos elementos químicos, em porcentagem, de cada tipo de aço.

3.7. Aquisição de dados para curva de resfriamento

O equipamento para a medição das curvas de resfriamento foi o sistema de aquisição de dados Facquench, que registra as variações de temperatura da sonda normalizada (ISO 9950) por meio de um termopar tipo K com revestimento em aço inoxidável AISI 310 de $\varnothing 1,5$ mm (diâmetro externo), posicionado em corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 310 (C: 0,04% - Mn: 0,30% - P: 0,029% - S: 0,010% - Si: 0,82% - Ni: 20,32% - Cr: 25,11%), em duas regiões diferentes, conforme figura 27:

Figura 27: Geometria e dimensão do corpo de prova com as posições das furações para os termopares (Dimensões em milímetros).

Os termopares foram calibrados pelo fornecedor (norma: ABNT NBR ISO-IEC 17025) e foram realizadas duas tomadas de aquisição de curvas de resfriamento, com ajuste de 10 Hz (10 leituras de temperatura por segundo) com um tempo de leitura de 3 minutos, para cada condição de têmpera.

Penha (2006) descreve a calibração de sonda padronizada (ISO 9950) para o ajuste do fator K, no intuito de garantir a reprodutibilidade e a repetitividade. Deve-se utilizar um meio de resfriamento padrão a 60°C, que pode ser um óleo mineral puro, o qual deve apresentar uma velocidade máxima de resfriamento no segundo estágio de 60°C/s. Pode-se também utilizar água destilada a 60°C, que deve proporcionar uma taxa de resfriamento máxima de 120°C/s. Recomenda-se calibrar a sonda a cada dez ensaios, e verificar se as curvas estão próximas, se houver discrepâncias nos resultados, deve-se realizar novo ajuste e repetir o ensaio.

Os sinais do termopar são amplificados e transferidos a um computador via placa Analógico/Digital, assim o sistema apresenta os dados para curva de temperatura de resfriamento. Os dados são inseridos em um programa computacional que fornece a curva de resfriamento, e através dos dados de tempo x temperatura, calcula-se a primeira derivada da curva de resfriamento, obtendo a curva da taxa de resfriamento.

3.8. Fluxo do líquido do meio de resfriamento – Número de Reynolds

A análise real do fluxo de líquido ao redor do corpo de prova necessitaria de sistemas precisos e modernos.

Todo o mecanismo para a verificação do fluxo depende de algumas variáveis do processo, como: formato, ângulo e diâmetro da hélice, geometria da seção transversal da área ocupada pelo fluxo do líquido, rugosidades da parede do tanque e pressões internas em diferentes pontos do tanque.

Este fluxo pode ser calculado, e teoricamente, pode-se aproximar este valor de uma situação real, admitindo algumas hipóteses e aplicando conceitos da mecânica dos fluidos.

Além da velocidade angular que determina a severidade do meio de resfriamento, a temperatura do líquido é importante, pois com seu aumento a viscosidade cinemática diminui. Com estas duas características principais trabalhando em conjunto, o sistema de resfriamento é caracterizado, determinando a intensidade do fluxo ao redor da peça, através do número de Reynolds, que permite uma noção sobre a extração de calor do corpo de prova, considerando que esse corpo de prova é de geometria simples.

As hipóteses utilizadas para o cálculo do fluxo do líquido foram: escoamento permanente, escoamento invíscido (não modifica a viscosidade num mesmo volume de controle) e escoamento unidimensional.

Os conceitos aplicados da mecânica dos fluidos foram: equação da continuidade e a equação da primeira lei da Termodinâmica. Portanto, seguem abaixo as duas equações governantes para o cálculo do fluxo do líquido no sistema.

- $\frac{\partial}{\partial t} \int_{VC} \rho \cdot dV + \int_{SC} \rho \cdot \vec{v} \cdot d\vec{A} = 0$ Equação da conservação da massa. (18)

- $\dot{Q} + \dot{W} = \frac{\partial}{\partial t} \int_{VC} e \cdot \rho \cdot dV + \int_{SC} e \cdot \rho \cdot \vec{v} \cdot d\vec{A}$ Equação da primeira lei da

Termodinâmica. (19)

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Levantamento dos parâmetros ideais

A medição da distorção originada do tratamento térmico é de grande complexidade conforme mencionada anteriormente, assim os resultados verificados foram analisados de maneira minuciosa para se evitar discrepâncias.

O problema mais comum encontrado nos primeiros experimentos realizados foi a descarbonetação, já que o forno não possuía controle da atmosfera. A figura 28 ilustra a descarbonetação em uma das primeiras amostras ensaiadas.

Figura 28: Metalografia da descarbonetação total de 0,04 mm do AISI 5160, temperado com temperatura do banho de 30°C e sem agitação. Ataque Nital 2,5% - Aumento: 100x.

Devido a isto foram projetadas duas caixas para a inserção dos corpos de prova junto com carvão, para a eliminação do fenômeno. Após isto o corpo de prova foi coberto com o carvão e prensado para a eliminação de qualquer bolsa de ar, desta forma os resultados foram satisfatórios, e a descarbonetação foi totalmente eliminada, conforme mostra a figura 29, da metalografia do aço AISI 5160, temperado sem agitação e temperatura do óleo de 30°C.

Figura 29: Metalografia do aço AISI 5160 mostrando ausência de descarbonetação. Temperado sem agitação e temperatura do meio de resfriamento de 30°C. Ataque: Nital 2,5% - Aumento: 100x.

Outros parâmetros foram também ajustados até se atingir patamares confiáveis para a continuidade das experiências. Por exemplo, durante o resfriamento, os corpos de prova eram imersos sempre na mesma posição no tanque de simulação, a fim de se evitar variáveis no fluxo do óleo.

Como explicado em metodologia e materiais, foram selecionados dois corpos de prova, para a verificação da repetibilidade da distorção, evidenciando que ela não variou fora dos parâmetros já conhecidos para uma determinada condição. Em apenas uma condição, foram necessários realizar quatro experimentos para a sua verificação.

Entre o começo do processo de análise para a obtenção dos parâmetros até a finalização das experiências foram consumidos 76 corpos de prova entre os aços AISI 5160 e AISI 6150.

A execução da têmpera em diversos parâmetros de temperatura de banho e agitação forneceu comportamentos diferentes em relação à distorção.

Foram obtidas distorções em grandezas de centésimos de milímetros, em um corpo de prova $\varnothing 20$ mm x 200 mm.

O acabamento superficial foi controlado (Ra: 1,0 à 3,7 – Rz: 3,0 à 12,0) em todos os corpos de prova, com o objetivo de não se acrescentar variáveis ao estudo.

4.2. Caracterização do fluxo no banho de resfriamento

Com o intuito de se caracterizar o escoamento do fluido no sistema de resfriamento utilizado, foi calculado o número de Reynolds (Re) para as diversas condições de banho.

Com a diminuição da viscosidade, o comportamento do fluxo é alterado, portanto o número de Reynolds é a grandeza que caracteriza e estima o fluxo ao redor de um determinado componente. Segue a equação da primeira lei da Termodinâmica, para fluidos newtonianos:

$$\dot{Q} + \dot{W} = \frac{\partial}{\partial t} \int_{VC} e \cdot \rho \cdot dV + \int_{SC} e \cdot \rho \cdot \vec{v} \cdot d\vec{A} \quad (20)$$

onde $\dot{Q}$ é a taxa líquida de transferência de calor para o sistema, $\dot{W}$ é a taxa de realização do trabalho, “e” é a energia interna do sistema, $\vec{v}$ é velocidade do fluido e ρ é a massa específica do líquido.

Como não ocorre variação do líquido em função do tempo, o primeiro termo do segundo membro é zero.

Cada termo de trabalho na equação anterior representa a taxa de trabalho realizado pelo volume de controle sobre o meio. Por conveniência, na termodinâmica, a combinação $u + p \cdot v$ (energia interna do fluido, conhecido como trabalho de fluxo) é substituída pela entalpia cuja equação é representada por:

$$h \equiv u + p \cdot v \quad (21)$$

razões pela qual o termo “ h ” foi criado.

Deste modo a equação da quantidade de movimento adquire nova configuração, com a inserção dos termos de energia cinética ($v^2/2$) e energia potencial ($g \cdot z$), como $h \equiv u + p \cdot v$, tem-se:

$$\dot{Q} + \dot{W}_{eixo} = \int_{SC} \left(h + \frac{v^2}{2} + g \cdot z \right) \cdot \rho \cdot \vec{v} \cdot d\vec{A} \quad (22)$$

o calor específico do líquido não se altera, configurando uma equação que é a fusão da equação da quantidade de movimento com a equação da energia, portanto:

$$\dot{Q} + \dot{W}_{eixo} = \left(h_1 + \frac{v_1^2}{2} + g \cdot z_1 \right) \cdot (\rho_1 \cdot v_1 \cdot A_1) + \left(h_2 + \frac{v_2^2}{2} + g \cdot z_2 \right) \cdot (\rho_2 \cdot v_2 \cdot A_2) \quad (23)$$

$$\text{onde } h_1 = z_1 = v_1 = 0 ; \rho_1 = \rho_2 \text{ e } A_1 = A_2 \quad (24)$$

$h_1 = z_1 = v_1$ é zero pois o ponto 1 do sistema é referenciado na superfície do meio de resfriamento (óleo) no tanque, e o ponto 2 é considerado a 0,5 metros abaixo do ponto 1, assim a equação é:

$$\dot{Q} + \dot{W}_{eixo} = \left(h_2 + \frac{v_2^2}{2} + g \cdot z_2 \right) \cdot (\rho \cdot v_2 \cdot A) \quad (25)$$

onde, $\dot{Q}$ é a taxa líquida de transferência de calor para o sistema, portanto pode ser

substituído pelo termo $\left(K \cdot \frac{v^2}{2} \right)$, onde K é o coeficiente de perdas distribuídas,

que neste caso é considerado o valor 1. $\dot{W}_{eixo}$ é a taxa de realização de trabalho, que é positiva quando o trabalho é realizado pelo meio sobre o conteúdo do volume de controle, e é negativo quando o trabalho é realizado pelo conteúdo do volume de controle. Portanto, segue a nova configuração da equação:

$$\left(K \cdot \frac{v^2}{2} \right) + \dot{W}_{\text{eixo}} = \left(h_2 + \frac{v_2^2}{2} + g \cdot z_2 \right) \cdot (\rho \cdot v_2 \cdot A) \quad (26)$$

onde a entalpia representada por " h " é equacionada por:

$$h = c_p \cdot (t_2 - t_1) \quad (27)$$

e c_p é o calor específico do líquido e t_1 e t_2 são as temperaturas iniciais e finais do volume de controle, que neste caso $t_1 = t_2$ (não há variação da temperatura do óleo no volume e sistema de controle em uma condição específica), portanto $h = 0$.

Substituindo os valores na equação 26, obtém-se que a velocidade transferida pela potência do motor ao sistema é de 1,43 m/s para a agitação moderada (rendimento do motor: 84% - 980 rpm - Potência estimada: 270 W), e 2,07 m/s para agitação forte (rendimento do motor: 84% - 1680 rpm – Potência estimada: 462 W).

Para o cálculo do número de Reynolds em todas as condições de temperatura é necessário a viscosidade cinemática do fluido na temperatura de cada condição, assim segue o gráfico de viscosidade cinemática do óleo.

Figura 30: Viscosidade cinemática do óleo em função da temperatura. (dados do fabricante)

Para o cálculo do número de Reynolds foi considerado o fluxo ao redor da peça, assim o diâmetro utilizado foi o do corpo de prova.

Utilizando a equação 7, foram encontrados os seguintes resultados do número de Reynolds (Re).

Na tabela 8 é mostrado o número de Reynolds a partir do uso das equações 18 e 19.

Tabela 8: Número de Reynolds para todas as condições de experimentos, em função da temperatura e tipo de fluxo.

Tipo de fluxo	Temperatura (°C)		
	30	60	90
Sem agitação	0	0	0
Agitação moderada	1443	3752	7285
Agitação forte	2082	5414	10512

De acordo com a tabela 8, verifica-se que com agitação moderada, o número de Reynolds para a temperatura do banho a 30°C é de 1443, que corresponde a um regime de fluxo laminar, para a agitação forte o adimensional alcançou 2082, que caracteriza um regime de transição. Com a temperatura do banho a 60°C e agitação moderada, o número de Reynolds é de 3752, que se insere em um regime de transição; com a agitação forte, o número de Reynolds ficou em 5414, o que caracteriza regime turbulento. Na temperatura de 90°C com agitação moderada, o número de Reynolds é de 7285, correspondendo a um regime turbulento, o mesmo regime é válido para a mesma temperatura com agitação forte, com o qual o número de Reynolds atingiu 10512.

4.3. Características de têmpera e dureza

A temperatura do forno oscilou com amplitudes em torno de 15°C (5°C abaixo e 10°C acima da temperatura de seleção). O tempo de encharque foi de sete minutos, para a homogeneização da austenita, e consequentemente a obtenção da máxima dureza.

Para termos comparativos, foi feita uma análise de dureza teórica dos aços AISI 5160 e AISI 6150, usando o programa SteCal 3.0.

Os resultados de dureza obtidos nos experimentos foi comparado aos dados do programa SteCal 3.0. Este programa fornece, entre outros parâmetros, as possíveis durezas conforme a composição química do aço, conforme apresentado a seguir:

Para o aço AISI 5160, têm-se as seguintes características:

- Temperatura crítica A_1 : 734°C.
- Temperatura de austenitização: 810°C.
- Austenita retida a 20°C: 8%.
- Suscetibilidade a trinca: alta.
- Temperaturas de formação da estrutura martensítica:
 - M_s : 252°C
 - M_{10} : 242°C
 - M_{50} : 187°C
 - M_{90} : 242°C
 - M_{99} : -168°C
- Dureza:
 - Estrutura 99% martensítica: 64,5 HRC.
 - Estrutura 90% martensítica: 60,5 HRC.
 - Estrutura 50% martensítica: 52,0 HRC.

Para o aço AISI 6150, têm-se as seguintes características:

- Temperatura crítica A_1 : 738°C.
- Temperatura de austenitização: 826°C.
- Austenita retida a 20°C: 5%.
- Suscetibilidade a trinca: alta.
- Temperaturas de formação da estrutura martensítica:
 - M_s : 288°C
 - M_{10} : 278°C
 - M_{50} : 223°C
 - M_{90} : 78°C

- M_{99} : -132°C
- Dureza:
 - Estrutura 99% martensítica: 60,5 HRC.
 - Estrutura 90% martensítica: 56,5 HRC.
 - Estrutura 50% martensítica: 48,0 HRC.

Este procedimento teórico de cálculo mostrou-se útil, pois foi possível verificar se os tratamentos térmicos efetuados gerariam durezas esperadas para estes tipos de aços.

As tabelas 9 e 10 indicam os valores experimentais de dureza medidos para as diversas condições de banho, bem como o valor do carbono equivalente (C_{eq}) que, como discutido anteriormente, fornece indícios da suscetibilidade do aço ao fenômeno de trinca durante o tratamento térmico.

Foi necessário a adoção de símbolos no intuito de facilitar a visualização do tipo de têmpera em cada experimento, conforme exemplificado abaixo:

- T_{30SA} : Têmpera com temperatura do banho a 30°C e sem agitação.
- T_{30AM} : Têmpera com temperatura do banho a 30°C e agitação moderada.
- T_{30AF} : Têmpera com temperatura do banho a 30°C e agitação forte.
- T_{60SA} : Têmpera com temperatura do banho a 60°C e sem agitação.
- T_{60AM} : Têmpera com temperatura do banho a 60°C e agitação moderada.
- T_{60AF} : Têmpera com temperatura do banho a 60°C e agitação forte.
- T_{90SA} : Têmpera com temperatura do banho a 90°C e sem agitação.

- T_{90AM}: Têmpera com temperatura do banho a 90°C e agitação moderada.
- T_{90AF}: Têmpera com temperatura do banho a 90°C e agitação forte.

Com o conhecimento dos dados teóricos de dureza e quantidade transformada em estrutura martensítica, foi possível ter noção se houve uma boa têmpera nas diferentes condições de resfriamentos, conforme a disposição dos pontos de medição, descritas na seção 3.6 (dureza, ensaio metalográfico e características teóricas), no tópico de metodologia e materiais. Assim as medições de durezas nos pontos mencionados, os valores do carbono equivalente, e as informações da dureza invertida e das trincas foram:

Tabela 9: Carbono equivalente, trincas, dureza invertida e resultados das durezas em Rockwell C (HRC.) de todas as condições de têmpera medidas em sete pontos da seção transversal dos corpos de prova do aço AISI 5160.

Pontos de medição de dureza	Condições de têmpera								
	T30 _{sa}	T30 _{am}	T30 _{af}	T60 _{sa}	T60 _{am}	T60 _{af}	T90 _{sa}	T90 _{am}	T90 _{af}
Dureza 1	63,0	64,0	64,5	63,0	64,5	64,5	62,0	63,5	64,0
Dureza 2	64,0	63,5	64,0	64,0	64,0	64,0	63,0	63,0	64,0
Dureza 3	64,0	62,5	64,0	64,5	64,0	64,0	64,0	63,0	64,0
Dureza 4	65,0	62,5	64,0	64,5	64,0	64,0	64,0	63,0	63,0
Dureza 5	64,5	63,0	64,0	64,0	64,0	64,0	64,0	63,5	63,0
Dureza 6	64,0	63,0	64,0	64,0	64,0	64,0	64,0	63,5	63,0
Dureza 7	63,0	63,0	64,5	62,0	64,5	64,5	62,0	63,5	63,0
Trinca	Sim	Não	Não	Sim	Sim	Sim	Não	Não	Não
Dureza Invertida	Sim	Não	Não	Sim	Não	Não	Sim	Não	Não

Carbono equivalente (Ceq): Lote 1: 0,890% - Lote 2: 0,866%

De acordo com a tabela 9, observa-se que as durezas obtidas forneceram claramente uma estrutura martensítica superior a 90%, baseado no programa SteCal 3.0.

Foram executadas 8 medições de dureza (HRC.) próximas à superfície (pontos 1 e 7) e próximas ao centro (ponto 4), nos corpos de prova AISI 5160 que apresentaram a dureza invertida, no intuito de caracterizar a tendência ou assegurar

a certeza deste fenômeno. Na condição de T_{30SA} , as medições de durezas executadas no centro (ponto 4) apresentaram uma média de 65,19 HRC., e desvio padrão de 0,2588 HRC. Nesta mesma condição, as medições feitas na superfície mostraram uma média de 62,75 HRC., e desvio padrão de 0,3780 HRC.

Na condição T_{60SA} , a média das durezas no centro foi de 64,81 HRC., e o desvio padrão foi de 0,3720 HRC. Na superfície, para esta mesma condição, a média foi de 62,19 HRC., e o desvio padrão de 0,5939 HRC.

Na condição de T_{90SA} , a média das durezas no centro foi de 65,13 HRC., e o desvio padrão foi de 0,3536 HRC. Para esta mesma condição, na superfície, a média ficou em 61,88 HRC., e o desvio padrão ficou em 0,3536 HRC.

Com os cálculos da média das durezas nas superfícies e nos centros dos corpos de provas que apresentaram dureza invertida, verifica-se claramente este fenômeno. Ainda que a microestrutura da superfície e do centro sejam as mesmas, estatisticamente o fenômeno foi evidenciado. Este fenômeno será efetivamente comprovado mais adiante com as medições das taxas de resfriamento na superfície e no centro, em cada condição de temperatura.

A figura 31 ilustra as estruturas nos banhos com agitação. Independentemente das temperaturas de banho, as microestruturas encontradas para as condições agitadas são similares à apresentada na figura 31. Para as condições sem agitação - T_{30SA} , T_{60SA} e T_{90SA} - verificou-se o fenômeno da dureza invertida, provavelmente causada pelo longo estágio do filme de vapor, já que estudos anteriores não revelaram a causa concreta deste tipo de fenômeno, mas possível de acontecer, como mostrado nos trabalhos de Shimizu e Tamura (1976).

Figura 31: Metalografia do núcleo de um corpo de prova AISI 5160 temperado com banho a 60°C e agitação moderada. Ataque com Nital 2,5%. Aumento: 1000x

Nota-se, também, as trincas ocorridas em 4 condições de têmpera: T_{30SA} , T_{60SA} , T_{60AM} e T_{60AF} , isto foi devido às tensões do processo de têmpera (tensões térmica e de transformação) superarem o limite de resistência à ruptura do material, conforme é evidenciado nas figuras 32 e 33.

Figura 32: Metalografia de uma trinca de um corpo de prova AISI 5160 temperado com banho a 60°C e sem agitação. Ataque com Nital 2,5%. Aumento: 1000x

Figura 33: Metalografia de uma trinca de um corpo de prova AISI 5160 temperado com banho a 60°C e agitação forte. Ataque com Nital 2,5%. Aumento: 1000x

A seguir são mostradas as durezas, o valor do carbono equivalente, as informações sobre a dureza invertida e as trincas para cada condição de têmpera do aço AISI 6150, de acordo com a tabela 10:

Tabela 10: Carbono equivalente, trincas, dureza invertida e resultados das durezas em Rockwell C (HRC.) de todas as condições de têmpera medidas em sete pontos da seção transversal dos corpos de prova do aço AISI 6150.

Pontos de medição de dureza	Condições de têmpera								
	T30 _{sa}	T30 _{am}	T30 _{af}	T60 _{sa}	T60 _{am}	T60 _{af}	T90 _{sa}	T90 _{am}	T90 _{af}
Dureza 1	58,0	59,5	60,5	59,5	60,5	60,0	59,0	60,0	60,5
Dureza 2	58,0	59,5	60,5	59,5	60,5	60,0	59,5	59,5	60,5
Dureza 3	58,5	59,5	59,5	59,0	59,5	60,0	59,5	59,5	60,5
Dureza 4	59,0	59,5	59,0	59,0	59,5	60,0	60,0	59,0	60,5
Dureza 5	59,0	59,5	60,0	59,5	60,0	60,0	60,0	59,5	60,5
Dureza 6	58,5	59,5	61,0	59,5	60,5	60,0	59,5	59,5	61,0
Dureza 7	58,0	59,5	61,0	59,5	60,5	60,0	59,0	59,5	61,0
Trinca	Não	Não	Não	Não	Não	Não	Não	Não	Não
Dureza Invertida	Sim	Não	Não	Não	Não	Não	Sim	Não	Não
Carbono equivalente (Ceq): 0,733%									

As durezas obtidas tanto para o aço AISI 5160 e AISI 6150 foram uniformes com variação de 1,5 HRC., em cada condição de têmpera, ressaltando que essa variação foi ainda menor onde os resfriamentos foram realizadas com agitação forte, exceto para a temperatura de 30°C. Foi verificada também, a tendência ao fenômeno da dureza invertida nas condições sem agitação, independente da temperatura do banho.

O mesmo procedimento usado nos corpos de prova do aço AISI 5160 de medição de durezas para a verificação da dureza invertida, também foi adotado para o aço AISI 6150, com as verificações de 8 medições de dureza (HRC.) próximas à superfície (pontos 1 e 7) e próximas ao centro (ponto 4), que apresentaram ou que tiveram a tendência para dureza invertida, no intuito de caracterizar esta tendência ou assegurar a certeza deste fenômeno. Na condição de T_{30SA}, as medições de durezas executadas no centro (ponto 4) apresentaram uma média de 59,13 HRC., e

desvio padrão de 0,3536 HRC. Nesta mesma condição, as medições feitas na superfície mostraram uma média de 57,81 HRC., e desvio padrão de 0,2588 HRC.

Na condição T_{60SA} , a média das durezas no centro foi de 59,06 HRC., e o desvio padrão foi de 0,3204 HRC. Na superfície, para esta mesma condição, a média foi de 59,19 HRC., e o desvio padrão de 0,3720 HRC. Verifica-se, que nesta condição de têmpera, a dureza invertida, estatisticamente, não foi evidenciada, porém existe a tendência a este fenômeno devido as diferentes taxas de resfriamento entre centro e superfície, que será comentado posteriormente.

Na condição de T_{90SA} , a média das durezas no centro foi de 60,38 HRC., e o desvio padrão foi de 0,4432 HRC. Para esta mesma condição, na superfície, a média ficou em 59,13 HRC., e o desvio padrão ficou em 0,3536 HRC.

Com os cálculos da média das durezas nas superfícies e nos centros dos corpos de provas que apresentaram dureza invertida ou a tendência a este fenômeno, verifica-se que no aço AISI 6150 o fenômeno da dureza invertida ficou menos evidenciado que no aço AISI 5160, isto é devido a maior temperabilidade do aço AISI 6150 em relação ao aço AISI 5160.

A microestrutura obtida, de acordo com o programa SteCal 3.0, é superior a 90% de martensita, com isenção de trincas em qualquer condição, conforme figura 34.

Como no caso anterior, a microestrutura observada foi similar para todas as condições de banho analisadas.

Assim os parâmetros de banho analisados apontam para a condição da amostra totalmente temperada, de acordo com a figura 34.

Figura 34: Metalografia do centro de um corpo de prova AISI 6150 temperado com banho a 60°C e agitação forte. Microestrutura predo minantemente martensítica. Ataque com Nital 2,5%. Aumento: 1000x.

4.4. Curvas de resfriamento e curvas da taxa de resfriamento

As curvas de resfriamento e das taxas de resfriamento foram feitas na superfície e no centro do corpo de prova de aço inoxidável austenítico AISI 310, para todas as condições de têmpera, conforme descrito na seção de metodologia e materiais.

Embora a condutividade térmica das distintas composições dos aços AISI 5160 / AISI 6150 e AISI 310) sejam diferentes, os valores são relativamente próximos, o que permite estudar as características de resfriamento dos aços carbono, usando um aço inoxidável austenítico.

Para a representação das temperaturas e taxas de resfriamentos levantadas nos experimentos, adotou-se alguns símbolos, conforme se segue:

- $TR_{MÁX}$ – Taxa de resfriamento máximo, [°C/s].
- $Tempo_{TRMÁX}$ – Tempo para se atingir a máxima taxa de resfriamento, [s].
- $Temperatura_{TRMÁX}$ – Temperatura na máxima taxa de resfriamento, [°C] .
- $Tempo_{300}$ – Tempo de resfriamento até 300°C, [s].
- $Tempo_{200}$ – Tempo de resfriamento até 200°C, [s].

É observado nas figuras 35 e 36, as curvas de resfriamento e as taxas de resfriamento da superfície e do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, com temperatura de banho de 30°C e sem agitação.

Figura 35: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e sem agitação.

Figura 36: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e sem agitação.

Tabela 11: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 e temperatura do banho de 30°C e sem agitação.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	43°C/s	63°C/s
$Tempo_{TRMÁX}$	8 s	8 s
$Temperatura_{TRMÁX}$	734°C	730°C
$Tempo_{300}$	30 s	29 s
$Tempo_{200}$	70 s	78 s

Conforme observado na tabela 11, a taxa de resfriamento máxima na superfície foi aproximadamente 33% menor que a do centro, e os outros parâmetros mantiveram seus valores próximos. Este é um dos indicativos do fenômeno de dureza invertida. Este fenômeno, como já sugerido, é causado pela presença do filme de vapor na superfície, que estável pode causar diminuição da taxa de extração de calor da superfície.

É observado nas figuras 37 e 38, as curvas de resfriamento e as taxas de resfriamento da superfície e do centro obtidas por meio do corpo de prova AISI 310, no tanque de simulação, com temperatura de banho de 30°C com agitação moderada.

Figura 37: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e agitação moderada.

Figura 38: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e agitação moderada.

Tabela 12: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 30°C e agitação moderada.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	58°C/s	56°C/s
Tempo $_{TRMÁX}$	6 s	7 s
Temperatura $_{TRMÁX}$	748°C	717°C
Tempo $_{300}$	27 s	30 s
Tempo $_{200}$	49 s	58 s

Nestas condições de têmpera, conforme a tabela 12, a taxa de resfriamento do centro e da superfície estão próximas, porém destaca-se a diferença do tempo de resfriamento até 200°C que foi de 9 s.

Como verificado, com a agitação, o filme de vapor se rompe instantaneamente, praticamente eliminando este estágio de resfriamento.

São mostradas nas figuras 39 e 40, as curvas de resfriamento e as taxas de resfriamento da superfície e do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C com agitação forte.

Figura 39: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e agitação forte.

Figura 40: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 30°C e agitação forte.

Tabela 13: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 30°C e agitação forte.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	63°C/s	62 °C/s
$Tempo_{TRMÁX}$	4 s	10 s
$Temperatura_{TRMÁX}$	824°C	582°C
$Tempo_{300}$	21 s	25 s
$Tempo_{200}$	38 s	44 s

Embora com certo “atraso” no resfriamento do centro, a têmpera total ocorreu.

Analisando a tabela 13, a taxa de resfriamento máxima da superfície e do centro são similares, porém a diferença dos tempos que se levou para se atingir esta taxa foi de 6 s, e a diferença de temperatura na taxa de resfriamento, entre superfície e centro foi de 242°C. Observa-se que tanto na agitação moderada e forte, ambas a 30°C, não houve formação do filme de vapor, fato relacionado ao sistema de agitação de têmpera.

Nas figuras seguintes, observam-se as curvas de resfriamento e da taxa de resfriamento, no centro e na superfície, obtidas por meio de um corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação, com temperatura de banho de 60°C, sem agitação.

Figura 41: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e sem agitação.

Figura 42: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e sem agitação.

Tabela 14: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 60°C e sem agitação.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	52°C/s	59°C/s
Tempo _{TRMÁX}	11 s	8 s
Temperatura _{TRMÁX}	685°C	702°C
Tempo ₃₀₀	39 s	29 s
Tempo ₂₀₀	83 s	71 s

Na tabela 14 pode-se observar a análise dos resultados que revelam a presença do filme de vapor e comparativamente aos parâmetros de 30°C com agitação moderada e forte, as condições de extração de calor são menos eficientes, embora o fluido seja menos viscoso (mais molhado), as taxas máximas de resfriamento apresentaram valores próximos, e o tempo para se alcançar tais taxas foi de 3 s. As diferenças de tempo da temperatura de 300°C para 200°C foram de 44 s na superfície e 42 s no centro. Verifica-se a presença do primeiro estágio, e também que a velocidade de resfriamento do centro está maior que a da superfície, ou seja, estes dados mostram que o centro está se formando primeiro que a superfície. Estes dois fatores podem levar fenômeno da dureza invertida.

Nas figuras 43 e 44 está representado o estudo com temperatura do banho de 60°C e agitação moderada.

Figura 43: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e agitação moderada.

Figura 44: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e agitação moderada.

Tabela 15: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 60°C e agitação moderada.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	63°C/s	58°C/s
Tempo $_{TRMÁX}$	3 s	7 s
Temperatura $_{TRMÁX}$	825°C	720°C
Tempo $_{300}$	23 s	28 s
Tempo $_{200}$	52 s	57 s

A partir dos resultados da tabela 15, a diferença entre as máximas taxas de resfriamento para esta condição de têmpera foi de 5°C/s, apresentando maior taxa, na superfície. O tempo para se alcançar estas taxas máximas de resfriamento foram 3 s e 7s, para superfície e centro, respectivamente. Observa-se também, que os resfriamentos até as temperaturas de 300°C e 200°C foram mais rápidos na superfície que no centro.

Comparativamente às mesmas condições (agitação moderada e 30°C), as taxas máximas de resfriamento a 60°C foram maiores e aconteceram em temperaturas mais altas.

O número de Reynolds (Re) mostra um indicativo de um fluxo mais rápido para as condições agitadas a 60°C. O fluxo mais rápido proporciona um resfriamento mais rápido, comprovado pelos parâmetros de resfriamento analisados.

Nas figuras 45 e 46 são mostrados os resultados dos experimentos com temperatura de banho de 60°C e agitação forte.

Figura 45: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e agitação forte.

Figura 46: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 60°C e agitação forte.

Tabela 16: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 60°C e agitação forte.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	72°C/s	64°C/s
$Tempo_{TRMÁX}$	4 s	5 s
$Temperatura_{TRMÁX}$	730°C	749°C
$Tempo_{300}$	22 s	27 s
$Tempo_{200}$	34 s	43 s

A partir dos resultados da tabela 16, o tempo de resfriamento até as temperaturas de 300°C e 200°C foram os itens que mais variaram. Na superfície a diferença de tempo do resfriamento de 300°C para 200°C foi de 12 s, enquanto que no centro esta diferença foi de 16 s.

Nas figuras 47 e 48 estão apresentadas os resultados dos experimentos com temperatura de banho de 90°C e sem agitação.

Figura 47: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e sem agitação.

Figura 48: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e sem agitação.

Como nos casos anteriores das condições sem agitação é clara a presença do filme de vapor, primeiro estágio de resfriamento, o que “atrasa” o resfriamento.

Tabela 17: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 90°C e sem agitação.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	35°C/s	63°C/s
$Tempo_{TRMÁX}$	11 s	7 s
$Temperatura_{TRMÁX}$	713°C	756°C
$Tempo_{300}$	30 s	28 s
$Tempo_{200}$	73 s	70 s

Como verificado nos dois ensaios anteriores sem agitação, se vê claramente o primeiro estágio de resfriamento. Neste estágio, a fase de vapor deveria ser a menor possível, pois a sua duração é relacionada diretamente com baixas taxas e com resfriamentos não uniformes. Esta combinação de características, citada no último parágrafo, está relacionada com a formação de gradientes térmicos de

temperaturas muito grandes com alta probabilidade de distorções e até trincas. Como a máxima velocidade de resfriamento, conforme apresentado na tabela 17, é maior na superfície que no centro, e o tempo para se alcançar estas velocidades estão próximas, há grande probabilidade de se verificar o fenômeno da dureza invertida.

Nas figuras 49 e 50 e tabela 18 são mostrados os resultados dos experimentos feitos com temperatura do banho de 90°C e agitação moderada.

Figura 49: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e agitação moderada.

Figura 50: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e agitação moderada.

Tabela 18: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 90°C e agitação moderada.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	105°C/s	61°C/s
$Tempo_{TRMÁX}$	2 s	6 s
$Temperatura_{TRMÁX}$	811°C	734 °C
$Tempo_{300}$	25 s	26 s
$Tempo_{200}$	48 s	48 s

Verifica-se que a taxa máxima de resfriamento na superfície é bem maior que a do centro, e também o tempo que leva para atingir estas máximas taxas foram de 2 s e 6 s, respectivamente, porém o tempo de resfriamento até as temperaturas de 300°C e 200°C são bem similares.

Com o aumento da temperatura do banho, a viscosidade do líquido diminui, que em conjunto com a agitação extrai mais calor da superfície do metal, contribuindo para a ruptura rápida do filme de vapor. Portanto no terceiro estágio de

resfriamento é melhor que haja uma diminuição na velocidade de resfriamento, pois é nesse estágio que acontece a transformação martensítica, e assim a possibilidade da ocorrência de distorções e de trincas. Ainda neste estágio, as tensões de transformação se somam às tensões térmicas, atingindo patamares acima daqueles suportados pelo aço.

Nas figuras 51 e 52 e na tabela 19 são mostrados os resultados dos experimentos com banho em temperaturas de 90°C e agitação forte.

Figura 51: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento da superfície obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e agitação forte.

Figura 52: Curva de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro obtidas por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310, no tanque de simulação com temperatura de banho de 90°C e agitação forte.

Tabela 19: Parâmetros de resfriamento na superfície e no centro obtidos por meio do corpo de prova de aço inoxidável AISI 310 com temperatura do banho de 90°C e agitação forte.

Parâmetros	Superfície	Centro
$TR_{MÁX}$	95°C/s	62°C/s
$Tempo_{TRMÁX}$	5 s	9 s
$Temperatura_{TRMÁX}$	674°C	660°C
$Tempo_{300}$	17 s	21 s
$Tempo_{200}$	30 s	35 s

Como verificado com agitação moderada os valores da taxa máxima de resfriamento é maior na superfície que no centro, e o tempo para a obtenção desta taxa máxima de resfriamento é mais rápida na superfície em relação ao centro. O tempo para se atingir a temperatura de resfriamento de 300°C, na superfície foi de 17 s, e no centro de 21 s, e para se atingir a temperatura de 200°C, levou-se 30 s na superfície e 35 s no centro. Isso pode potencializar os riscos de distorções e de trincas, principalmente pelo fato destas diferenças de tempo de resfriamento das

temperaturas de 300°C para 200°C, pois já como foi observado anteriormente, está se considerando a faixa onde ocorre o início da transformação martensítica.

É importante também observar que os resultados mostrados nas diversas condições de resfriamento estão compatíveis com o número de Reynolds calculado.

Há observações adicionais a serem feitas destes estudos:

- a) os tempos de resfriamento até as temperaturas de 300°C e 200°C são extremamente importantes no processo de têmpera, pois se a superfície e o centro alcançarem estas temperaturas em tempos distintos, a probabilidade de distorção e até trincas será aumentada.
- b) independentemente da temperatura do banho, a agitação do sistema é imprescindível para a uniformidade da têmpera, pois assim, é praticamente nula a possibilidade da dureza invertida e é descartada a possibilidade dos três estágios de resfriamento estarem presentes ao mesmo tempo no processo de têmpera.
- c) a temperatura do banho afeta as características de resfriamentos do óleo, evidenciando a necessidade de um rígido controle dos parâmetros do banho.

Um outro ponto a ser destacado foram os valores da taxa de resfriamento da superfície comparativamente aos do centro nas temperaturas ensaiadas na condição sem agitação. As tabelas 11, 14, 17 indicam uma taxa de resfriamento maior no centro que na superfície. Este fato corrobora o fenômeno da dureza invertida, evidente nas amostras do aço AISI 5160, conforme a tabela 9. No caso do aço AISI 6150, dada a sua maior temperabilidade com relação ao anterior. A tabela 10 mostra uma tendência ao fenômeno da dureza invertida das condições de têmpera sem agitação do aço AISI 6150.

4.5. Distorções

Segue na tabela 20, as medidas das distorções dos corpos de prova submetidos à têmpera em condições diferentes de agitação e temperatura de banho, para o aço AISI 5160:

Tabela 20: Distorção dos corpos de prova 1 e 2 do aço AISI 5160, em todas as condições de têmpera.

Têmpera	Distorção do corpo de prova 1	Distorção do corpo de prova 2	Média da distorção
T _{30SA}	0,600 mm	0,660 mm	<i>0,630 mm - Trinca</i>
T _{30AM}	0,870 mm	0,920 mm	<i>0,895 mm</i>
T _{30AF}	0,680 mm	0,730 mm	<i>0,705 mm</i>
T _{60SA}	0,480 mm	0,600 mm	<i>0,540 mm - Trinca</i>
T _{60AM}	0,470 mm	0,500 mm	<i>0,485 mm - Trinca</i>
T _{60AF}	0,500 mm	0,600 mm	<i>0,550 mm - Trinca</i>
T _{90SA}	0,450 mm	0,550 mm	<i>0,500 mm</i>
T _{90AM}	0,580 mm	0,640 mm	<i>0,610 mm</i>
T _{90AF}	0,630 mm	0,660 mm	<i>0,615 mm</i>

Conforme mostrado na tabela 20, segue as condições de têmpera classificadas de acordo com as médias de distorção:

- 1) T_{60AM} - Trincas
- 2) T_{90SA} – Dureza Invertida
- 3) T_{60SA} – Dureza Invertida e Trincas
- 4) T_{60AF} - Trincas
- 5) T_{90AM}
- 6) T_{90AF}
- 7) T_{30SA} – Dureza Invertida e Trincas
- 8) T_{30AF}
- 9) T_{30AM}

Aumento da distorção

Quatro das nove condições de têmpera apresentaram trincas, pois seus limites elasto-plásticos foram superados pelas tensões ocasionadas pelo processo de têmpera, portanto não devem ser considerados como condição ideal para a realização de um processo seguro, em relação ao aço AISI 5160.

Como anteriormente demonstrado, o aço AISI 5160 possui alta suscetibilidade a trincas e distorções devido a sua composição química, requerendo que as condições para uma têmpera confiável tenham controles severos.

Segue na tabela 21, as medidas das distorções dos corpos de prova do aço AISI 6150 submetidos à têmpera em condições diferentes de agitação e temperatura de banho.

Tabela 21: Distorção dos corpos de prova 1 e 2 do aço AISI 6150, em todas as condições de têmpera.

Têmpera	Distorção do corpo de prova 1	Distorção do corpo de prova 2	Média da distorção
T _{30SA}	0,750 mm	0,830 mm	0,790 mm
T _{30AM}	0,690 mm	0,720 mm	0,705 mm
T _{30AF}	0,450 mm	0,580 mm	0,515 mm
T _{60SA}	0,410 mm	0,430 mm	0,420 mm
T _{60AM}	0,510 mm	0,580 mm	0,545 mm
T _{60AF}	0,520 mm	0,580 mm	0,550 mm
T _{90SA}	0,340 mm	0,370 mm	0,355 mm
T _{90AM}	0,250 mm	0,260 mm	0,255 mm
T _{90AF}	0,560 mm	0,570 mm	0,565 mm

Conforme mostrado na tabela 21, segue as condições de têmpera classificadas de acordo com as médias de distorção:

1) T_{90AM}

2) T_{90SA} – Dureza Invertida

3) T_{60SA}

4) T_{30AF}

5) T_{60AM}

Aumento da distorção

Nenhum corpo de prova do aço AISI 6150 trincou nos ensaios realizados. Isto comprova os resultados do cálculo do carbono equivalente (C_{eq} do aço AISI 6150: 0,733% / C_{eq} do aço AISI 5160 - Lote1: 0,890% e Lote 2: 0,866 %), o qual mostrou que o aço AISI 6150 é menos suscetível a trincas e distorções que o AISI 5160, mesmo que os dois tipos de aços são considerados de alta suscetibilidade a trincas e distorções.

Os melhores resultados foram verificados com a temperatura do banho em 90°C, ressaltando que os experimentos sem agitação do sistema, mesmo mostrando um resultado satisfatório em relação à distorção, devem ser evitados, pois há a simultaneidade dos três estágios de resfriamento e alta probabilidade de ocorrer o fenômeno da dureza invertida.

Há algumas observações a serem feitas em relação ao processo de distorção obtidas nos dois tipos dos aços ensaiados:

- a) o fluxo maior na agitação não significa uma melhor têmpera, pois este fato está relacionado, principalmente, com a geometria da peça e com o número de Reynolds, que fornece um parâmetro do comportamento da agitação ao redor da peça.
- b) A temperatura do banho (óleo) tem grande influência na têmpera, pois com seu aumento há a diminuição da viscosidade, permitindo maior e melhor fluxo do líquido ao redor da peça.

4.6. Cálculo estatístico de regressão linear múltipla

A regressão linear múltipla estima os valores da distorção em função de duas variáveis do sistema em estudo: temperatura do banho e o número de Reynolds (agitação).

As simbologias estatísticas que corresponde às variáveis do sistema são:

X_{1j} - Temperatura do banho (°C)

X_{2j} - Número de Reynolds (relacionado com o nível de agitação – quanto maior o nº de Re, maior a agitação)

Y_j - Distorção (mm)

O sistema estatístico não estima fenômenos causados em consequência do processo de têmpera, que no caso do aço AISI 5160, foram as quatro trincas verificadas conforme seção de distorção.

Para estimar e tornar o balanço estatístico, um item próximo da realidade dos experimentos, foi-se necessário adotar um critério de medida de distorção para as condições que apresentaram trincas. O critério adotado foi:

$$Di = \sum_{i \rightarrow 4} (d_i / 2) + d_i \quad (28)$$

onde Di é o novo valor da distorção dos corpos de prova trincados e d_i é o valor inicial da distorção de cada corpo de prova trincada.

Com o critério estatístico adotado para os corpos de prova trincados, seguem as tabelas com os valores preliminares da regressão linear múltipla, para os aços AISI 5160 e AISI 6150:

Tabela 22: Valores preliminares da regressão linear múltipla para o aço AISI 5160

X_{1j}	X_{2j}	Y_j	X_{1j}^2	X_{2j}^2	Y_j^2	$X_{1j} \cdot X_{2j}$	$X_{1j} \cdot Y_j$	$X_{2j} \cdot Y_j$
30	0	0,945	900	0	0,893	0	28,350	0,000
30	1490	0,895	900	2220100	0,801	44700	26,850	1333,550
30	2143	0,705	900	4592449	0,497	64290	21,150	1510,815
60	0	0,810	3600	0	0,656	0	48,600	0,000
60	3874	0,728	3600	15007876	0,529	232440	43,650	2818,335
60	5572	0,825	3600	31047184	0,681	334320	49,500	4596,900
90	0	0,500	8100	0	0,250	0	45,000	0,000
90	7522	0,610	8100	56580484	0,372	676980	54,900	4588,420
90	10819	0,615	8100	117050761	0,378	973710	55,350	6653,685
Σ	540	6,633	37800	226498854	5,057	2326440	373,350	21501,705

Tabela 23: Valores preliminares da regressão linear múltipla para o aço AISI 6150

X_{1j}	X_{2j}	Y_j	X_{1j}^2	X_{2j}^2	Y_j^2	$X_{1j} \cdot X_{2j}$	$X_{1j} \cdot Y_j$	$X_{2j} \cdot Y_j$
30	0	0,790	900	0	0,624	0	23,700	0,000
30	1490	0,705	900	2220100	0,497	44700	21,150	1050,450
30	2143	0,515	900	4592449	0,265	64290	15,450	1103,645
60	0	0,420	3600	0	0,176	0	25,200	0,000
60	3874	0,545	3600	15007876	0,297	232440	32,700	2111,330
60	5572	0,550	3600	31047184	0,303	334320	33,000	3064,600
90	0	0,355	8100	0	0,126	0	31,950	0,000
90	7522	0,255	8100	56580484	0,065	676980	22,950	1918,110
90	10819	0,565	8100	117050761	0,319	973710	50,850	6112,735
Σ	540	4,700	37800	226498854	2,673	2326440	256,950	15360,870

Os cálculos preliminares são inseridos em um sistema de equações, descritas a seguir, que são as somatórias quadráticas das variáveis do sistema.

$$S_{iy} = \sum X_{ij} Y_j - \frac{\sum X_{ij} \cdot \sum Y_j}{n}, \quad (29)$$

$$S_{il} = \sum X_{ij} X_{lj} - \frac{\sum X_{ij} \cdot \sum X_{lj}}{n}, \quad (30)$$

E a equação para a determinação do coeficiente a é:

$$a = \frac{Y_j}{n} - \left(b_1 \cdot \frac{X_{1j}}{n} \right) - \left(b_2 \cdot \frac{X_{2j}}{n} \right) \quad (31)$$

Com a inserção dos dados preliminares, nas equações de somatórias quadráticas, têm-se os seguintes valores para os aços AISI 5160 e AISI 6150:

Aço AISI 5160

$$S_{1y} = -24,6$$

$$S_{2y} = -8306,8$$

$$S_{11} = 5400$$

$$S_{22} = 116808143$$

$$S_{12} / S_{21} = 441240$$

Segue o sistema de equações, de acordo com os valores estatísticos, para a determinação de b_1 e b_2 .

$$\left\{ \begin{array}{l} 5400 \ b_1 + 441240 \ b_2 = -24,6 \\ 441240 \ b_1 + 116808143 \ b_2 = -8306,8 \end{array} \right\} \quad (32)$$

$$b_1 = 0,0018158$$

$$b_2 = -7,8 \cdot 10^{-5}$$

O valor do coeficiente a é:

$$a = 0,9002136$$

Com todos os valores conhecidos, a equação completa correspondente as nove condições de têmpera para o aço AISI 5160 é:

$$y = 0,9002136 + 0,0018158 \ x_1 - 7,8 \cdot 10^{-5} \ x_2 \quad (33)$$

Exemplificando a equação 33, inserindo os valores de 90°C e número de Reynolds igual a 7500, tem-se o seguinte valor teórico para a regressão linear múltipla: 0,4789 mm. O valor para estas condições, que foi a média das distorções encontradas nas experiências foi de 0,610 mm. Uma diferença em torno de 0,1311 mm.

Aço AISI 6150

$$S_{1y} = -25,1$$

$$S_{2y} = -7160,1$$

$$S_{11} = 5400$$

$$S_{22} = 116808143$$

$$S_{12} / S_{21} = 441240$$

Segue o sistema de equações, de acordo com os valores estatísticos, para a determinação de b_1 e b_2 .

$$\left\{ \begin{array}{l} 5400 \ b_1 + 441240 \ b_2 = -25,1 \\ 441240 \ b_1 + 116808143 \ b_2 = -7160,1 \end{array} \right\} \quad (34)$$

$$b_1 = 0,0005349$$

$$b_2 = -6,33 \cdot 10^{-5}$$

O valor do coeficiente a é:

$$a = 0,7111779$$

Com todos os valores conhecidos, a equação completa correspondente as nove condições de tmpera para o o AISI 6150 :

$$y = 0,7111779 + 0,0005349 \ x_1 - 6,33 \cdot 10^{-5} \ x_2 \quad (35)$$

Exemplificando a equao 35, inserindo os valores de 90C e nmero de Reynolds igual a 7500, tem-se o seguinte valor terico para a regresso linear mltipla: 0,2844 mm. O valor para estas condies, que foi a mdia das distores encontradas nas experincias foi de 0,255 mm. Uma diferena em torno de 0,0294 mm.

A regressão linear múltipla evidencia o comportamento estatístico em relação a duas ou mais variáveis em um determinado processo.

Nesta análise estatística deve-se considerar, em primeiro lugar, a linearização do processo, desta maneira, alguns parâmetros inseridos na equação final não serão àquelas obtidas no processo, assim a equação apresentada tem o intuito de “guiar” um determinado processo para uma tendência do melhor valor, ou padronização do sistema.

5. CONCLUSÕES

- A condição de têmpera simulou a distorção no máximo de sua magnitude, pois a transformação martensítica foi praticamente completa.
- O aço AISI 6150 mostrou menos suscetibilidade a trincas e distorções que o AISI 5160, conforme verificado teoricamente pelo cálculo do carbono equivalente (C_{eq}), e de forma prática, pelos experimentos. Aconselha-se, quando possível, a substituição do aço AISI 5160 pelo AISI 6150, devido a menor probabilidade de trincas e distorções.
- Temperaturas de banho com o óleo mineral convencional da ordem de 75°C à 90°C, com agitação, promoveram baixas distorções e nenhum problema associado a trincas, conforme verificado pelos experimentos. Assim, sempre que possível deve-se dar preferência a esta faixa de trabalho, respeitando o seu ponto de fulgor.
- A temperatura do banho mostrou-se ser um item de suma importância, pois com o seu aumento, a viscosidade cinemática de óleos minerais convencionais diminui, facilitando o fluxo ao redor da peça (número de Reynolds), aumentando a extração de calor e diminuindo o gradiente de resfriamento. É necessário estabelecer parâmetros de trabalho para a temperatura do banho, assim tornaria o cálculo mais preciso para o dimensionamento de um projeto de instalações de bombas e sistemas de

fluxo de agitação, evitando o super dimensionamento com posteriores gastos excessivos de energia.

- A formação de filme vapor é uma das fontes de não uniformidade, o que acaba por potencializar o aparecimento de distorções, de trincas e da dureza invertida, como pode ser verificado nos resultados obtidos. Assim, deve-se sempre promover a agitação do banho, para que o primeiro estágio de resfriamento seja suprimido.
- A regressão linear múltipla apresentou a tendência da padronização do processo de têmpera, mostrando-se útil na obtenção de faixas de distorção.
- Foi observado o fenômeno da dureza invertida com maior intensidade nas amostras do aço AISI 5160, e com menor intensidade nas amostras do aço AISI 6150, em função da maior temperabilidade deste último.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudos similares utilizando fluidos de tmpera com leo vegetal, pois o leo vegetal, mesmo sem agitao, no apresenta o filme de vapor.
- Estudos similares utilizando solues de polmeros, variando a agitao, temperatura e concentrao do banho.
- Modelagem do sistema de agitao do tanque, usando mtodo de elementos finitos e CFD.
- Simulao utilizando o programa HT-MOD e Abaqus para clculo do coeficiente de transferncia de calor e das deformaes provenientes das tenses trmicas. Esse modelo computacional utiliza o mtodo inverso, descrito brevemente neste trabalho.
- Verificar a influncia deste sistema de agitao em peas com geometrias mais complexas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT ISO IEC 17025 (2005). *General requirements for the competence of testing and calibration laboratories*.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (1977). *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation*, Metals Park, Ohio.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (1997). *ASTM D 6200: Standard test method for determination of cooling characteristics of quench oils by cooling curves analysis*. West Conshohocken.

ARIMOTO, K. et al. (2000). *Computer Prediction and Evaluation of Inverse Quench-Hardening of Steel*, 20ª Conferência de Tratamento Térmico em Saint Louis, EUA, p.737-746.

ARIMOTO, K. et al. (2006). Explanation of the origin of distortion and residual stress in water quenched cylinders using computer simulation. *Journal of ASTM International*. Materials Park: No prelo.

ASKELAND, D. R. (1994). *The science and engineering of materials*, 3ª edição, Cap. 12, p. 331-381.

BAGGERLY, R. G., DROLLINGER, R. A. (1993). *Determination of Decarburization in Steel*, Journal of Material Engineering and Performance, Volume 2, p. 47-50.

BECK, J. V.; BLACKWELL, B.; CLAIR, C. R. S. (1985). *Inverse Heat Conduction – ill-posed problems*. New York: John Wiley.

BERNS, H. (1989). *Distortion and crack formation by heat treatment of tool*. Radex Rundsch., v.1, p.40-57.

BOYER, H. E.; CARY, P. R. (1988). *Quenching and Control of Distortion*, Liquid Quenching Methods, Ohio, ASM International, Metals Park, , p. 49-70.

CALLISTER, W. D. (2002). *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 5ª edição, Rio de Janeiro. LTC.

CHIAVERINI, V. (1996). Aços e Ferros Fundidos, 7ª edição.

COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. (2006). *Aços e Ligas Especiais*, Eletrometal Metais Especiais. 2ª edição, São Paulo, Edgard Blucher.

COSTA NETO, P. L. O. (2002). *Estatística*. 2ª edição. São Paulo. Edgard Blucher.

DAKINS, M. E.; BATES, C. E.; TOTTEN, G. E. (1989). *Metallurgia*, Vol. 56, p. 57-59.

DOANE, D. V.; KIRKALDY, J. S. (1977). *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, Simpósio realizado no Sheraton-Chicago Hotel de 24 – 26 de Outubro.

FOX, R. W.; MCDONALD, A. T.; PRITCHARD, P. J. (2006). *Introdução à mecânica dos fluidos*. 6ª edição. Rio de Janeiro. LTC.

FUNATANI, K. (2009). *Distortion Control via Optimization of the Cooling Process and Improvement of Quench Oils*, Journal of Mechanical Engineering 55-3, p. 182-190.

HOUGARDY, H. P. (1992). *Transformation of Steels during Cooling; In Theory and Technology of Quenching – A Handbook* ; Eds. Liscic, B., Tensi, H.M., Luthy, W., Cap. 1, p. 1-18., P.R.

IL'INA, V. P. (1999). *Effect of surface decarburization on the susceptibility of high-strength steel 38Kh5MSFA to brittle fracture*. Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, nº 1, p. 18-19, January.

KOBASKO, N. I. (1992). *Theory and Technology of Quenching – A Handbook*, Intensive Steel Quenching Methods, Springer Verlag, Capítulo 10, Berlin, p. 367–389.

KRAUSS, G. (1997). *Principles of heat treatment of steel*. Materials Park: ASTM International.

KRUPITSKII, B. A.; IVANOVA, Z. M. (1970). *Effect of quenching medium on distortion of holes in dies of steel Kh 12M*, Leningrad Mechanical Institute, Traduzido do Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, nº 5, p. 57-58, May.

LISCIC, B. (1997). *Hardenability*. In: *Steel heat treatment handbook*. Marcel Dekker, Inc., Cap. 3, p. 93-156.

MACKENZIE, D. S.; LAMBERT, D. (2003). *Effect of Quenching Variables on Distortion and Residual Stress*, Presented at the Sixth International Conference on Quench and Control of Residual Stress Conference, Beijing PRC, 24 – 27 November.

MUNSON, B. R.; YOUNG, D. F.; OKIISHI, T. H. (2002). *Fundamentos da mecânica dos fluidos*. 1ª edição. São Paulo. Edgard Blucher.

NAKHIMOV, D. M.; BRON, D. I. (1966). *Deformation of steel during quenching*, Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, July, nº7, p. 16-22.

NARAZAKI, M. et al. (1999) *Accuracy of evaluation methods for heat transfer coefficients in quenching*. In: Annual Heat Treating Society Conference, 18., 1998, Cincinnati. Proceedings of the 18th ASM Heat Treating Conference, Materials Park, ASM International, p. 509-517.

PENHA, R. N. (2006). *Simulação da transferência de calor e das tensões residuais obtidas em estudo de têmpera*. 139p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos.

PENHA, R. N. et al. (2005). *Simulation of heat transfer properties and residual stress analyses of cooling curves obtained from quenching studies*. In: Congresso e Exposição Internacionais da Tecnologia da Mobilidade, 14, 2005, São Paulo. Anais eletrônicos. São Paulo: SAE Brasil. Disponível em: <http://www.saebrasil.org.br>

REDDY, A. V. et al. (2001). *Development of method to evaluate commercial quenches*. In: Annual Heat Treating Society Conference, 2000 Saint Louis. Proceedings of the 20th Conference Heat Treating, Material Park, ASM International, p.854-857.

ROMANIV, O. N.; VYVAL, I. P.; DYAKIV, I. R. (1970). *Influence of Descarburizing on Resistance to Crack Propagation*, Physicomechanical Institute of Academy of Sciences, Ukrainian SSR, p. 512-514.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS (1978). SAE 419J. *Methods of measuring decarburization*. Cap. 4, p.10-13. SAE Handbook – Part 1. 400 Commonwealth Drive, Warrendale, Pa. 15096.

SCHÜTTENBERG, S. et al. (2006). *Controlling of distortion by means of quenching in adapted jet fields*, Mat.-wiss. U. Werkstoffech, 37, nº1.

SHIMIZU, N.; TAMURA, I. (1976). *Inverse quench-hardening of steel*, Transactions ISIJ, Volume 16, p. 655-663.

SILVA, E. P. et al. (2003). *On the Thermo-Mechanical Coupling in Austenite-Martensite Phase Transformation Related to the Quenching Process*, Elsevier – International Journal of Solids and Structures.

SMITH, D. E. (2000). *Computing Heat Transfer Coefficients for Industrial Quenching Process*. In: Annual Heat Treating Society Conference, 19., 1999, Cincinnati. Proceedings of the 19th Conference Heat Treating, Materials Park, ASM International, p.325-334.

STRATTON, P. (2009). *Industrial Heating*, The International Journal of Thermal Technology, Abril, p. 48-50.

SVERDLIN, A. V.; NESS, A. R. (1997). *Fundamental concepts in heat treatment*. In: *Steel heat treatment handbook*. Marcel Dekker, Inc., Cap.1, p 45-92.

TANG, C. R. H. F. et al. (2005). *Effect of intensive quenching on residual stress*. Proceedings of 23rd ASM Heat Treating Conference, Pittsburgh, Pennsylvania.

TENSI, H. M. et al. (1997). *Quenching and quenching technology*. In: *Steel heat treatment handbook*. Marcel Dekker, Inc., Cap. 4, p. 157-250.

TENSI, H. M. (1992). *Theory and Technology of Quenching, A Handbook*, Methods and Standards for Laboratory Tests of Liquid and Quenchants, Capítulo 8.1, Eds. Liscic, B., Tensi, H.M., Luthy, W.

TODINOV, M. T. (1999). *Influence of some parameters on the residual stresses from quenching. Modelling and simulation in Materials Science and Engineering*, Bristol, v.7, n.1, Jan., p.25-41

TODINOV, M. T.; KNOTT, J. F.; STRANGWOOD, M. (1996). *An assessment of the influence of complex stress states on martensitic start temperature*. Acta materialia, v.44, n.12, p.4909-4915.

TOTTEN, G. E.; WEBSTER, G. M.; GOPINATH, M. (1996). *Quenchant flow velocity, turbulence, and directionality of flow have a strong influence on quench uniformity*. Quenching fundamentals: Effect of agitation. Advanced materials & process, Fevereiro, p. 73-76.

TOTTEN, G. E.; HOWES, M. A. H. (1997). *Distortion of heat-treated components*. In: *Steel heat treatment handbook*. Marcel Dekker, Inc., Cap. 5, p. 251-292.

TOTTEN, G. E.; LALLY, K. S. (1992) *Proper Agitation Dictates Quench Success*, Heat Treating, Parte 1, Setembro,. p.12-17

TOTTEN, G. E.; BATES, C. E.; CLINTON, N. A. (1993). *Handbook of Quenchants and Quenching Technology*, Ohio, ASM International, Materials Park.

TOTTEN, G. E.; PAN, J. (2002). *Factors affecting final part shaping*, In: TOTTEN, G. E.; HOWES, M.; INOUE, T. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, Residual Stress Formation in the shaping of Materials – Ohio, ASM International, Materials Park, p. 159-186.

TOTTEN, G. E.; WEBSTER, G. M. (2002). *Hardening by reheating and quenching*, In: TOTTEN, G. E.; HOWES, M.; INOUE, T. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, Residual Stress during Hardening Processes – Ohio, ASM International, Materials Park, p. 248-295.

VOLKMUTH, J. (2006). *Influence of Steel Making and Further Processing on the Distortion of Bearing Steel Components*, Journal of ASTM International, Volume 3, nº9, Paper ID JAI14042.