Renata Neves Penha

Serviço de Pós-Graduação EESC/USP
EXEMPLAR REVISADO
Data de entrada no Serviço...27.../...07.../06
Ass.:...Renata...

**Simulação da Transferência de Calor e das
Tensões Residuais Térmicas obtidas em
estudos de Têmpera**

DEDALUS - Acervo - EESC

31100104294

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.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Lauralice de C. Franceschini Canale

São Carlos

2006

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidata: Engenheira **RENATA NEVES PENHA**

Dissertação defendida e julgada em 05/05/2006 perante a Comissão Julgadora:

Profª. Associada **LAURALICE DE CAMPOS FRANCESCHINI CANALE** (Orientadora)
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP) Aprovado

Prof. Associado **WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO**
(Escola de Engenharia de São Carlos/USP) Aprovado

Prof. Dr. **JAN VATAVUK**
(Universidade Presbiteriana Mackenzie/UPM) Aprovado

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

Profª. Titular **MARIA DO CARMO CALIJURI**
Presidente da Comissão de Pós-Graduação

Dedico este trabalho a meus pais,
Glória e Renato..

AGRADECIMENTOS

À minha família pelo incentivo e apoio.

À professora Lauralice Canale pela orientação.

Ao professor Gustavo Sarmiento por ceder o programa HT-MOD e pelos valiosos conselhos.

Ao professor George Totten pela “co-orientação”.

À RNA Ltda e à FIPAI pela concessão da bolsa.

À Escola de Engenharia de São Carlos, pela estrutura.

RESUMO

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

A *simulação* no *tratamento térmico* tem-se tornado de vital importância, principalmente na fase de projeto de produto e planejamento e controle produção, reduzindo significativamente o tempo e o custo antes dedicados a estas tarefas. Esta tecnologia quando combinada à medição das curvas de resfriamento, torna-se uma poderosa e confiável ferramenta para a predição das propriedades mecânicas e metalúrgicas em peças tratadas termicamente. A modelagem do processo de *têmpera* traz como resultados, a exeqüibilidade do processo, a constituição microestrutural final e a distribuição das distorções e *tensões residuais* da peça. O presente trabalho visa simular a transferência de calor, através do cálculo dos coeficientes de transferência de calor, e das *tensões residuais térmicas* e distorções em corpos de prova de aço AISI 5160 e de uma sonda de Inconel 600, com a análise posterior dos parâmetros obtidos.

Palavras-chave: Tratamento térmico; Têmpera; Simulação; Tensões residuais térmicas.

ABSTRACT

PENHA, R. N. (2006). *Simulation of heat transfer and thermal residual stresses obtained in quenching studies*. M.Sc. Dissertation – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2006.

The *simulation of heat treating* is becoming of vital importance, specially during design of product and production planning and control, reducing significantly costs and time that used to be wasted on these tasks. This technology when combined to measured cooling curves, become a powerful and trustful tool for predicting mechanical and metallurgical properties of heat treated components. Modeling the *quenching* process shows the feasibility of the process, the final microstructure and the distribution of *residual stresses* and distortions on workpiece. The present work aims at simulate the heat transfer, the *thermal residual stresses* and distortions in a workpiece of AISI 5160 steel and of a probe of Inconel 600, with posterior analysis of the obtained parameters.

Keywords: Heat treating; Quenching; Simulation; Thermal residual stresses.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Ligação entre deformação, transferência de calor e transformação de fase. (Adaptado de INOUE, 2002).	27
Figura 2: Diagrama de equilíbrio Fe-C (SVERDLIN e NESS, 1997) ...	29
Figura 3: Estruturas cristalinas. (a) Austenita, cfc. (b) Ferrita, ccc. (c) Martensita, tcc. (TOTTEN e WEBSTER, 2002)	30
Figura 4: Diagrama TTT aço AISI 6150 com 0,55% C, 0,98% Mn e 1,02% Cr. (ATLAS OF TIME TEMPERATURE DIAGRAMS FOR IRONS AND STEEL, 1991).....	31
Figura 5: Diagrama CCT do aço 6150 com 0,55% C, 0,98% Mn e 1,02% Cr. (ATLAS OF TIME TEMPERATURE DIAGRAMS FOR IRONS AND STEEL, 1991).....	33
Figura 6: Tensões térmicas em um componente de aço. (Adaptado de TOTTEN e WEBSTER, 2002)	36
Figura 7: Tensões térmicas e de transformação em diferentes resfriamentos. (Adaptado de MAYR, 1986).....	38
Figura 8: Sonda de Inconel 600, segundo norma internacional ISO 9950 (NARASAKI et al. 1999).....	40
Figura 9: Sonda de prata, segundo norma japonesa JIS K2242 (Narazaki et al., 1999)	40
Figura 10: Fases de resfriamento. (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)	42
Figura 11: Taxas de resfriamento dos parâmetros críticos (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993).....	44
Figura 12: Diagrama causa e efeito: tensões residuais e transferência de calor.....	46
Figura 13: Variação na severidade em óleos de têmpera à 60°C. (Adaptado de TENSI et al, 1997)	47

Figura 14: Efeito dos diferentes meios de têmpera na distorção de disco de aço carbono JIS S45C temperado. (a) Distorção axial. (b) Distorção radial. (Adaptado de TOTTEN e WEBSTER, 2002)	49
Figura 15: Variação na taxa de resfriamento devida à oxidação de um óleo acelerado. (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)	50
Figura 16: Influência da temperatura do banho no resfriamento. (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)	52
Figura 17: Influência da velocidade de agitação nas curvas de resfriamento. (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)	53
Figura 18: Influência da oxidação superficial no intervalo de tempo de molhamento. (Adaptado de TENSI, STICH e TOTTEN, 1995)	54
Figura 19: Distribuição das tensões residuais axiais de vários cilindros de tamanho D temperados em água. (Adaptado de TOTTEN e WEBSTER, 2002)	56
Figura 20: Relação entre a frequência de trincas e temperatura M_s . (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)	57
Figura 21: Efeito da temperatura no calor específico de uma liga de baixo carbono (Adaptado de FLETCHER, 1989)	59
Figura 22: Volume molar de várias formas de aço. (Adaptado de BADESHIA, 2002)	60
Figura 23: Efeito da temperatura no módulo de Young em aços de baixa liga. (Adaptado de Fletcher, 1989)	61
Figura 24: Tensão de escoamento em função da temperatura. (Adaptado de ALMAN et al., 2002)	62
Figura 25: Representação esquemática da variação típica do coeficiente de transferência de calor nos três estágios de resfriamento. (Adaptado de REDDY et al., 2000)	64
Figura 26: Fluxograma para resolver o problema inverso (REDDY et al., 2001)	68

Figura 27: Trincas por tração e compressão. (Adaptado de TOTTEN e WEBSTER, 2002)	70
Figura 28: Intervalo da temperatura de transformação martensítica. (TODINOV, 1999)	73
Figura 29: Tensões principais agindo no volume infinitesimal $r\Delta r\Delta\theta\Delta z$. (Adaptado de TODINOV, 1999)	75
Figura 30: Equipamento utilizado para aquisição das curvas de resfriamento. (FARAH, 2002)	84
Figura 31: Sistema de ensaio	87
Figura 32: Corpo de prova aço AISI 5160 com um termopar inserido em seu centro geométrico.	88
Figura 33: Curvas de resfriamento obtidas para sonda de inonel 600 a 40°C.	95
Figura 34: Curvas de resfriamento obtidas para sonda de inonel 600, a 60°C.	95
Figura 35: Curvas de resfriamento obtidas para sonda de inonel 600, a 80°C.	96
Figura 36: Curvas de resfriamento obtidas para sonda de inonel 600, a 100°C.....	97
Figura 37: Curvas de resfriamento para o aço AISI 5160 no Óleo 3 e Óleo 5.	100
Figura 38: Microestrutura do aço tratado. (a) Óleo 3 e (b) Óleo 5.	101
Figura 39: Rede de elementos finitos do plano médio da sonda de inonel.	104
Figura 40: Coeficientes de transferência de calor calculados para a sonda de inonel resfriada no óleo a 40°C.	105
Figura 41: Coeficientes de transferência de calor calculados para a sonda de inonel resfriada no óleo a 60°C.	105

Figura 42: Coeficientes de transferência de calor calculados para a sonda de inonel resfriada no óleo a 80°C.	106
Figura 43: Coeficientes de transferência de calor calculados para a sonda de inonel resfriada no óleo a 100°C.....	106
Figura 44: Rede de elementos finitos de ¼ da sonda de inonel. ..	107
Figura 45: Rede de elementos finitos para um cilindro de 60mm ..	107
Figura 46: Variação da temperatura na sonda de inonel em função do tempo para o Óleo 1 a 40, 60, 80 e 100°C.	108
Figura 47: Variação da temperatura na sonda de inonel em função do tempo para o Óleo 2 a 40, 60, 80 e 100°C.	108
Figura 48: Variação da temperatura na sonda de inonel em função do tempo para o Óleo 3 a 40, 60, 80 e 100°C.	109
Figura 49: Variação da temperatura na sonda de inonel em função do tempo para o Óleo 4 a 40, 60, 80 e 100°C.	109
Figura 50: Tensões longitudinais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 40°C.....	110
Figura 51: Tensões longitudinais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 60°C.....	111
Figura 52: Tensões longitudinais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 80°C.....	111
Figura 53: Tensões longitudinais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 100°C.	112
Figura 54: Tensões tangenciais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 40°C.....	113
Figura 55: Tensões tangenciais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 60°C.....	113
Figura 56: Tensões tangenciais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 80°C.....	114

Figura 57: Tensões tangenciais calculadas para a sonda de inconel temperada nos meios estudados a 100°C.	114
Figura 58: Tensões radiais calculadas para a sonda de inconel temperada nos meios estudados a 40°C.	115
Figura 59: Tensões radiais calculadas para a sonda de inconel temperada nos meios estudados a 60°C.	116
Figura 60: Tensões radiais calculadas para a sonda de inconel temperada nos meios estudados a 80°C.	116
Figura 61: Tensões radiais calculadas para a sonda de inconel temperada nos meios estudados a 100°C.	117
Figura 62: Tensões tangenciais calculadas ao longo do raio da sonda nos meios estudados a 40°C.	118
Figura 63: Tensões tangenciais calculadas ao longo do raio da sonda nos meios estudados a 60°C.	119
Figura 64: Tensões tangenciais calculadas ao longo do raio da sonda nos meios estudados a 80°C.	119
Figura 65: Tensões tangenciais calculadas ao longo do raio da sonda nos meios estudados a 100°C.	119
Figura 66: Deformações na direção tangencial calculada as amostras a 60°C: (a) Óleo 1, (b) Óleo 2, (c) Óleo 3 e (d) Óleo 4..	120
Figura 67: Rede de elementos finitos para o cálculo de h dos corpos de prova de aço mola.	123
Figura 68: Coeficientes de transferência de calor calculados para o óleo 3 e óleo 5.	124
Figura 69: Rede de elementos finitos para o corpo de prova de aço AISI 5160.	125
Figura 70: Curvas de resfriamento calculadas para o centro e superfície do corpo de prova.	126
Figura 71: Tensão normal σ_{xx} calculada em função do tempo	126

Figura 72: Tensão normal σ_{yy} calculada em função do tempo	127
Figura 73: Tensão normal σ_{zz} calculada em função do tempo	127
Figura 74: Tensão de cisalhamento calculada em função do tempo	128
Figura 75: Deformações calculadas no plano e na direção y para (a) Óleo 3 e (b) Óleo 5.	130

LISTA DE SIGLAS

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
cfc	Cúbico de face centrada
ccc	Cúbico de corpo centrado
CCT	<i>Continuous cooling temperature</i>
Fe-C	Ferro-carbono
ISO	<i>International Standards Organization</i>
IT	<i>Isothermal temperature</i>
JIS	<i>Japanese Industrial Standards</i>
M_f	Temperatura final de formação de martensita
M_s	Temperatura inicial de formação de martensita
MEF	Método dos elementos finitos
GMQS	<i>General Motors – Quenchmeter speed</i>
tcc	Tetragonal de corpo centrado
Temperatura _{A-B}	Temperatura Leidenfrost
Temperatura _{TRmax}	Temperatura na máxima taxa de resfriamento
Tempo _{A-B}	Tempo de resfriamento até a temperatura de Leidenfrost
Tempo _{TRmax}	Tempo para alcançar a máxima taxa de resfriamento
Tempo ₃₀₀	Tempo para resfriar até 300°C
Tempo ₂₀₀	Tempo para resfriar até 200°C
TR _{A-B}	Taxa de resfriamento na temperatura de Leidenfrost
TR _{max}	Taxa de resfriamento máxima

TR_{300}	Taxa de resfriamento a 300°C
TR_{200}	Taxa de resfriamento a 200°C
TTT	Transformação tempo – temperatura
α	Ferrita
γ	Austenita

LISTA DE SÍMBOLOS

h	coeficiente de transferência de calor
V	volume
V_c	volume percentual de cementita
V_a	volume de austenita
C	carbono
T	temperatura
σ	tensão
E	módulo de elasticidade
ε	deformação
α_t	coeficiente de expansão térmica
Si	silício
Mn	manganês
Ni	níquel
Cr	cromo
Mo	molibdênio
σ_y	tensão de escoamento
σ_o	tensão de escoamento intrínseca
k_y	coeficiente de Hall-Petch
d	tamanho de grão
c_p	calor específico
ρ	densidade
k	condutividade térmica

ν	coeficiente de Poisson
Q	quantidade de calor
A	área
T_s	temperatura da peça
T_o	temperatura do meio de resfriamento
q	fluxo de calor
ε^e	deformação elástica
ε^{th}	deformação térmica ε^{tr} deformação de transformação
ε^p	deformação plástica
X_M	fração volumétrica de martensita
r	raio
t	tempo
r_w	raio total
t_e	duração do processo de têmpera
T_0	temperatura de austenitização
c_p^A	calor específico da austenita
c_p^M	calor específico da martensita
σ_r	tensão radial
σ_θ	tensão tangencial
σ_z	tensão longitudinal
ε_r	deformação radial
ε_θ	deformação tangencial
ε_z	deformação longitudinal
α^{th}	coeficiente de contração térmica da austenita

α^{tr} coeficiente de expansão linear de transformação de matensita

σ_{xx} tensão normal ao plano x

σ_{yy} tensão normal ao plano y

σ_{zz} tensão normal ao plano z

τ_{xy} tensão de cisalhamento

SUMÁRIO

RESUMO	5
ABSTRACT.....	6
LISTA DE FIGURAS	7
LISTA DE TABELAS	13
LISTA DE SIGLAS	14
LISTA DE SÍMBOLOS	16
1. INTRODUÇÃO.....	23
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
2.1. Transformação de Fase.....	28
2.1.1. Estrutura cristalina dos aços.....	29
2.1.2. Diagrama de Transformação Isotérmica	30
2.1.3. Diagrama de transformação em resfriamento contínuo	32
2.1.4. Mudanças volumétricas.....	34
2.1.5. Resfriamento e transformação de fase	35
2.1.5.1. Resfriamento sem transformação de fase	35
2.1.5.2. Resfriamento com transformação	37
2.2. Análise das curvas de resfriamento	38

2.2.1. Mecanismos de resfriamento	41
2.2.2. Interpretação das curvas de resfriamento	43
2.3. Processo de Têmpera	45
2.3.1. Seleção do óleo de têmpera	46
2.3.2.1. Degradação do óleo de têmpera	50
2.3.3. Temperatura do meio	51
2.3.4. Agitação	52
2.3.5. Condições superficiais.....	54
2.3.6. Geometria da peça	55
2.3.7. Material selecionado	56
2.3.8. Tamanho de grão.....	57
2.4. Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.....	58
2.4.1. Calor específico	58
2.4.2. Densidade e Coeficiente de expansão térmica.....	59
2.4.3. Condutividade Térmica	60
2.4.4. Módulo de Elasticidade	61
2.4.5. Coeficiente de Poisson	62
2.4.6. Tensão de Escoamento	62

2.5. Técnicas para estimar o coeficiente de transferência de calor ..	63
2.5.1. Método da análise concentrada	65
2.5.2. Método inverso	66
2.6. Trincas e Distorções	68
2.6. Mecanismos de Formação de Tensões Residuais	71
3. MATERIAIS E MÉTODOS	80
3.1. Materiais Utilizados	80
3.2. Planejamento do Experimento	82
3.2.1. Análise dos óleos utilizando uma sonda padrão	82
3.2.2. Análise do comportamento do aço AISI 5160 em diferentes meios de resfriamento	83
3.3. Descrição do Equipamento	83
3.4. Calibração da Sonda	85
3.5. Descrição dos Ensaios	86
3.5.1. Ensaio com a sonda padronizada ASTM 6200.....	86
3.5.2. Ensaio com o corpo de prova de aço mola	86
3.6. Exames Metalográficos	88
3.7. Medidas de Dureza.....	89
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	90
4.1. Resultados Experimentais	90

4.1.1. Dados obtidos no teste com a sonda de inconel	90
4.1.2. Dados obtidos no teste com o aço AISI 5160	99
4.2. Resultados Simulados	102
4.2.1. Simulação para a sonda de inconel.....	102
4.2.1.1. Coeficientes de transferência de calor	103
4.2.1.2. Simulação das Tensões Térmicas	106
4.2.2. Simulação para o corpo de prova de aço AISI 5160.....	121
4.2.2.1. Coeficiente de Transferência de Calor	123
4.2.2.2. Tensões Residuais Térmicas	124
5. CONCLUSÕES	131
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	133
REFERÊNCIAS	134

1. INTRODUÇÃO

O tratamento térmico de têmpera consiste no rápido resfriamento do aço a partir da temperatura de austenitização. O objetivo deste tratamento é endurecer o material com a formação de uma microestrutura denominada martensita. Embora pareça muito simples a primeira vista, Smoljan (2001) relata que a têmpera é fisicamente um dos mais complexos processos da engenharia e muito difícil de ser entendido. Por este motivo este processo é comumente chamado de buraco-negro do tratamento térmico.

O tratamento térmico é uma tecnologia de fabricação crucial, especialmente para os setores: automotivo, de construção civil, transporte e aeroespacial. Segundo Inoue, Funatani e Totten (2000) os avanços na indústria de tratamento térmico são fundamentais para manter estes setores competitivos em escala global. Por isso esta indústria necessita otimizar seus processos para reduzir custos e problemas ambientais, além de melhorar a qualidade de seus produtos. Fletcher (1989), Wallis (1995), Dry, Porzney e Rodewald (2003) e Inoue, Funatani e Totten (2000), são alguns dos autores que destacam a simulação como uma forma da indústria do

tratamento térmico alcançar estes resultados. A redução de custo e o melhor conhecimento das propriedades finais ainda na fase de projeto podem dar a empresa mais competitividade e uma melhor posição no mercado.

Fletcher (1989) relata que o tratamento térmico de têmpera sempre terá de conviver com problemas, uma vez que a necessidade de se obter o maior nível de dureza possível é contrária ao desejo de controlar as distorções.

Totten e Webster (2002) relatam que de todos os métodos de processamento dos metais, o tratamento térmico é o que ocasiona maior impacto na geração das tensões residuais e distorções, e que a têmpera é o mais crítico deles. Estima-se que cerca de 20% dos problemas de tratamento térmico são ocasionados pelo aquecimento e os outros 80% pelo resfriamento.

Os primeiros estudos de distorções e tensões residuais começaram na década de 20, segundo Arimoto et al. (2005). Estes trabalhos mediam estas grandezas em cilindros de aço temperados sob determinadas condições de resfriamento. Nas décadas de 70 e 80, começaram a surgir os primeiros trabalhos de simulação. Fletcher (1989) destaca que estes estudos se limitavam a geometrias bastante simples, geralmente cilindros infinitos, o que permitia uma série de simplificações matemáticas. É importante ressaltar que estes trabalhos não explicavam os mecanismos de formação de tensões

residuais e distorções, focavam apenas comparações entre resultados experimentais e calculados.

De acordo com Todinov (1999), os problemas envolvendo tensões residuais de têmpera sem transformação de fase são bem entendidos, no entanto ainda há discrepâncias no cálculo das tensões de transformação. Isto se deve a complexa relação entre tensões de transformação e os parâmetros de transformação de fase.

O objetivo da simulação do tratamento térmico é estabelecer um modelo, que permita prever as tensões residuais, distorções e propriedades do material (microestrutura e dureza) depois do tratamento.

A precisão da simulação depende da veracidade das informações sobre o material e o processo utilizado. A coleta destes dados, principalmente em relação ao material, pode significar um grande investimento de tempo.

A simulação da têmpera pode ser dividida em três áreas principais:

- Determinação do coeficiente de transferência de calor e propriedades mecânicas do material,
- Simulação do fluxo do fluido e
- Cálculo das tensões residuais e distorções geradas pelo tratamento térmico.

Nesta dissertação serão discutidas as prováveis causas das tensões e deformações, assim como seus mecanismos de formação, e

o método utilizado para obter o coeficiente de transferência de calor.

A parte experimental é composta de duas partes. A primeira conta com uma análise de diferentes óleos minerais, em diferentes temperaturas, utilizando uma sonda padronizada de Inconel, segundo norma ASTM D6200. Depois será apresentado um estudo do comportamento do aço AISI 5160, em diferentes meios de resfriamento. Todos os cálculos dos coeficientes de transferência de calor, das tensões térmicas e distorções serão feitos utilizando o método de elementos finitos (MEF). O programa HT-MOD (Heat Treatment modeling) foi utilizado para estimar o valor dos coeficientes de transferência de calor e o programa ABAQUS foi empregado para simular as tensões térmicas e respostas mecânicas.

Assim o objetivo deste trabalho é, em um primeiro momento, estudar a potencialidade que diferentes tipos de óleo têm em provocar tensões térmicas e distorções. E, em uma segunda etapa, o objeto de interesse passa a ser o comportamento do aço AISI 5160, em dois diferentes meios de resfriamento.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A têmpera é um importante processo do tratamento térmico, pois tem como função melhorar as propriedades do material. No entanto este processo pode vir acompanhado de efeitos indesejados como trincas e distorções. Por este motivo seu processo deve ser rigorosamente controlado. Os altos gradientes térmicos juntamente às transformações estruturais são as principais causas das tensões térmicas e deformações. Deformações, transferência de calor e mudança de fase são fenômenos acoplados, como Inoue (2002) indicou na Figura 1.

Figura 1: Ligação entre deformação, transferência de calor e transformação de fase. (Adaptado de INOUE, 2002).

2.1. Transformação de Fase

As propriedades dos aços tais como dureza, tenacidade, e fragilidade estão diretamente relacionadas à estrutura atômica dos metais. Durante a têmpera o aço é resfriado rapidamente para evitar a formação de produtos de difusão como a perlita, por exemplo, que é um produto de transformação relativamente mole, e obter a martensita, que é uma microestrutura bastante dura.

Os produtos de transformação mais comumente encontrados em aços temperados, segundo Totten e Webster (2002) são: martensita, bainita, perlita, ferrita e cementita. A formação destes produtos depende da velocidade de resfriamento e composição da liga.

As transformações resultantes de um resfriamento lento são regidas pelo diagrama de equilíbrio ferro-carbono (Fe-C), mostrado na Figura 2. Segundo Krauss (1989) o diagrama de equilíbrio Fe-C é onde todos os tratamentos térmicos estão baseados, definindo as regiões de temperatura e teor de carbono onde as fases são estáveis. No entanto ele ressalta que este diagrama deve ser apenas um guia, uma vez que muitos aços podem conter outros elementos que modificam as posições de equilíbrio. Na Figura 2 pode-se observar que a ferrita (α) aparece em temperaturas até 912°C, a austenita (γ) entre 912 e 1394°C, e o ponto de fundição do aço em torno de 1538°C.

resfriamento, é rápido omitindo a formação de ferrita. A figura 3 ilustra as estruturas cristalinas citadas.

Figura 3: Estruturas cristalinas. (a) Austenita, cfc. (b) Ferrita, ccc. (c) Martensita, tcc. (TOTTEN e WEBSTER, 2002)

A morfologia da martensita varia em função da composição química do aço, mas sua formação acontece por cisalhamento em certas regiões do cristal original, não havendo grande movimentação de átomos.

2.1.2. Diagrama de Transformação Isotérmica

O diagrama de transformação isotérmica também é conhecido como diagrama IT (*isothermal transformation*) ou diagrama TTT (transformação tempo-temperatura). Diferente do diagrama de equilíbrio, as curvas TTT consideram a variável tempo. Assim conforme o tempo que o aço permanecer em determinada temperatura ele vai sofrer transformação ou não. Totten, Bates e Clinton (1993) comentaram que este diagrama foi desenvolvido para o tratamento de pequenas peças de aço, que podem alcançar

carbono. O tamanho dos grãos e a homogeneidade da austenita também podem influenciar o diagrama. Além disso, os elementos de liga, que são adicionados nos aços, deslocam as curvas de início e fim da transformação para a direita, o que significa que o processo de transformação por difusão, será mais demorado.

2.1.3. Diagrama de transformação em resfriamento contínuo

As curvas de resfriamento contínuo também são conhecidas como curvas CCT (*continuous cooling transformation*). Como citado anteriormente, as curvas TTT se adequam a peças que resfriam rapidamente. Van Vlack (1970) descreve que o diagrama CCT também considera o efeito tempo, temperatura e transformação, mas se diferencia pelo seu deslocamento para baixo e para direita se comparada à curva TTT. Este diagrama mostra que um aço pode ser resfriado a diferentes velocidades e os produtos de transformação estão indicados entre a temperatura de austenitização e a temperatura de início de formação martensítica (M_s), como mostra a Figura 5. Cada vez que a curva de resfriamento ultrapassa uma curva de transformação, tem-se início a transformação do produto indicado no gráfico. A primeira curva corresponde à velocidade mínima para se obter apenas martensita, e a última representa a velocidade máxima para uma estrutura formada unicamente por perlita.

Observando a Figura 5 percebe-se que os aços resfriados lentamente (primeira curva da direita) começam a formar perlita e apresentam baixa dureza. Já nos aços resfriados rapidamente (primeira curva à esquerda), a curva de resfriamento não toca a curva de transformação, havendo apenas martensita, logo apresenta alta dureza. Nas curvas intermediárias, o resfriamento atinge o ponto inicial de transformação em perlita, mas não alcança seu ponto final, assim a austenita que ainda não se transformou atinge a temperatura M_s e no final a estrutura obtida é composta de perlita e martensita.

Figura 5: Diagrama CCT do aço 6150 com 0,55% C, 0,98% Mn e 1,02% Cr. (ATLAS OF TIME TEMPERATURE DIAGRAMS FOR IRONS AND STEEL, 1991)

2.1.4. Mudanças volumétricas

As mudanças microestruturais que ocorrem durante a têmpera estão associadas ao aumento de volume e ocorrem em função do tempo e da temperatura. A formação da martensita começa na superfície, onde o resfriamento é mais rápido, e se estende até o centro, a não ser que ela seja impedida pelo processo de difusão, segundo Fletcher (1989). A martensita na superfície terá um volume maior que o centro não transformado.

Esta transformação volumétrica, ocasionada pela têmpera, pode ser descrita pela eq.(1), apresentada por Thelning (1975).

$$\Delta V / V \times 100 = (100 - V_c - V_a) \times 1,68C + V_a(-4,64 + 2,21C) \quad (1)$$

Onde $(\Delta V / V) \times 100$ é a variação percentual de volume, V_c é o volume percentual de cementita não dissolvida, V_a é a percentagem do volume de austenita, $(100 - V_c - V_a)$ é a percentagem volumétrica de martensita e C é a percentagem de carbono por peso dissolvido em austenita e martensita.

Se a mudança de volume causa tensões menores do que o limite da tensão de escoamento do material, não há deformação plástica. Mas se estas tensões ultrapassarem o ponto de ruptura do material, a peça pode trincar segundo Totten e Webster (2002). Berns (1989) relata que a partir do valor $(\Delta V / V)$ é possível calcular as tensões internas na peça causadas pela diferença de temperatura

(ΔT) originadas tanto pelo aquecimento uni-dimensional quanto pelo resfriamento através da eq.(2).

$$\sigma = E \cdot \varepsilon = E \cdot \frac{1}{3} (\Delta V / V) = E \cdot \alpha_t \cdot \Delta T \quad (2)$$

onde E é o modulo de elasticidade e α o coeficiente de expansão térmica.

2.1.5. Resfriamento e transformação de fase

2.1.5.1. Resfriamento sem transformação de fase

Se um aço não sofre transformação de fase, como por exemplo, um aço inoxidável austenítico, ao final do processo de têmpera haverá apenas tensões residuais térmicas, conforme descrito por Mayr (1986). Observando a parte superior da Figura 6, nota-se que, nestas condições, o resfriamento superficial do componente é muito mais rápido que o do centro. Neste instante, o volume específico do centro é muito maior que o da superfície; e a redução no volume superficial (devido a temperatura mais baixa) é impedida pelo grande volume do centro, resultando na superfície trativa e o centro compressivo. Quando acontece a maior diferença de temperatura entre o centro e a superfície (ponto T), o centro resfria (encolhe) mais rapidamente que a superfície, conduzindo a redução dimensional elástica da superfície até um ponto em que a conversão de tensão é obtida, momento no qual a superfície fica compressiva

em relação ao centro (ponto O). A distribuição de tensão residual, ao final do resfriamento, para o centro e superfície é mostrada abaixo do lado direito da Figura 6. A curva A mostra a variação da tensão na superfície sob condição elástica, B e C são as variações das tensões térmicas vigentes no centro e na superfície sob condição elasto-plástica. Assim o componente se deformará plasticamente se em algum momento as tensões térmicas excederem a tensão de escoamento do material, resultando em mudanças dimensionais induzidas termicamente.

Figura 6: Tensões térmicas em um componente de aço. (Adaptado de TOTTEN e WEBSTER, 2002)

2.1.5.2. Resfriamento com transformação

De acordo com Todinov (1999) ao analisar as tensões ocasionadas em aços temperados onde houve transformação de fase, devem-se considerar tanto as tensões de transformação quanto as tensões térmicas. A Figura 7.a, que ilustra tal fenômeno, quando a transformação de fase acontece tanto na superfície quanto no centro antes das tensões térmicas inverterem o sinal. Acima da temperatura de transformação M_s , as tensões formadas são térmicas. Com a continuidade do resfriamento, a tensão no centro excede a tensão de escoamento do material e acontece uma deformação plástica. A transformação martensítica no centro produz uma componente de tensão substancial devido ao aumento volumétrico da mudança de fase. Isto faz com que o centro fique em compressão e a superfície em tração simultaneamente.

A Figura 7.b, ilustra o caso em que a transformação da martensita acontece depois que a tensão térmica muda de sinal. O aumento, do volume, devido à transformação da superfície adiciona tensões compressivas à superfície. Uma vez que as tensões estão balanceadas, há um correspondente aumento da tensão trativa no centro. Mais adiante será detalhado o mecanismo de formação das tensões residuais.

ser feitas de um material com alta condutividade térmica, como prata, por exemplo. Outra alternativa seria uma sonda de aço inox ou inconel 600. Geralmente estas sondas são cilíndricas e têm uma forma infinita (o comprimento é no mínimo quatro vezes maior que o diâmetro), e possuem ao menos um termopar fixado de acordo com a norma utilizada.

Estas sondas devem ser projetadas de forma a serem sensíveis à transferência de calor que ocorre na superfície, e a análise da curva de resfriamento deve ser livre da transformação de fase no intervalo de temperatura trabalhado, porque assim a sonda pode ser reutilizada varias vezes sem modificar sua estrutura.

As normas mais utilizadas para este teste, segundo Chen et al. (1998), são a ISO 9950 e a norma japonesa JIS K 2242. Estas sondas são feitas de inconel 600 e prata respectivamente. O desenho esquemático destas sondas podem ser observados nas Figuras 8 e 9.

Nota-se que a sonda ISO 9950 tem um termopar inserido em seu centro geométrico e na sonda JIS K2242 o termopar está na superfície para acentuar a sensibilidade. As sondas de prata são utilizadas devido à alta condutividade térmica e as sondas de inconel por possuírem um comportamento mais parecido com o aço, além de serem mais resistente a oxidação.

Figura 8: Sonda de Inconel 600, segundo norma internacional ISO 9950 (NARASAKI et al. 1999)

Figura 9: Sonda de prata, segundo norma japonesa JIS K2242 (Narazaki et al., 1999)

Para a aquisição da curva, a sonda é aquecida até a temperatura de austenitização, geralmente 850°C, e então rapidamente resfriada no meio a ser estudado. O termopar inserido na sonda fica conectado a um computador, que através de um programa, registra em tempo real, os dados de tempo e temperatura durante o resfriamento.

A partir das curvas de resfriamento obtidas de uma sonda padrão, é possível calcular as curvas da taxa de resfriamento, coeficiente de transferência de calor e quantidade de calor em função da temperatura.

2.2.1. Mecanismos de resfriamento

A curva de resfriamento é a forma mais utilizada e precisa de se descrever os mecanismos de resfriamento de têmpera. Totten et al. (1993) diz que um aço austenitizado e resfriado em um líquido volátil, como água, óleo ou polímero, apresenta no mínimo três estágios de resfriamento. Estes estágios representam diferentes mecanismos de extração de calor do metal aquecido. Estas três zonas de resfriamento são conhecidas como estágios A, B e C, e estão representadas na Figura 10.

Figura 10: Fases de resfriamento. (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)

No estágio A, também conhecido como fase de vapor, o líquido ao redor da peça vaporiza, formando uma barreira isolante de vapor. Nesta fase a transferência de calor acontece por radiação, e o resfriamento é lento. Esta camada de vapor aumenta e é mantida enquanto o calor gerado pela peça for superior ao ponto de evaporação do líquido. De acordo com Totten, Bates e Clinton (1993) esta fase começa a sumir quando alcança a temperatura Leidenfrost, (temperatura de transição do primeiro para o segundo estágio).

O estágio B caracteriza-se pela violenta ebulição na superfície do metal. O filme de vapor ao redor da peça se rompe, o líquido entra em contato com o metal quente, resultando em um borbulhamento

acelerado e em uma alta transferência de calor. Esta fase é conhecida como fase de nucleação de bolhas.

O último estágio começa quando o líquido resfria abaixo da temperatura de ebulição do fluido. Neste estágio, a taxa de resfriamento, é menor que a taxa desenvolvida no estágio anterior, as bolhas somem e o metal fica totalmente em contato com o líquido, o resfriamento é lento, e ocorre por condução e convecção. As taxas de resfriamento neste estágio são influenciadas pela agitação, temperatura e viscosidade do meio.

2.2.2. Interpretação das curvas de resfriamento

Para analisar uma curva de resfriamento, segundo Totten, Bates e Clinton (1993), o primeiro passo é determinar os tempos e taxas de resfriamento nas temperaturas de transição de cada fase, que seriam os parâmetros críticos de cada fase:

- Taxa de resfriamento na transição da fase de vapor para o estágio B, tempo decorrido para alcançar esta taxa, e a temperatura neste momento.
- Máxima taxa de resfriamento, a temperatura em que ocorre e o tempo decorrido até este ponto.
- Taxas de resfriamento a 200 e 300°C e seus respectivos intervalos de tempo. Esta região é onde ocorre a transformação martensítica para a maioria dos aços.

A duração da fase de vapor e a temperatura em que ocorre a máxima taxa de resfriamento estão diretamente relacionadas com o nível de dureza alcançada. Quanto maior a taxa máxima alcançada, maior o nível de dureza. Como relatado anteriormente, é desejável a menor fase de vapor possível, assim a velocidade de molhamento é maior, conseqüentemente o resfriamento mais uniforme, diminuindo a probabilidade de deformações. Na última fase, é quando a martensita é formada, portanto ela influencia a formação de tensões residuais, trincas e distorções, sendo desejável obter, neste momento, taxas de resfriamento menores e uniformes.

A Figura 11 mostra as taxas críticas de resfriamento em uma curva de resfriamento.

Figura 11: Taxas de resfriamento dos parâmetros críticos (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)

2.3. Processo de Têmpera

O tratamento térmico de aços e ligas ferrosas constitui de três estágios: austenitização, têmpera e revenido. No processo de têmpera a austenitização é realizada pelo aquecimento do metal até atingir um nível de temperatura onde este se torna austenítico. Então a peça austenitizada é rapidamente resfriada, geralmente por imersão em óleo, água ou soluções de polímero. O resfriamento rápido faz com que o metal tenha uma estrutura martensítica, que confere dureza ao componente. O nível e a profundidade da dureza alcançada dependem da taxa de resfriamento do meio e do tipo de aço.

Chiaverni (1984) define temperabilidade como a capacidade do aço endurecer a certa profundidade. Aços com baixa temperabilidade têm de ser resfriados muito rapidamente para alcançar o nível de dureza desejado.

Em situações reais o resfriamento no centro das peças tratadas é mais lento que na superfície, por este motivo as estruturas formadas serão ligeiramente diferentes. O resfriamento desigual também provoca tensões mecânicas, pois a região superficial se contrai mais rapidamente que o interior. Tais fatores são responsáveis pela tendência de deformações e empenamentos em peças temperadas. Em casos extremos, as tensões internas podem ser tão altas que inutilizam a peça com a formação de trincas, pois a

martensita, por ser dura, tem fragilidade maior. Por este motivo Totten e Webster (2002) destacam a importância de se considerar, ainda na fase de projeto, a severidade e uniformidade do meio selecionado.

Depois da têmpera, o revenimento tem por objetivo diminuir a fragilidade e homogeneizar a estrutura martensítica.

Os parâmetros que mais afetam a transferência de calor e formação de tensões residuais e trincas são: o meio de têmpera, a temperatura do meio, o nível de agitação, e a superfície, geometria, tamanho e material da peça, como ilustra a Figura 12.

Figura 12: Diagrama causa e efeito: tensões residuais e transferência de calor

2.3.1. Seleção do óleo de têmpera

Segundo Totten e Webster (2002) o meio de têmpera selecionado é o fator que mais afeta o resfriamento, daí a necessidade de considerar a severidade e uniformidade no momento

da escolha. A Figura 13 mostra o efeito de diferentes na taxa máxima de resfriamento.

Figura 13: Variação na severidade em óleos de têmpera à 60°C.
(Adaptado de TENSI et al, 1997)

Por muito tempo, pesquisadores tentam classificar e caracterizar os óleos de têmpera de uma maneira mais clara. Isto é importante porque o que se busca não é simplesmente endurecer o material, mas também controlar as tensões residuais. Algumas das primeiras tentativas foram revisadas por Totten et al. (1988). A mais conhecida é o teste *GM Quenchometer* que é assunto da norma ASTM D3520. Entretanto nos trabalhos de Liscic e Totten (1998) e Bates e Totten (1991) observa-se que há reprodutibilidade nos dados obtidos no teste *GM Quenchometer*, mas eles não refletem nem a capacidade do óleo em endurecer o material nem a provável magnitude de tensões residuais obtidas no final do processo. Canale e Totten

(2005) mostraram que há mais de uma forma de prever a capacidade de endurecimento do metal por determinado óleo, sendo necessário uma análise mais profunda.

Totten et al. (1993) e Totten e Webster (2002) estabeleceram alguns critérios para auxiliar a escolha do óleo:

- Óleos com taxa de resfriamento relativamente baixa (óleos convencionais) devem ser utilizados para seções transversais grandes.
- A temperatura deve ser ajustada de forma a atingir uma viscosidade de 5 a 15cSt considerando a agitação e o método de resfriamento utilizado.
- A temperatura de trabalho deve ser no mínimo 90°C abaixo do ponto de fulgor do óleo.
- Se os componentes são aquecidos em fornos a ar, o óleo deve ser selecionado para dar brilho máximo.
- Óleos convencionais ou altas concentrações de polímeros são utilizados para aços de alta liga.
- Óleos acelerados para aços de baixa liga.

Outro fator a ser considerado é o comportamento do molhamento do metal no líquido. O molhamento é influenciado pelo meio de resfriamento e temperatura do banho. Totten e Webster (2002) relataram que a velocidade do molhamento durante a têmpera em água e óleo é muito menor quando comparados às soluções de polímero. Baixa velocidade de molhamento implica em

não-uniformidade na superfície de resfriamento, devido aos baixos valores dos coeficientes de transferência de calor na superfície não molhada, o que aumenta os gradientes térmicos e, conseqüentemente aumentam as tensões e deformações. No entanto quando o filme de vapor se rompe instantaneamente o resfriamento é uniforme, como no uso de polímeros, e observa-se que nestas situações há uma redução nas tensões residuais e distorções. A Figura 14 compara as distorções obtidas um disco temperado em diferentes meios de resfriamento.

Figura 14: Efeito dos diferentes meios de tmpera na distoro de disco de ao carbono JIS S45C temperado. (a) Distoro axial. (b) Distoro radial. (Adaptado de TOTTEN e WEBSTER, 2002)

2.3.2.1. Degradação do óleo de têmpera

A degradação do óleo pode aumentar a taxa de resfriamento, de modo especial na fase de convecção, o que aumenta o risco de trincas e distorções.

As tensões residuais térmicas também tendem a aumentar com a oxidação do óleo, como mostrou Penha et al. (2005), e devido à instabilidade de resfriamento há um aumento nos gradientes térmicos. A Figura 15 mostra o efeito da oxidação na taxa de resfriamento.

Figura 15: Variação na taxa de resfriamento devida à oxidação de um óleo acelerado. (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)

2.3.3. Temperatura do meio

Segundo Boyer e Cary (1988) a temperatura do banho afeta de forma marcante sua habilidade de extrair calor da peça, o que não significa que em temperaturas mais baixas o calor é mais rapidamente extraído. A taxa específica de extração de calor depende das características de cada meio. Em meios aquosos, por exemplo, altas temperaturas tendem a aumentar o primeiro estágio de resfriamento.

Ao aumentar a temperatura do banho, a energia necessária para o líquido evaporar diminui, e a espessura do filme de vapor aumenta, desta forma, segundo Totten e Webster (2002). A taxa de transferência de calor cai, além de ter uma diminuição da taxa máxima de resfriamento e aumentar a duração da primeira fase. No estágio de convecção a transferência de calor é função da diferença de temperatura do banho e da superfície da peça, e da viscosidade do fluido. A viscosidade governa o fluxo de convecção ao redor da peça e seu valor diminui com o aumento da temperatura.

Na Figura 16 está ilustrado o efeito da temperatura na taxa de resfriamento.

Figura 16: Influência da temperatura do banho no resfriamento.
(Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)

2.3.4. Agitação

Segundo Boyer e Cary (1988) a agitação promove um aceleração no rompimento da camada de vapor e produz destacamentos de bolhas menores, porém mais freqüentes no segundo estágio de resfriamento. A agitação provoca uma movimentação no meio de têmpera, fazendo que o líquido frio circule de modo a substituir óleo quente próximo à peça, homogeneizando o banho e provocando uma rápida transferência de calor no terceiro estágio.

A Figura 17 mostra o efeito que diferentes velocidades de agitação causam nas curvas de resfriamento. Nas fases de vapor e

convecção a temperatura do corpo de prova cai lentamente. Quando o filme de vapor se rompe, a temperatura cai rapidamente.

Figura 17: Influência da velocidade de agitação nas curvas de resfriamento. (Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)

Totten e Webster (2002) comentam que a agitação aumenta a velocidade de molhamento da peça, melhora a uniformidade de resfriamento e aumenta o poder de resfriamento em água e óleo. Desta forma a formação de tensões e distorções é inibida.

Apesar de todos os benefícios que a agitação pode trazer, é preciso ressaltar que a não uniformidade de agitação pode trazer sérios danos, aumentando as distorções e tensões residuais nos

componentes temperados, causados pelo aumento nos gradientes térmicos entre a superfície e o centro da peça.

2.3.5. Condições superficiais

A oxidação e a rugosidade superficiais podem diminuir o tempo de molhamento, segundo Han et al. (1995), como mostra a Figura 18.

Figura 18: Influência da oxidação superficial no intervalo de tempo de molhamento. (Adaptado de TENSI, STICH e TOTTEN, 1995)

Segundo Totten e Webster uma fina camada de óxido tende a acelerar o resfriamento pela supressão da formação da fase de vapor ou promovendo o adiantamento da quebra do filme de vapor. Além disso, a fina camada de óxido promove melhor uniformidade de resfriamento, e por esta razão, a formação de trincas é evitada. No

entanto, se esta camada de óxido for mais espessa, o resfriamento será instável e haverá descarbonetação da peça.

A rugosidade superficial também altera as características de resfriamento, e estas afetam as tensões e distorções nas peças temperadas. Ela causa uma diminuição na camada de vapor. Além disso, a rugosidade superficial aumenta a propensão de formar trincas caso apresente uma profundidade maior que $1\mu\text{m}$, segundo Totten e Webster (2002).

2.3.6. Geometria da peça

A velocidade de molhamento superficial e a ruptura da camada de vapor são fortemente influenciadas pelos raios de ponta das peças temperadas, de acordo com Tensi et al. (1997). Se o raio de ponta é aumentado, a temperatura inicial de molhamento diminui, prejudicando a transferência de calor. No entanto o uso da agitação elimina o efeito do raio de ponta, porque a agitação desestabiliza a camada vapor independentemente do raio de ponta.

Em relação ao tamanho da peça, pode-se afirmar que quanto maior a espessura, mais lento será o resfriamento. Portanto o centro de uma peça com uma seção transversal grande, jamais poderá ser resfriado rapidamente, independentemente do meio utilizado. Sendo assim as taxas de resfriamento no centro serão limitadas pela difusividade térmica do material.

Totten e Webster (2002) relataram que quanto maior a seção transversal da peça, menor a velocidade de molhamento e maior a espessura da camada de vapor.

A Figura 19 mostra como o aumento no diâmetro dos corpos de prova pode afetar as tensões durante o processo.

Figura 19: Distribuição das tensões residuais axiais de vários cilindros de tamanho D temperados em água. (Adaptado de TOTTEN e WEBSTER, 2002)

2.3.7. Material selecionado

A composição química de um aço determina os parâmetros termodinâmicos do material, o comportamento de transformação e a oxidação na superfície de acordo com Tensi et al. (1997). O menor valor obtido nas taxas de resfriamento é causado pelo calor latente de transformação da austenita em ferrita/perlita, bainita ou martensita. A temperatura de transformação e o calor latente gerado dependem da temperabilidade do aço e da taxa de resfriamento.

Totten et al. (1993) mostraram que a probabilidade de formação de trincas aumenta quando a temperatura inicial de transformação de martensita (M_s) diminui. A Figura 20 mostra a relação entre a frequência de trincas ocasionadas por têmpera e a eq.(3) a relação entre M_s e o percentual da composição química do material.

$$M_s = 521 - 353(\%C) - 22(\%Si) - 24,3(\%Mn) - 27,4(\%Ni) - 17,7(\%Cr) - 25,8(\%Mo) \quad (3)$$

Figura 20: Relação entre a frequência de trincas e temperatura M_s .
(Adaptado de TOTTEN, BATES e CLINTON, 1993)

2.3.8. Tamanho de grão

Quanto menor o tamanho de grão maior a tensão de escoamento e de ruptura. Esta afirmação pode ser verificada pela relação de Hall-Petch (HALL, 1970):

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

onde σ_y é a tensão de escoamento, σ_o é a tensão de escoamento intrínseca, k_y é o coeficiente de Hall-Petch e d o tamanho de grão.

O valor da tensão de escoamento é importante, por ele é quem determina o limite de escoamento elástico do material. Se durante o processo de têmpera as tensões geradas pelo processo ultrapassam este valor haverá trincas e deformações.

2.4. Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais

As propriedades físicas e mecânicas dos materiais são fundamentais para calcular as tensões geradas durante o tratamento térmico. Estas propriedades devem ser obtidas em função da temperatura, segundo Bhadeshia (2002). Nesta seção serão apresentados os comportamentos destas propriedades quando há variação da temperatura.

2.4.1. Calor específico

De acordo com Fletcher (1989) esta propriedade varia tanto com a temperatura quanto com a estrutura, e tende a ter valores altíssimos próximos a temperaturas onde ocorre a transformação de fase (Figura 21). É representado pela sigla C_p , onde a letra p significa pressão constante.

Define-se calor específico a quantidade de calor necessária para aumentar uma unidade de massa em uma unidade de temperatura.

No sistema internacional sua unidade de medida é joule por kilograma kelvin (J/kg·K).

Figura 21: Efeito da temperatura no calor específico de uma liga de baixo carbono (Adaptado de FLETCHER, 1989)

2.4.2. Densidade e Coeficiente de expansão térmica

Densidade, ρ , é a massa medida por unidade de volume (kg/m^3). Fletcher (1989) afirma que a densidade diminui suavemente com o aumento da temperatura.

Para determinar os esforços térmicos é preciso conhecer os coeficientes de expansão térmica, α_t , em todo o intervalo de temperatura analisado.

$$\alpha_t = -\frac{1}{\rho} \left(\frac{\partial \rho}{\partial T} \right)_p \quad (5)$$

Badeshia (2002) mostrou que o valor de α da austenita é maior que o da ferrita, isto deve ser considerado porque ferrita apresenta

uma menor densidade, e conseqüentemente um espaço maior entre seus átomos. Porém este comportamento é explicado como reflexo de dois estados coexistentes de austenita (γ_0 e γ_1), cada um com o coeficiente de expansão térmica igual ao da ferrita. A proporção de átomos nos estados γ_0 e γ_1 muda com a temperatura, então o coeficiente de expansão térmica da austenita medidos experimentalmente são maiores que a do ferrita, como mostra a Figura 22.

Figura 22: Volume molar de várias formas de aço. (Adaptado de BADESHIA, 2002)

2.4.3. Condutividade Térmica

Esta propriedade reflete a capacidade que o material tem para conduzir o calor. É representada por k e sua unidade no sistema internacional é Watts por metro Kelvin (W/mK). Segundo Fletcher (1989) esta é uma função da estrutura do material, então mudanças

consideráveis podem ocorrer. Nos aços a fase austenítica tem o menor valor, em torno de 15W/mK em temperatura ambiente e 26W/mK à 850°C. A fase martensítica tem uma variação entre 25 e 35W/mK, uma variação pequena em relação a mudança de temperatura.

2.4.4. Módulo de Elasticidade

O módulo de elasticidade, E , também conhecido como módulo de Young está relacionado com o comportamento elástico do material. É a relação entre as componentes de tensão e deformação, de acordo com a Lei de Hooke.

A Figura 23 mostra que o módulo de elasticidade diminui quando a temperatura aumenta.

Figura 23: Efeito da temperatura no módulo de Young em aços de baixa liga. (Adaptado de Fletcher, 1989)

2.4.5. Coeficiente de Poisson

O coeficiente de Poisson, ν , segundo Fletcher (1989), é bem documentado e seus valores são próximos a 0,3 para o aço, não havendo mudanças significativas de seu valor com o aumento de temperatura. Para um intervalo de temperatura de 20 a 850°C seu valor varia entre 0,28 a 0,31.

2.4.6. Tensão de Escoamento

Segundo Fletcher (1989) o valor da tensão de escoamento também diminui com o aumento da temperatura. A Figura 24 mostra a variação da tensão de escoamento de algumas ligas com o aumento da temperatura.

Figura 24: Tensão de escoamento em função da temperatura.
(Adaptado de ALMAN et al., 2002)

2.5. Técnicas para estimar o coeficiente de transferência de calor

Em simulação, as curvas de resfriamento sozinhas não são suficientes para quantificar o poder de resfriamento, ou a transferência de calor dos meios de têmpera, então é necessário obter os coeficientes de transferência de calor, h , na superfície do metal como uma condição de contorno para a análise numérica do processo. Reddy et.al. (2000) destaca que a variação destes coeficientes em função da temperatura é bastante expressiva, como mostra a Figura 25. Durante a fase de vapor a transferência de calor é pequena, mas à medida que a temperatura cai e o líquido atinge a fase de nucleação de bolhas, estes coeficientes atingem seu máximo valor. Na fase de convecção o valor de h volta a cair. Estes coeficientes dependem do meio de têmpera e também da forma, tamanho e material da peça temperada. Muitas vezes as propriedades físicas do termopar são diferentes da peça tratada, por este motivo é tão difícil determinar os coeficientes de transferência de calor em situações reais de fabricação.

Figura 25: Representação esquemática da variação típica do coeficiente de transferência de calor nos três estágios de resfriamento. (Adaptado de REDDY et al., 2000)

O método mais difundido para determinar os coeficientes de transferência de calor é através de curvas de resfriamento obtidas por sondas padronizadas, descritas no capítulo dois. Segundo Narazaki et al. (1998) a melhor técnica para determinar os coeficientes de transferência de calor ou quantidade de calor depende da forma empregada para obtenção da curva de resfriamento. Desta maneira a forma mais eficaz de determinar estas grandezas a partir de uma sonda JIS K2242 seria pelo método da análise concentrada, devido à alta condutividade térmica da prata. Já para a sonda de inconel 600, ISO 9950, o método inverso seria o mais apropriado, por causa da baixa condutividade térmica deste material.

2.5.1. Método da análise concentrada

O método da análise concentrada, segundo Holman (1983), pode ser utilizado quando é possível justificar a hipótese de temperatura uniforme na sonda durante o processo de resfriamento. Chen et. al. (1998) relatam que para que isto seja possível as dimensões da sonda devem ser suficientemente pequenas, e a condutividade térmica do material deve ser alta. A distribuição de temperatura é função da condutividade térmica do material e dos coeficientes de transferência de calor por convecção. Se a distribuição de calor na sonda é uniforme, e a resistência de transferência de calor por condução é desprezível se comparada à resistência de convecção na superfície, então na interface entre o fluido e a superfície ocorre o maior gradiente de temperatura. Desta maneira a perda de calor, Q , é igual ao decréscimo da energia interna da sonda, como mostra a eq.(6).

$$Q = hA(T_s - T_o) = -c\rho V(dT_s / dt) \quad (6)$$

onde h é o coeficiente de transferência de calor na superfície, A é a área da superfície da sonda, T_s é a temperatura da sonda, T_o é a temperatura do fluido.

Se a temperatura do fluido ao redor do corpo de prova também é uniforme, tem-se a seguinte relação:

$$q = h(T_s - T_o) = -(c\rho V / A)(dT_s / dt) \quad (7)$$

onde q é o fluxo de calor na superfície da sonda.

De acordo com Funatani, Narazaki e Tanaka (1999) o peso da sonda ρV é constante, mas os valores de c e A mudam com a temperatura. Porém é possível ignorar a pequena mudança na área superficial da sonda, assim a temperatura é dependente apenas do calor específico, como mostra a eq.(8).

$$q = h(T_s - T_o) = -c(T_s)(\rho V / A)(dT_s / dt) \quad (8)$$

onde $c(T_s)$ é o calor específico em função da temperatura da sonda.

Desta maneira, segundo Narazaki et al. (1999), pode-se calcular o fluxo de calor e o coeficiente de transferência de calor a partir da taxa de resfriamento dT_s/dt . A precisão do cálculo de q e h depende da taxa de resfriamento calculada, consequentemente também depende da acuracidade da curva de resfriamento obtida experimentalmente.

2.5.2. Método inverso

Segundo Beck, Blackwell e Clair (1985) quando a temperatura ou o fluxo de calor são conhecidos em algum ponto da superfície de um sólido, a distribuição de temperatura pode ser determinada diretamente. Mas em certas situações não é possível medir a temperatura direto na superfície, então a medição é feita em um ou mais pontos no interior da peça. A determinação da temperatura transitória na superfície neste caso constitui o problema inverso.

O problema inverso de transferência de calor é inerente aos problemas “mal postos” (*ill-posed*).

Embora o problema inverso seja mais complicado, se comparado ao problema direto, sua escolha é justificada porque medir a temperatura de um componente durante o tratamento térmico, diretamente na superfície, resultaria em uma baixa precisão dos valores lidos pelo termopar.

Narasaki et al. (2000) ressaltam que o método inverso precisa de algumas técnicas que diminuam a instabilidade da solução e a sensibilidade aos erros e ruídos de medição e condições de contorno assumidas, tais como, tempo de simulação e número de intervalos de tempo. Métodos de regularização são utilizados para reduzir esta instabilidade com a introdução de uma função que penaliza grandes variações de nos coeficientes de transferência de calor. Para Smith (2000) a quantidade de regularizações necessárias para superar estas instabilidades, sem reduzir a qualidade da solução inversa, nem sempre é clara e não têm nenhum fundamento físico. Além disso, a maioria dos programas foi desenvolvida em métodos numéricos, como elementos finitos, diferenças finitas ou elementos de contorno, usando geometrias simples e modelos lineares para as propriedades do material, possibilitando aplicar o modelo às propriedades de material dependentes da temperatura e geometrias complexas.

Smith (2000) enumera os dados de entrada utilizados na simulação de um problema inverso, como sendo a geometria da peça,

as propriedades do material, modelos físicos e a variação da temperatura no tempo (obtida experimentalmente) e, os dados de saída como sendo a distribuição dos coeficientes de transferência de calor na superfície do componente estudado.

Muitos programas computacionais foram desenvolvidos para resolver o problema inverso, e de acordo com Reddy et al. (2001) o procedimento iterativo utilizado está resumido na Figura 26.

Figura 26: Fluxograma para resolver o problema inverso (REDDY et al., 2001)

2.6. Trincas e Distorções

De acordo com Totten e Webster (2002) as trincas são causadas pelas tensões térmicas, não uniformidade de resfriamento nos dois primeiros estágios e pelas tensões de transformação da martensita. E que para que uma trinca apareça é necessário existir

um concentrador de tensões, que pode ser causado pela geometria da peça ou impurezas no material.

Inoue et al. (1985) relatam que se o resfriamento superficial for não-uniforme entre as temperaturas de austenitização e M_s , acontece uma contração tardia nas áreas onde o resfriamento foi mais lento, fazendo com que o material contraia mais tarde nesta região. Isto é mostrado na Figura 27 (a), onde o rápido, mas não uniforme resfriamento superficial, acontece no ponto A, que resfria mais rapidamente, no mesmo instante em que afeta o ponto B, o qual resfria mais lentamente, provocando a contração tardia em B', este efeito persiste enquanto a transformação martensítica acontece no ponto M_s . Como resultado, o ponto A, que resfria mais rapidamente, é submetido à compressão, e o ponto B', que resfria mais lentamente à tração. Isto significa que se esta for grande o suficiente a trinca acontecerá nas áreas onde o resfriamento foi atrasado, ou seja, em B'.

Quando a não uniformidade de resfriamento do componente acontece entre as temperaturas M_s e M_f , um estiramento acontece onde o resfriamento foi mais lento, que age como uma força de "empurrão". Isto é mostrado na Figura 27 (b) onde o ponto superficial A, que resfria mais rapidamente, estica o ponto interior B, que resfria mais lentamente, até o ponto B' abaixo da temperatura M_s , que é a condição para se ter início a expansão devido a transformação martensítica. Como resultado, ponto externo A

resfriado rapidamente será tracionado e o ponto interno (resfriado mais lentamente) B' será comprimido. Isto resulta do ponto interno B' empurrando e trincando o ponto A, que resfriou mais rapidamente.

Assim, a trinca por tração acontece devido a não uniformidade de resfriamento superficial entre as temperaturas de austenitização e M_s , e as trincas compressivas acontecem quando o resfriamento não uniforme se dá entre as temperaturas M_s e M_f (na parte do componente que está sob tração). Embora elas sejam contrárias ambas acontecem durante o resfriamento entre M_s e M_f .

Figura 27: Trincas por tração e compressão. (Adaptado de TOTTEN e WEBSTER, 2002)

Prevenir as distorções ocasionadas por têmpera é praticamente impossível, porque o próprio processo de transformação de fase acarreta em uma mudança volumétrica. Somadas a elas podem existir ainda distorções ocasionadas por não-uniformidade de resfriamento, que inclui mudança de tamanho, forma e empenamentos. Este tipo de distorção deve ser evitado pelo melhor controle do processo de tratamento térmico, pois podem até inutilizar o componente temperado.

2.6. Mecanismos de Formação de Tensões Residuais

Kobasko (1995) descreveu a formação de tensões residuais da seguinte forma: se uma barra de aço é aquecida, a superfície resfria mais rapidamente que o centro sofrendo primeiro a transformação de martensita. Como foi dito anteriormente a transformação da martensita acarreta em uma expansão volumétrica. Se a expansão de transformação no centro é maior que a contração térmica da superfície (já endurecida), então a contração térmica na superfície que está para acontecer, forma tensões residuais trativas, enquanto o centro está em estado de compressão.

Mas segundo Todinov (1998) a contração térmica e a expansão volumétrica de transformação podem acontecer sem formar tensões residuais, da mesma maneira que mesmo que não haja diferença de temperatura, tensões residuais podem surgir devido a estruturas não homogêneas. A causa das tensões térmicas é a magnitude do

gradiente térmico nas regiões com maior e menor temperatura da peça. Esta magnitude é determinada pelas propriedades termo-físicas do material e pelo meio de têmpera. Altos coeficientes de transferência de calor e baixa condutividade térmica resultam em altos gradientes térmicos e conseqüentemente altas tensões residuais.

O processo de têmpera gera dois tipos de tensões residuais: as térmicas e as de transformação. Xu et al. (1996) comentaram que o complexo comportamento mecânico apresentado durante a têmpera é controlado por três parâmetros dominantes: tensão, temperatura e transformação de fase. A variação em qualquer um deles causará um efeito no outro.

Inoue (2002) mostrou que a magnitude da tensão residual é afetada pela quantidade de carbono do material. Isto acontece porque quanto maior a quantidade de carbono menor a temperatura M_s , eq.(3), página 57. Mais adiante será demonstrado como o intervalo de temperatura de transformação influencia as tensões residuais.

Todinov, Knott e Strangwood (1996) relataram que a temperatura que tem início a transformação da martensita é influenciada pelas tensões térmicas e que ela pode ser calculada como função do tensor de tensão.

Considerando o modelo reológico elastoplástico apresentado por Todinov (1999) baseado nas teorias de Hill (1995), em qualquer ponto do sólido durante o resfriamento a deformação total, $\Delta\epsilon'$,

produzida no instante t pode ser definida como a soma das deformações que acontecem durante a têmpera, como mostra a eq.(9):

$$\Delta\varepsilon^t = \Delta\varepsilon^e + \Delta\varepsilon^{th} + \Delta\varepsilon^{tr} + \Delta\varepsilon^p \quad (9)$$

onde $\Delta\varepsilon^e$, $\Delta\varepsilon^{th}$, $\Delta\varepsilon^{tr}$ e $\Delta\varepsilon^p$ são respectivamente as componentes de deformação elástica, térmica, expansão volumétrica devido à transformação e deformação plástica. As condições adotadas por Todinov (1998) foram: um modelo axi-simétrico, a liberação do calor latente durante a transformação e a influência do tensor de tensão na temperatura M_s . Somando-se a essas a homogeneidade do material e o modelo isotrópico do trabalho de endurecimento. A distorção no sólido foi representada em três componentes baseadas no sistema de coordenadas cilíndricas.

A transformação da martensita acontece no intervalo de temperatura, Δ , igual à diferença entre a temperatura M_s e a temperatura M_f (temperatura final de transformação), como mostra a Figura 28.

Figura 28: Intervalo da temperatura de transformação martensítica. (TODINOV, 1999)

A quantidade de martensita transformada pode ser expressa pela eq.(10)

$$X_M = \frac{M_s^\sigma - T}{M_s^\sigma - M_f^\sigma} \quad (10)$$

Xu et al. (1996) mostraram que a transformação plástica exerce pouca influência nas tensões residuais, pois os cálculos realizados, considerando este efeito, ficaram muito próximos dos resultados quando a transformação plástica não foi considerada. Notou-se que a transformação plástica agia como um leve moderador de tensões e, por esta razão, não foi incorporada aos cálculos.

A equação diferencial da temperatura de campo $T(r,t)$ durante a têmpera de um cilindro é expressa por:

$$(C_p(T) - Q(T)dX_M/dT)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = (1/r)\frac{\partial}{\partial r}\left(rk(T)\frac{\partial T}{\partial r}\right) \quad (11)$$

onde r e t são respectivamente a coordenada espacial e o tempo; $dX_M/dT [^\circ\text{C}^{-1}]$ e $Q(T) [\text{J kg}^{-1}]$ são a taxa de transformação martensítica e o calor latente associado a ela. Considerando o domínio da função $D: \forall r \in (0 < r < r_w), t \leq t_e$, onde r_w é o raio do corpo de prova e t_e é o tempo total do processo de têmpera. A condição de contorno é dada pela eq.(12).

$$T(r,0) = T_0 \quad (12)$$

onde T_0 é a temperatura de austenitização, as condições de contorno do modelo simétrico:

$$\frac{\partial T(r,t)}{\partial r} = 0, \quad r = 0 \quad (13)$$

e a condição de contorno para a transferência de calor na superfície ($r < r_w$):

$$-k(T) \frac{\partial T(r,t)}{\partial r} \Big|_{r=r_w} = \alpha(T)(T(r_w,t) - T_o) \quad (14)$$

O calor específico durante a transformação de fase de austenita para martensita é dado pela eq.(15), onde $(1 - X_M)$ é a fração volumétrica de austenita.

$$C_p = (1 - X_M)C_p^A + X_M C_p^M \quad (15)$$

As tensões principais do modelo (Figura 29) são a radial, a tangencial e a longitudinal representadas por σ_r , σ_θ e σ_z respectivamente, para o volume infinitesimal $r\Delta r\Delta\theta\Delta z$, a deformação no plano principal é ε_r , ε_θ e ε_z . A condição de equilíbrio para o problema elastoplástico é dada pela eq.(16) e a condição de compatibilidade de deformação pela eq.(17).

Figura 29: Tensões principais agindo no volume infinitesimal $r\Delta r\Delta\theta\Delta z$.
(Adaptado de TODINOV, 1999)

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{(\sigma_r - \sigma_\theta)}{r} = 0 \quad (16)$$

$$\frac{d\varepsilon_\theta}{dr} + \frac{(\varepsilon_\theta - \varepsilon_r)}{r} = 0 \quad (17)$$

Considerando a deformação longitudinal constante, a seção transversal será plana durante o processo, e a condição de equilíbrio para a seção transversal perpendicular ao eixo da peça estabelecem que as componentes da força (da eq.(18)) se anulam.

$$\int_0^{r_w} 2\pi r \sigma_z dr = 0 \quad (18)$$

Uma vez que a pressão na superfície é constante, a tensão na superfície deve satisfazer a condição $\sigma_r = 0$ e $r = r_w$.

Se α^{th} é o coeficiente da contração térmica da austenita e α^{tr} é coeficiente de expansão linear de transformação da martensita, então para uma mudança infinitesimal de temperatura: $\delta T < 0$ incremento linear de deformação térmica é negativo e o incremento de transformação linear $(d\xi_\alpha / dT)\alpha^{\text{tr}}\delta T > 0$ é positivo.

As deformações totais são representadas por:

$$\varepsilon_r = \varepsilon_r^e + \varepsilon_r^p + \Delta\varepsilon_r^p \quad (16)$$

$$\varepsilon_\theta = \varepsilon_\theta^e + \varepsilon_\theta^p + \Delta\varepsilon_\theta^p \quad (17)$$

$$\varepsilon_z = \varepsilon_z^e + \varepsilon_z^p + \Delta\varepsilon_z^p \quad (18)$$

Onde $\varepsilon_x^e, \varepsilon_x^p, \Delta\varepsilon_x^p, x \in \{r, \theta, z\}$ são respectivamente, a componente de deformação elástica total, a componente de deformação plástica total até o incremento do escoamento de deformação plástica, e o incremento de escoamento plástico (ε_x^p é conhecido, enquanto $\Delta\varepsilon_x^p$ é calculado).

Se $\varepsilon_r^{p,t} = \varepsilon_r^p + \Delta\varepsilon_r^p, \varepsilon_\theta^{p,t} = \varepsilon_\theta^p + \Delta\varepsilon_\theta^p$ e $\varepsilon_z^{p,t} = \varepsilon_z^p + \Delta\varepsilon_z^p$ são as deformações plásticas totais somadas, então:

$$\varepsilon_r^{p,t} + \varepsilon_\theta^{p,t} + \varepsilon_z^{p,t} = 0 \quad (19)$$

Pela lei de Hooke as relações entre as deformações totais ($\varepsilon_r, \varepsilon_\theta$ e ε_z) e as tensões σ_r, σ_θ e σ_z são expressas por:

$$\sigma_r = \lambda \left(\theta - 3\delta T \left(\alpha^{th} + \left(\frac{dX_M}{dT} \right) \alpha^{tr} \right) \right) + 2G \left(\varepsilon_r - \delta T \left(\alpha^{th} + \left(\frac{dX_M}{dT} \right) \alpha^{tr} \right) - \varepsilon_r^{p,t} \right) \quad (20)$$

$$\sigma_\theta = \lambda \left(\theta - 3\delta T \left(\alpha^{th} + \left(\frac{dX_M}{dT} \right) \alpha^{tr} \right) \right) + 2G \left(\varepsilon_\theta - \delta T \left(\alpha^{th} + \left(\frac{dX_M}{dT} \right) \alpha^{tr} \right) - \varepsilon_\theta^{p,t} \right) \quad (21)$$

$$\sigma_z = \lambda \left(\theta - 3\delta T \left(\alpha^{th} + \left(\frac{dX_M}{dT} \right) \alpha^{tr} \right) \right) + 2G \left(\varepsilon_z - \delta T \left(\alpha^{th} + \left(\frac{dX_M}{dT} \right) \alpha^{tr} \right) - \varepsilon_r^{p,t} + \varepsilon_\theta^{p,t} \right) \quad (22)$$

onde:

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad \theta = \varepsilon_r + \varepsilon_\theta + \varepsilon_z$$

Quando $\left(\frac{dX_M}{dT} \right) = 0$ não haverá transformação de fase, e de

acordo com Xu et al (1996) as tensões retornam ao problema clássico de têmpera sem transformação.

Inoue (1995) propõe utilizar o método proposto por Mendelson (1968) que é bastante similar a este, mas considera apenas as deformações. Estas equações são vantajosas quando comparada a convergência obtidas por estas e pelas anteriormente apresentadas.

As deformações totais modificadas são dadas por:

$$\varepsilon_r^t = \varepsilon_r - \varepsilon_r^p \quad (23)$$

$$\varepsilon_\theta^t = \varepsilon_\theta - \varepsilon_\theta^p \quad (24)$$

$$\varepsilon_z^t = \varepsilon_z - \varepsilon_z^p \quad (25)$$

E os incrementos de deformação plástica são obtidos das eq. anteriores:

$$\Delta \varepsilon_r^p = \frac{\Delta \varepsilon_r^p}{3\varepsilon_e'} (2\varepsilon_r' - \varepsilon_\theta' - \varepsilon_z') \quad (26)$$

$$\Delta \varepsilon_\theta^p = \frac{\Delta \varepsilon_r^p}{3\varepsilon_e'} (2\varepsilon_\theta' - \varepsilon_r' - \varepsilon_z') \quad (27)$$

$$\Delta \varepsilon_z^p = -\Delta \varepsilon_r^p - \Delta \varepsilon_\theta^p \quad (28)$$

$$\Delta \varepsilon_e^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_r' - \varepsilon_\theta')^2 + (\varepsilon_\theta' - \varepsilon_z')^2 + (\varepsilon_z' - \varepsilon_r')^2} \quad (29)$$

$$\Delta \varepsilon_e^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\Delta \varepsilon_r^p - \Delta \varepsilon_\theta^p)^2 + (\Delta \varepsilon_\theta^p - \Delta \varepsilon_z^p)^2 + (\Delta \varepsilon_z^p - \Delta \varepsilon_r^p)^2} \quad (30)$$

Uma vez que estas equações são derivadas das equações de Prandtl-Reuss significa que foi adotado o critério de von Misses. O incremento de deformação plástica equivalente $\Delta \varepsilon_e^p$ está relacionado a deformação total equivalente ε_e' pela curva tensão-deformação. Usando a tensão equivalente σ_θ .

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2} \quad (31)$$

Esta relação pode ser apresentada por:

$$\Delta \varepsilon_e^p = \varepsilon_e' - \frac{2(1+\nu)}{3E} \sigma_e \quad (32)$$

Desde então a tensão precedendo o incremento de resistência é $\sigma_{e,i-1}$, i.e. $\sigma_e = \sigma_{e,i-1} + \Delta \sigma_e \approx \sigma_{e,i-1} + (d\sigma_e / d\varepsilon)_{i-1} \Delta \varepsilon_p$ substituindo na eq. (32)

$$\Delta \varepsilon_e^p = \frac{\varepsilon_e' - (2/3)[(1+\nu)/E] \sigma_{e,i-1}}{1 + (2/3)[(1+\nu)/E](d\sigma_e / d\varepsilon)_{i-1}} \quad (33)$$

Onde $d\sigma_e/d\varepsilon$ é a inclinação da curva tensão-deformação no ponto correspondente a tensão $\sigma_{e,i-1}$. A curva de tensão-deformação é aproximada por:

$$\sigma = E\varepsilon \quad \varepsilon \leq \varepsilon_y(T)$$

$$\sigma = \sigma_y(T) + m(T)(\varepsilon - \varepsilon_y(T)) \quad \varepsilon > \varepsilon_y(T)$$

Onde $m(T)$ é o coeficiente da deformação de endurecimento.

O tempo total de têmpera é dividido em pequenos intervalos e o problema acoplado elastoplástico é resolvido usando sucessivas aproximações. Para cada momento é calculada a distribuição de temperatura e as tensões em cada ponto da peça.

Assim, baseando-se na teoria apresentada ao longo deste capítulo, propõe-se iniciar os estudos com base nesta e nos resultados obtidos experimentalmente e nos resultados simulados.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho está baseado em uma simulação experimental. Assim um primeiro momento foram realizados testes com uma sonda padronizada de Inconel 600 e depois foram feitos ensaios simulando uma situação real. Quando o corpo de prova utilizado foi construído de aço mola AISI 5160 (0,63% C – 0,28% Si – 0,93% Mn – 0,017% P – 0,005% S – 0,85% Cr – 0,10% Ni).

Para o cálculo dos coeficientes de transferência de calor foi utilizado o programa HT-MOD, que resolve o problema inverso de transferência de calor descrito na seção 2.5.2, página 66, e é um programa baseado no MEF. Já para calcular as tensões térmicas, foi utilizado o programa de elementos finitos ABAQUS.

3.1. Materiais Utilizados

Para realização dos testes foram utilizadas quatro amostras de óleo mineral e um aditivo conforme descrição a seguir:

- Óleo 1: classificado como um óleo mineral convencional pelo fabricante;

- Óleo 2: amostra oxidada do óleo 1;
- Óleo 3: classificado como um óleo de velocidade média segundo norma ASTM D3520 por apresentar "QM Quenchmeter speed" (QM QS) igual a aproximadamente 11,5s (valor fornecido pelo fabricante);
- Óleo 4: classificado como um óleo de velocidade média, segundo classificação do fabricante e
- Óleo 5: Óleo 4 mais aditivo (fornecido pelo fabricante) e utilizado na segunda fase de testes.

É importante ressaltar que nos trabalhos de Guisebert, descritos em Guisebert (1996) e (1998), eles mostraram não haver nenhuma correlação entre GMQS e análise de curvas de resfriamento, o que é explicado por Liscic et al. (2003), o que justifica a escolha de dois óleos de velocidade média. A Tabela 1 apresenta as propriedades físicas dos óleos ensaiados.

Tabela 1: Propriedades físicas dos óleos ensaiados

Análise	Método de teste	Óleo 1	Óleo 2	Óleo 3	Óleo 4
	ASTM				
Viscosidade cinemática à 40°C, cSt	D-445	21,4	24,03	17,64	13,67
Viscosidade cinemática à 100°C, cSt	D-445	4,19	4,63	3,71	3,29
Ponto de fulgor, °C	D-92	194	178	176	162
Ponto de fluidez, °C	D-97	-3	-15	-19	-20
Densidade, 20/4, °C	D-4052	0,868	0,871	0,86	0,868
Número de acidez total, mg KOH/g	D-974	0,03	2,53	0,03	0,025
Índice de viscosidade	D-2270	96	108	92	109
Corrosão lâmina de cobre	D-130	1b	1a	1a	1a

3.2. Planejamento do Experimento

3.2.1. Análise dos óleos utilizando uma sonda padrão

Segundo Montgomery (1996) um experimento fatorial é usado quando diversos fatores de interesse estão presentes. Assim, os experimentos fatoriais são experimentos em que a variável resposta depende de diferentes fatores. Neste trabalho, as curvas de resfriamento podem ser afetadas pelo tipo de óleo e pela temperatura do banho. O valor que um fator assume em um teste particular é chamado nível do fator e as combinações dos níveis dos fatores são chamadas de tratamento.

Em um experimento fatorial, cada réplica do experimento contém todas as combinações possíveis dos níveis dos fatores sendo investigados. A repetição de um tratamento é feita com o intuito de estimar qual a magnitude do erro experimental e, conseqüentemente avaliar melhor o efeito de um fator.

Serão utilizados quatro tipos de óleo, e o ensaio será repetido para diferentes temperaturas conforme mostra a Tabela 2.

Tabela 2: Fatores e níveis ensaiados

Fatores	Níveis
Tipo de óleo	Óleo 1, Óleo 2 (óleo 1 oxidado), Óleo 3 e Óleo 4
Temperatura do banho	40, 60, 80 e 100°C
Agitação	0 rpm, de acordo com a norma ASTM D6200

Uma prática comum no DOE é, quando existir menos de cinco fatores, utilizar o delineamento fatorial completo. Neste caso cada réplica contém todas as combinações dos tratamentos ou níveis. O experimento apresenta dois fatores e foi repetido quatro vezes em oito blocos, o que resultou em um total de 64 experimentos como mostra a Tabela 3.

Tabela 3: Elementos do delineamento do experimento

Fatores	2 (tipo do óleo e temperatura do banho)
Níveis	4 tipos de óleo e 4 temperaturas do banho
Réplicas	4
Tratamentos	16
Total de tratamentos	64

3.2.2. Análise do comportamento do aço AISI 5160 em diferentes meios de resfriamento

Neste ensaio a técnica de reprodutibilidade foi utilizada, (técnica recomendada pela ASTM), onde uma curva pode ser aceita caso haja a reprodução desta no mínimo duas vezes seguidas.

Foram utilizados dois tipos de óleo (Óleo 3 e Óleo 5). A temperatura do banho foi mantida em 70°C, e o nível de agitação médio.

3.3. Descrição do Equipamento

O equipamento utilizado para obter as curvas de resfriamento nos dois casos foi um sistema de aquisição de dados Facquench. Este

sistema registra as variações de temperatura da sonda normalizada tipo Wolfson (ISO 9950) através de um termopar, tipo K (NiCr/NiAl), posicionado no centro médio do corpo de prova conforme descrito no capítulo anterior.

Os sinais obtidos pelo termopar são amplificados e transferidos para um computador via placa A/D, conforme descrito por Ruggieri (1998), e os dados temperatura x tempo são registrados em tempo real. Em seguida o sistema apresenta a curva temperatura pela taxa de resfriamento. Os dados obtidos são armazenados em formato numérico, tipo ASC II, e utilizados como entrada para o programa HT-MOD.

O desenho esquemático do equipamento é mostrado na Figura 30.

Figura 30: Equipamento utilizado para aquisição das curvas de resfriamento. (FARAH, 2002)

O sistema permite o monitoramento das temperaturas do forno, da sonda e do fluido. A temperatura do forno é mantida no *set point*

escolhido. Também é possível o ajuste do tempo de ensaio, que pode variar dependendo do tipo de fluido; o ajuste do fator k (responsável pela calibração da sonda) e a frequência com que os dados são lidos.

3.4. Calibração da Sonda

A calibração da sonda é efetuada pelo ajuste do fator k , com o intuito de garantir a reprodutibilidade e principalmente a confiabilidade dos resultados. Para calibrar a sonda, deve-se utilizar um meio de resfriamento padrão, como um óleo mineral puro, que estando a 60°C deverá proporcionar uma taxa máxima, no segundo estágio, de 60°C/s. Ou ainda pode-se utilizar água destilada, que nas mesmas condições deve apresentar uma taxa máxima de 120°C/s, (RUGGIERI, 2002).

A medição da variação de temperatura da sonda foi fixada em seis leituras por segundo, o que garante uma boa precisão nas curvas, de acordo com a norma ASTM 6200.

Recomenda-se calibrar a sonda a cada dez ensaios, e após o ajuste, realizar os ensaios e verificar se as curvas estão próximas, caso contrário realizar novo ajuste, e repetir o ensaio.

3.5. Descrição dos Ensaios

3.5.1. Ensaio com a sonda padronizada ASTM 6200

As amostras de óleo foram colocadas em um becker de 2000ml, e aquecidas até as temperaturas escolhidas em uma chapa, com a variação de $\pm 2^{\circ}\text{C}$. Ao alcançar a temperatura escolhida, o becker é colocado sob o suporte da sonda. A partir deste momento a temperatura do fluído passa a ser controlada por um termopar via computador.

A temperatura do forno foi mantida a 970°C durante o ensaio, porque nesta temperatura, ocorre o aquecimento mais rápido da sonda sem desgaste prematuro do forno. (RUGGIERI, 1998)

Ao atingir a temperatura de 850°C , a sonda é mergulhada no óleo, começando o processo de resfriamento. O sistema registra todos os dados em tempo real, e no final apresenta as curvas obtidas. Embora a norma sugira que este ensaio deve ser realizado a 60°C , o procedimento descrito nesta também foi repetido para o óleo a 40, 80 e 100°C .

3.5.2. Ensaio com o corpo de prova de aço mola

O sistema utilizado neste experimento foi desenvolvido com o intuito de reproduzir uma situação real que acontece no ambiente de fábrica. O equipamento mostrado na Figura 31, tem capacidade para

100 litros, a altura é de 700mm e o diâmetro de 430mm. O aquecimento do meio de tmpera pode ser controlado entre 30 e 100C. A potencia da bomba de HP (745.7W), e conforme a situao desejada possvel escolher entre trs nveis de agitao (nenhuma, mdia ou mxima).

Figura 31: Sistema de ensaio

Durante o teste, 100 litros do meio estudado foram colocados no tanque, aquecido at 70C e o nvel de agitao escolhido o mdio, que corresponde a uma vazo mdia igual a 624 [cm3/s].

O corpo de prova com um termopar inserido em seu centro geomtrico, como mostra a Figura 32, foi aquecido at a temperatura

de 850°C, em um recipiente coberto de carvão para evitar a descarbonetação. A temperatura do forno foi mantida em torno de 900°C. Após atingir o tempo de enxarque, em torno de duas horas, o corpo de prova foi temperado no meio estudado.

Figura 32: Corpo de prova aço AISI 5160 com um termopar inserido em seu centro geométrico.

3.6. Exames Metalográficos

A seção escolhida para o estudo metalográfico foi a seção transversal. O corpo de prova foi cortado ao centro e o exame foi feito em seu centro geométrico. Para isto o corpo de prova foi lixado, e polido, e foi feito um exame microscópico sem reagente com o intuito de observar ocorrências visuais sem o ataque. Depois a amostra foi atacada com Nital 2%, quando foi feita a análise microestrutural e as fotomicrografias do aspecto observado.

3.7. Medidas de Dureza

A seção escolhida para a mediação de dureza, também foi o plano médio da seção transversal. O durômetro utilizado foi o modelo LECO RT-240, com carregamento de 150kgf. Em cada amostra foram realizadas cinco medições ao longo da espessura.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção primeiramente são apresentados os resultados dos ensaios feitos, e em seguida os resultados obtidos por simulação utilizando os programas ABAQUS e HT-MOD.

4.1. Resultados Experimentais

4.1.1. Dados obtidos no teste com a sonda de inconel

Para este trabalho os seguintes parâmetros de tempo, de taxa e de temperatura das curvas de resfriamento foram determinados para cada amostra de óleo e para cada temperatura do banho, e podem ser observados nas Tabelas 4, 5, 6 e 7:

- TR_{A-B} - Taxa de resfriamento na temperatura de Leidenfrost (transição do filme de vapor para nucleação de bolhas) [$^{\circ}C/s$]
- $Tempo_{A-B}$ - Tempo de resfriamento até a temperatura de Leidenfrost [s]

- T_{A-B} – Temperatura Leidenfrost (temperatura na qual ocorre a transição do filme de vapor para nucleação de bolhas [$^{\circ}\text{C}$])
- $TR_{\max}$ – Taxa de resfriamento máxima [$^{\circ}\text{C/s}$]
- $T_{TR_{\max}}$ – Tempo para alcançar a máxima taxa de resfriamento [s]
- $T_{TR_{\max}}$ – Temperatura quando acontece a máxima taxa de resfriamento [$^{\circ}\text{C}$].
- TR_{300} - Taxa de resfriamento a 300°C [$^{\circ}\text{C/s}$]
- T_{300} - Tempo para resfriar até 300°C [s]
- TR_{200} – Taxa de resfriamento a 200°C [$^{\circ}\text{C/s}$]
- T_{200} – Tempo para resfriar até 200°C [s]

Na Tabela 4 é possível notar que, o Óleo 1 apresenta valores maiores para a taxa máxima de resfriamento para 60 e 80°C , e a duração da fase de vapor é maior para as temperaturas mais altas. No entanto, a 80°C , este óleo apresenta a menor taxa de resfriamento a 300°C e 200°C , que é quando começa e termina a transformação da martensita.

Comparando as Tabelas 4 e 5, nota-se como a oxidação do óleo pode afetar as características de resfriamento. O óleo oxidado apresenta maiores taxas de resfriamento para 60, 80 e 100°C , e uma diminuição deste parâmetro para 40°C . De forma geral, a duração da fase de vapor diminui. Considerando o banho a 80°C , se observa que a taxa de resfriamento a 300°C para o óleo novo é de 4°C/s (a

menor), e na amostra deste óleo oxidado passa a ser a mais alta (7°C/s), quando comparada com as outras temperaturas do banho.

Tabela 4: Parâmetros de resfriamento para o Óleo 1

Parâmetro de resfriamento	Temperatura do Banho			
	40°C	60°C	80°C	100°C
$TR_{A-B} [^{\circ}\text{C/s}]$	14	18	18	19
$\text{Tempo}_{A-B} [\text{s}]$	8,7	9,1	9,1	9,3
$\text{Temperatura}_{A-B} [^{\circ}\text{C}]$	670	663	665	663
$TR_{\max} [^{\circ}\text{C/s}]$	77	78	78	76
$\text{Tempo}_{TR_{\max}} [\text{s}]$	11,0	11,0	11,2	11,0
$\text{Temperatura}_{TR_{\max}} [^{\circ}\text{C}]$	568	546	556	580
$TR_{300} [^{\circ}\text{C/s}]$	6	6	4	5
$\text{Tempo}_{300} [\text{s}]$	21,7	22,3	23,3	24,3
$TR_{200} [^{\circ}\text{C/s}]$	3	3	1	2
$\text{Tempo}_{200} [\text{s}]$	42,8	45,7	49,5	54,2

Tabela 5: Parâmetros de resfriamento para o Óleo 2

Parâmetro de resfriamento	Temperatura do Banho			
	40°C	60°C	80°C	100°C
$TR_{A-B} [^{\circ}\text{C/s}]$	18	21	24	23
$\text{Tempo}_{A-B} [\text{s}]$	7,4	6,2	6,9	6,8
$\text{Temperatura}_{A-B} [^{\circ}\text{C}]$	696	704	696	697
$TR_{\max} [^{\circ}\text{C/s}]$	72	80	80	80
$\text{Tempo}_{TR_{\max}} [\text{s}]$	9,8	8,5	8,8	8,8
$\text{Temperatura}_{TR_{\max}} [^{\circ}\text{C}]$	558	587	588	589
$TR_{300} [^{\circ}\text{C/s}]$	5	6	7	5
$\text{Tempo}_{300} [\text{s}]$	21,3	20,2	20,3	20,8
$TR_{200} [^{\circ}\text{C/s}]$	2	2	2	2
$\text{Tempo}_{200} [\text{s}]$	47,2	47,3	50,7	54

Na Tabela 6 é possível verificar que o Óleo 3 apresenta as taxas de resfriamento mais altas em quase todos os parâmetros analisados. Conforme citado anteriormente, quanto maior a taxa máxima, maior a dureza alcançada pelo componente. No entanto altas taxas entre 300 e 200°C, se apresentam como um fator negativo, pois, pode intensificar a probabilidade de trincas e distorções.

Tabela 6: Parâmetros de resfriamento para o Óleo 3

Parâmetro de resfriamento	Temperatura do Banho			
	40°C	60°C	80°C	100°C
TR_{A-B} [°C/s]	22	22	22	21
$Tempo_{A-B}$ [s]	4,3	3,7	4,1	3,9
$Temperatura_{A-B}$ [°C]	762	755	748	743
TR_{max} [°C/s]	97	101	97	97
$Tempo_{TR_{max}}$ [s]	6,3	5,3	5,7	5,7
$Temperatura_{TR_{max}}$ [°C]	626	658	650	637
TR_{300} [°C/s]	7	9	6	5
$Tempo_{300}$ [s]	15,0	14,8	16,2	17,3
TR_{200} [°C/s]	4	3	2	1
$Tempo_{200}$ [s]	35,3	37,2	41,5	47,5

A Tabela 7 apresenta os parâmetros de resfriamento para o Óleo 4. Ao comparar os valores desta Tabela com os valores das últimas três tabelas citadas, pode-se dizer que esse óleo seria um intermediário entre o Óleo 1 e o Óleo 3.

Tabela 7: Parâmetros de resfriamento para o Óleo 4

Parâmetro de resfriamento	Temperatura do Banho			
	40°C	60°C	80°C	100°C
TR_{A-B} [°C/s]	18	19	23	25
$Tempo_{A-B}$ [s]	5,9	6,2	6,1	6,1
$Temperatura_{A-B}$ [°C]	716	715	711	707
TR_{max} [°C/s]	96	94	93	81
$Tempo_{TR_{max}}$ [s]	7,7	8,0	7,8	8,0
$Temperatura_{TR_{max}}$ [°C]	607	604	602	581
TR_{300} [°C/s]	7	6	5	4
$Tempo_{300}$ [s]	18,0	18,3	18,2	18,7
TR_{200} [°C/s]	3	3	3	2
$Tempo_{200}$ [s]	39,0	41,0	44,5	49,0

As Figuras de 33 a 36 mostram uma comparação dos óleos ensaiados para cada temperatura do banho. A seguir, estas figuras serão comparadas aos resultados das Tabelas 4, 5, 6 e 7.

À 40°C, Figura 33, percebe-se que o Óleo 3 apresenta a menor fase de vapor, atingindo mais rapidamente o terceiro estágio, (15s para atingir 300°C, Tabela 6), e taxa máxima de transferência de calor de 97°C/s. O Óleo 1 foi o que apresentou a maior fase de vapor, 14 s, como mostra a Tabela 4. Nesta figura é possível ver claramente que o Óleo 3 é o mais rápido seguido pelos óleos 4, 1 e 2 (que é a amostra oxidada do Óleo 1).

Figura 33: Curvas de resfriamento obtidas para sonda de inconel 600 a 40°C.

Na Figura 34 estão as curvas obtidas para 60°C, o Óleo 3 também apresenta a menor fase de vapor, a taxa máxima de transferência de calor agora é de 101°C/s, e leva 14s para atingir a temperatura de 300°C. De forma análoga o Óleo 1 apresenta a maior fase de vapor, uma taxa máxima de 77°C/s, e leva 22 s para atingir a temperatura de 300°C no terceiro estágio.

Figura 34: Curvas de resfriamento obtidas para sonda de inconel 600, a 60°C.

Na figura a seguir percebe-se que os óleos apresentam um comportamento muito parecido com o da figura anterior, isto indica que a faixa de trabalho dos mesmos é entre 60 e 80°C. A 80°C o Óleo 3 tem a menor fase de vapor, apresenta uma taxa máxima de transferência de calor de 97°C/s, e leva 16s para atingir 300°C. O Óleo 1 apresenta a maior fase de vapor, a taxa máxima de transferência de calor é de 78°C/s, e leva 23s para atingir 300°C. Assim, nesta faixa de temperatura o óleo mais rápido é Óleo 3, seguido respectivamente pelos óleos 4, 2, e 1. Quanto a duração da fase de vapor, o Óleo 3 apresenta a menor duração desta, seguido pelos óleos 4, 2 e 1.

Figura 35: Curvas de resfriamento obtidas para sonda de inonel 600, a 80°C.

Na Figura 36, observa-se o comportamento dos óleos à 100°C. O Óleo 3 apresenta a menor fase de vapor uma taxa de transferência de calor máxima de 97°C/s, atingindo 300°C em 18s. O Óleo 1 tem a maior fase de vapor, uma taxa máxima de transferência de calor

igual a 76°C/s , e leva 24s para atingir 300°C . Nesta temperatura o Óleo 4 tem uma diminuição em sua taxa máxima de resfriamento, fato que pode ser comprovado pela Tabela 7.

Figura 36: Curvas de resfriamento obtidas para sonda de inonel 600, a 100°C .

A fase de vapor deve sempre ser a menor possível, uma vez que sua duração está relacionada com baixas taxas e resfriamento não uniforme que, por sua vez, se relaciona à formação de gradientes de temperatura muito grandes que podem potencializar as distorções e, com isso, também as trincas. Um eficiente sistema de agitação é necessário para que a ruptura do filme de vapor aconteça rapidamente. Na terceira fase, é desejável que haja uma diminuição na velocidade de resfriamento, uma vez que neste estágio a possibilidade de ocorrência de trincas e empenamento na peça é maior devido às tensões de transformação se somarem às térmicas, atingindo níveis acima daqueles suportados pelo aço.

Há ainda observações que devem ser feitas a respeito dos óleos ensaiados:

a) o Óleo 3 apresenta características de um óleo mais rápido, seguido pelo óleo 4. O Óleo 1 é o mais lento deles.

Assim, se o óleo utilizado no processo de tratamento térmico fosse o Óleo 1, e este não fosse suficientemente rápido para atingir no aço a microestrutura desejada, ou seja, quantidade de produtos de transformação acima daquele sugerido por norma, um óleo mais rápido seria requerido. Isso poderia ser verificado através da análise da dureza e microestruturas das peças temperadas.

b) pode-se ver claramente que a temperatura afeta as características de resfriamento dos óleos, mostrando a necessidade de se ter um bom controle do banho.

c) independentemente do óleo, a agitação é fundamental para a uniformidade da têmpera. Em virtude da grande diferença entre as taxas de transferência de calor entre as fases de resfriamento, a agitação toma uma importância ímpar, pois os três estágios de resfriamento podem estar acontecendo simultaneamente no componente e, com isso, potencializando o risco de distorções. Embora não tenham sido mostrados resultados a respeito, nesta seção, cada vez mais se toma consciência da necessidade de se ter um sistema com agitação eficiente e controlada, conforme será mostrado no próximo ensaio.

4.1.2. Dados obtidos no teste com o aço AISI 5160

Os parâmetros de resfriamento para Óleo 3 podem ser observados na Tabela 8, assim como os dados referentes ao Óleo 5 são apresentados na Tabela 9, lembrando que a temperatura de austenitização do corpo de prova foi de 850°C. Destas tabelas é possível notar que o Óleo 5 apresenta uma taxa de resfriamento alta quando atinge 300°C (12°C/s) quando comparado ao Óleo 3, cujo valor é de 5°C/s. Embora a 200°C ambos tenham a mesma taxa de transferência de calor, os altos valores de transferência de calor no início deste estágio podem acarretar em distorções do componente. Outro fator que merece destaque é que o Óleo 3 atinge 200°C a 57,5s, e o tratamento térmico teve duração de 60s, ou seja a peça pode ter saído óleo quando ainda estava terminando seu processo de transformação martensítica.

Tabela 8: Parâmetros de resfriamento do aço AISI 5160 no Óleo 3

Parâmetro de resfriamento Temperatura do Banho: 70°C	
TR_{A-B} [°C/s]	0
$Tempo_{A-B}$ [s]	0
$Temperatura_{A-B}$ [°C]	846
TR_{max} [°C/s]	63
$Tempo_{TRmax}$ [s]	1,8
$Temperatura_{TRmax}$ [°C]	750
TR_{300} [°C/s]	5
$Tempo_{300}$ [s]	29,7
TR_{200} [°C/s]	5
$Tempo_{200}$ [s]	57,5

Tabela 9: Parâmetros de resfriamento do aço AISI 5160 no Óleo 5

Parâmetro de resfriamento	Temperatura do Banho: 70°C
TR_{A-B} [°C/s]	0
$Tempo_{A-B}$ [s]	0
$Temperatura_{A-B}$ [°C]	848
TR_{max} [°C/s]	88
$Tempo_{TR_{max}}$ [s]	1,8
$Temperatura_{TR_{max}}$ [°C]	728
TR_{300} [°C/s]	12
$Tempo_{300}$ [s]	26,2
TR_{200} [°C/s]	5
$Tempo_{200}$ [s]	45,7

Pela observação das Tabelas 8 e 9 e da Figura 37 nota-se que o Óleo 5 é mais rápido que o Óleo 3, e que não há formação da fase de vapor em nenhuma situação, este fato pode ser atribuído ao sistema de agitação. A taxa máxima de transferência de calor alcançada pelo Óleo 3 é de 63°C/s, e a do Óleo 5 é igual a 88°C/s, verificando um aumento em torno de 40% deste parâmetro.

Figura 37: Curvas de resfriamento para o aço AISI 5160 no Óleo 3 e Óleo 5.

A análise microestrutural foi feita no centro de cada corpo de prova, na direção da espessura, observando-se uma estrutura martensítica nas duas situações, como mostra a Figura 38.

Figura 38: Microestrutura do aço tratado. (a) Óleo 3 e (b) Óleo 5.

A dureza foi medida cinco vezes no sentido da espessura da peça, no centro do corpo de prova. O corpo de prova tratado no Óleo 3 apresentou dureza média igual a 64,1 HRc, com desvio padrão igual a 1,52 HRc, ao passo que aquele tratado no óleo aditivado, Óleo 5, apresentou uma média dos valores medidos igual a 65 HRc e desvio padrão de 0,51 HRc. É importante ressaltar que nas duas situações o corpo de prova trincou durante o corte para embutimento, o que pode ter sido causado pela alta dureza e/ou pelas altas tensões residuais térmicas resultantes do processo que será verificada nas seções seguintes. Este é um fenômeno que pode acontecer, uma vez que as amostras não foram submetidas ao revenimento.

4.2. Resultados Simulados

4.2.1. Simulação para a sonda de inconel

A distribuição de temperatura e os coeficientes de transferências de calor foram calculados a partir dos dados temperatura versus tempo, medidos no centro da sonda. Posteriormente os valores de h , calculados, foram utilizados como uma condição de contorno para o cálculo das tensões térmicas e das distorções. As propriedades termofísicas e mecânicas utilizadas para os cálculos com a sonda de inconel são apresentadas nas Tabelas 10 e 11.

Tabela 10: Propriedades termofísicas do inconel 600.

Condutividade Térmica		Calor Específico		Densidade	
Temperatura	k	Temperatura	c	Temperatura	δ
[°C]	[W/mK]	[°C]	[J/kgK]	[°C]	[kg/m³]
50	13,4	50	451	20	8400
100	14,2	100	467	100	8370
150	15,1	200	491	200	8340
200	16,0	300	509	300	8300
250	16,9	400	522	400	8270
300	17,8	500	533	500	8230
350	18,7	600	591	600	8190
400	19,7	700	597	700	8150
450	20,7	800	602	800	8100
500	21,7	900	611	900	8060
700	25,9				
900	30,1				

Fonte: CLARK e TYE, 2003/2004

Tabela 11: Propriedades mecânicas do inconel 600.

Temperatura [°C]	Módulo de Young [GPa]	Coefficiente de expansão térmica [$\mu\text{°C}^{-1}$]	Tensão de Yield [MPa]
20	214	10,4	251
100	210	13,3	205
200	205	13,8	199
300	199	14,2	194
400	193	14,5	191
500	187	14,9	185
600	180	15,3	175
700	172	15,8	140
800	164	16,1	80
900	154	16,4	10

Fonte: www.specialmetals.com

4.2.1.1. Coeficientes de transferência de calor

Para os cálculos realizados pelo programa HT-MOD foi utilizado uma rede de elementos finitos de 3 nós na direção longitudinal e 11 na direção radial, como mostra a Figura 39. Conforme citado anteriormente o inconel não sofre transformação na têmpera, mas caso acontecesse em uma sonda de 12,5mm de diâmetro, isto ocorreria no primeiro minuto após a imersão no meio, por este motivo foi escolhida uma variável temporal discreta de 50s, com 180 intervalos de tempo. Os coeficientes foram calculados para 21 intervalos de tempo, cujo tamanho era variável, onde o coeficiente de transferência de calor variava linearmente.

Figura 39: Rede de elementos finitos do plano médio da sonda de inconel.

A diferença média quadrática entre as temperaturas medidas e calculadas obtidas depois da otimização dos coeficientes de transferência de calor ficou em torno de 1°C . As Figuras 40 a 43 compara o poder de têmpera de cada amostra através dos coeficientes de transferência de calor calculados em função da temperatura. Nota-se que a temperatura do banho é um importante parâmetro para a comparação de meios de têmpera, e que o Óleo 3 e o Óleo 4 apresentam valores maiores de h quando comparados aos Óleos 1 e 2. Em temperaturas superiores a 40°C os Óleos 1 e 2 apresentam um significativo aumento em seus coeficientes de transferência de calor. Os ruídos nas curvas para os altos valores da temperatura superficial dão uma estimativa do erro na otimização destes coeficientes. É importante ressaltar que a solução apresentada aqui é proveniente de um problema “mal posto”, e este tipo de problema pode apresentar mais de um tipo de solução.

Figura 40: Coeficientes de transferência de calor calculados para a sonda de inonel resfriada no óleo a 40°C.

Figura 41: Coeficientes de transferência de calor calculados para a sonda de inonel resfriada no óleo a 60°C.

Figura 42: Coeficientes de transferência de calor calculados para a sonda de inconel resfriada no óleo a 80°C.

Figura 43: Coeficientes de transferência de calor calculados para a sonda de inconel resfriada no óleo a 100°C.

4.2.1.2. Simulação das Tensões Térmicas

As tensões térmicas resultantes do processo de têmpera são calculadas em função do tempo de resfriamento, resolvendo o correspondente problema elastoplástico. A rede de elementos finitos

utilizada para o cálculo das tensões é uma rede de elementos axissimétricos, com 21 nós na direção longitudinal e 11 na direção radial. A rede utilizada é ilustrada pela Figura 44. Para o cálculo é utilizado $\frac{1}{4}$ da sonda como mostra a Figura 45.

Figura 44: Rede de elementos finitos de $\frac{1}{4}$ da sonda de inconel.

Figura 45: Rede de elementos finitos para um cilindro de 60mm

A distribuição de temperatura foi calculada em função do tempo nos nós do centro (nó 1) e da superfície (nó 11) e pode ser observada nas Figuras 46, 47, 48 e 49.

Figura 46: Variação da temperatura na sonda de inonel em função do tempo para o Óleo 1 a 40, 60, 80 e 100°C.

Figura 47: Variação da temperatura na sonda de inonel em função do tempo para o Óleo 2 a 40, 60, 80 e 100°C.

Figura 48: Variação da temperatura na sonda de inonel em função do tempo para o Óleo 3 a 40, 60, 80 e 100°C.

Figura 49: Variação da temperatura na sonda de inonel em função do tempo para o Óleo 4 a 40, 60, 80 e 100°C.

Como o cilindro utilizado é infinito, as três tensões principais são a longitudinal, a radial e a tangencial. Assim estas tensões são apresentadas como um dos principais resultados deste trabalho.

As tensões longitudinais são aquelas que agem na direção longitudinal da sonda e espera-se que ela cause alguma alteração no comprimento da peça. Uma comparação das tensões longitudinais nos nós do centro e da superfície ao longo do tempo foi calculada para todas as amostras ensaiadas e os resultados são mostrados nas Figuras 50, 51, 52 e 53. Os Óleos 3 e 4 apresentam um comportamento similar na superfície e no final da simulação quando a temperatura do meio está a 40, 60 e 80 °C (Figuras 50, 51 e 53). Os Óleos 1 e 2 exibem menores valores de tensões em todos os casos se comparados aos Óleos 3 e 4.

Figura 50: Tensões longitudinais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 40°C.

Figura 51: Tensões longitudinais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 60°C.

Figura 52: Tensões longitudinais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 80°C.

Figura 53: Tensões longitudinais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 100°C.

A tensão tangencial é uma componente do tensor de tensão que age na direção perpendicular ao raio e ao plano tangencial da sonda cilíndrica. Nas Figuras 54, 55, 56 e 57 são apresentadas estas tensões calculadas para as amostras, onde se observa que o Óleo 3 é o primeiro a ficar compressiva em todas as situações. De forma análoga às tensões longitudinais os Óleos 3 e 4 apresentam um comportamento similar nas temperaturas de 40, 60 e 80 °C (Figuras 54, 55 e 56). À 100°C o Óleo 3 apresenta o maior valor para esta tensão. Óleo 1 apresenta o menor valor residual quando comparado ao Óleo 2 (amostra oxidada do Óleo 1), exceto para 40°C.

Figura 54: Tensões tangenciais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 40°C.

Figura 55: Tensões tangenciais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 60°C.

Figura 56: Tensões tangenciais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 80°C.

Figura 57: Tensões tangenciais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 100°C.

A tensão radial é a componente do tensor de tensão que age na direção radial da sonda cilíndrica. Nas Figuras 58, 59, 60 e 61 se observa que a tensão radial calculada em função do tempo para cada situação, em duas posições no raio: no centro, onde têm os mesmos valores da tensão tangencial, e na coordenada radial igual a $R/2$, onde R é o raio do cilindro. Devido às condições de contorno do problema tensão-deformação na superfície lateral as tensões radiais são nulas.

Figura 58: Tensões radiais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 40°C.

Figura 59: Tensões radiais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 60°C.

Figura 60: Tensões radiais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 80°C.

Figura 61: Tensões radiais calculadas para a sonda de inonel temperada nos meios estudados a 100°C.

As Tabelas 12 e 13 apresentam um resumo dos valores calculados para as tensões longitudinal (σ_z), radial (σ_r) e tangencial (σ_θ) para cada situação estudada.

Tabela 12: Comparação das tensões longitudinal, radial e axial para o Óleo 1 e o Óleo 2.

	Óleo 1				Óleo 2			
Tensões [MPa]	40°C	60°C	80°C	100°C	40°C	60°C	80°C	100°C
σ_z residual na superfície	-118	-128	-129	-115	-96	-137	-145	-133
σ_z máximo na superfície	186	186	186	186	185	179	180	186
σ_θ residual na superfície	-146	-157	-158	-141	-120	-167	-177	-163
σ_θ máximo na superfície	181	181	181	181	180	187	187	180
$\sigma_r = \sigma_\theta$ mínimo no centro	-149	-149	-149	-149	-150	-150	-150	-150
σ_r residual no centro	18	18	18	18	24	24	24	24

Tabela 13: Comparação das tensões longitudinal, radial e axial para o Óleo 3 e o Óleo 4.

	Óleo 3				Óleo 4			
Tensões [MPa]	40°C	60°C	80°C	100°C	40°C	60°C	80°C	100°C
σ_z residual na superfície	-176	-176	-177	-157	-177	-172	-177	-157
σ_z máximo na superfície	187	189	189	188	190	188	189	188
σ_θ residual na superfície	-208	-207	-205	-192	-207	-208	-205	-192
σ_θ máximo na superfície	174	174	175	188	178	176	175	178
$\sigma_r = \sigma_\theta$ mínimo no centro	-168	-168	-168	-168	-162	-162	-162	-162
σ_θ residual no centro	34	34	34	34	34	32	32	32

As tensões residuais tangenciais ao longo do raio para cada amostra ilustram as Figuras 62, 63, 64 e 65. Em todos os casos as tensões são trativas no centro e compressivas na superfície, e os Óleos 3 e 4 apresentam tensões residuais mais altas na superfície.

Figura 62: Tensões tangenciais calculadas ao longo do raio da sonda nos meios estudados a 40°C.

Figura 63: Tensões tangenciais calculadas ao longo do raio da sonda nos meios estudados a 60°C.

Figura 64: Tensões tangenciais calculadas ao longo do raio da sonda nos meios estudados a 80°C.

Figura 65: Tensões tangenciais calculadas ao longo do raio da sonda nos meios estudados a 100°C.

Nas Tabelas 12 e 13 observou-se que a tensão tangencial é a que apresentou o valor residual mais alto na superfície para todos os casos. Por este motivo a Figura 66 ilustra as deformações na direção tangencial a 60°C, que é considerada a temperatura de trabalho para a maior parte dos óleos de têmpera. Como pode ser observado, embora não haja grandes discrepâncias na deformação calculada, os óleos que apresentaram um maior pico de tensão e maior tensão residual, são os mesmos que apresentam maiores níveis de deformação, Figuras 66 (c) e (d). Nesta figura o centro corresponde ao primeiro elemento à esquerda na parte inferior do desenho.

Figura 66: Deformações na direção tangencial calculada as amostras a 60°C: (a) Óleo 1, (b) Óleo 2, (c) Óleo 3 e (d) Óleo 4.

4.2.2. Simulação para o corpo de prova de aço AISI 5160

Os resultados apresentados até a seção anterior mostravam o potencial do óleo em desenvolver ou provocar tensões térmicas e deformações, onde se verificou que os óleos 3 e 4 eram os mais propensos a ocasionar tal efeito. Então foi adicionado um aditivo no Óleo 4, e esta combinação passa a ser denominada Óleo 5. Deste ponto em diante será tratado o comportamento do aço AISI 5160, a partir dos ensaios realizados em corpos de prova de seção retangular conforme mostrado no item 3.5.2, página 86, temperado no Óleo 3 e no Óleo 5.

A tensão de escoamento para o aço AISI 5160, cuja fonte é a página eletrônica da Imatra Steel (2005) completa a Tabela 14. As propriedades termofísicas deste aço podem ser observadas na Tabela 15. As propriedades mecânicas utilizadas para o cálculo das tensões térmicas foram calculadas pelo programa JMatPro (Tabela 16).

TABELA 14: Tensão de escoamento do aço AISI 5160
Temperatura Tensão de escoamento

[°C]	[MPa]
400	1560
450	1400
500	1200
550	1000
600	900
650	850

Fonte: www.imatrasteel.com

TABELA 15: Propriedades termofísicas do aço AISI 5160

Condutividade Térmica		Calor Específico		Densidade
Temperatura [°C]	k [W/mK]	Temperatura [°C]	c [J/kgK]	δ [kg/m³]
0	59,4	75	481	7600
100	57,7	175	523	
200	53,1	225	544	
300	49,3	275	556	
400	45,6	325	569	
500	41,0	375	594	
600	36,8	475	661	
700	33,0	575	740	
800	28,4	675	857	
1000	27,6	725	1138	
1200	29,7	775	958	
		875	816	

Fonte: CASTRO (2001)

TABELA 16: Propriedades mecânicas do aço AISI 5160

Temperatura [°C]	Módulo de Elasticidade [GPa]	Coefficiente de Poison	Coefficiente de Expansão Térmica [$\mu\text{°C}^{-1}$]
25	21	0,286	12,7
100	206	0,289	13,2
200	199	0,293	13,8
300	193	0,296	14,4
400	186	0,300	15,1
500	180	0,303	15,7
600	173	0,307	16,3
700	159	0,316	19,0
800	136	0,335	23,3
900	127	0,342	23,4

4.2.2.1. Coeficiente de Transferência de Calor

Para o cálculo dos coeficientes de transferência de calor do corpo de prova de aço AISI 5160 foi utilizada uma rede de elementos finitos de 66 nós e 84 elementos, como mostra a Figura 67.

Figura 67: Rede de elementos finitos para o cálculo de h dos corpos de prova de aço mola.

Como o aço AISI 5160 sofre transformação na têmpera, e a espessura do corpo de prova é de 25mm, considera-se que a transformação ocorrerá no primeiro minuto após a imersão no meio, desta forma a variável temporal discreta escolhida é de 60s (tempo que durou o tratamento térmico). Para a discretização da variável temporal foram utilizados 190 intervalos de tempo. Os coeficientes foram calculados para 17 intervalos, cujo tamanho era variável, onde o coeficiente de transferência de calor variava linearmente. A quantidade e o tamanho destes intervalos dependem do meio de resfriamento e do material estudado. Na Figura 68 observa-se a comparação dos coeficientes de transferência de calor calculados para o Óleo 3 e o Óleo 5, os meios estudados para este material. A diferença média quadrática ficou em torno de 3.3°C nas duas situações. O óleo aditivado apresenta coeficientes de transferência de

calor mais altos que o Óleo 3 durante o segundo estágio de resfriamento. Este fato era esperado, uma vez que o óleo aditivado também alcançou uma maior taxa de resfriamento (Figura 37, página 100).

Figura 68: Coeficientes de transferência de calor calculados para o óleo 3 e óleo 5.

4.2.2.2. Tensões Residuais Térmicas

As tensões térmicas resultantes do processo de têmpera são calculadas em função do tempo de resfriamento, resolvendo o correspondente problema elastoplástico. A rede de elementos finitos utilizada para o cálculo das tensões é uma rede de elementos finitos bi-dimensional, com 588 elementos como mostra a Figura 69. Neste exemplo também foi utilizado $\frac{1}{4}$ da superfície do corpo de prova para a simulação, pois o interesse deste estudo são as tensões térmicas na

plano médio do mesmo. O centro do componente corresponde ao elemento 1, e a superfície de interesse ao elemento 561.

Figura 69: Rede de elementos finitos para o corpo de prova de aço AISI 5160.

As distribuições de temperatura no centro e na superfície no plano médio da peça foram calculadas e ilustram a Figura 70, onde se observa que a diferença entre a temperatura do centro e da superfície é maior para o óleo com aditivo. Quanto maior a variação de temperatura, ΔT , entre o centro e a superfície, maiores são os gradientes térmicos e conseqüentemente maiores as tensões térmicas geradas pelo processo.

Figura 70: Curvas de resfriamento calculadas para o centro e superfície do corpo de prova.

Para os dois óleos foram calculadas as tensões principais (σ_{xx} , σ_{yy} e σ_{zz}) e a tensão de cisalhamento (τ_{xy}), que ilustram as Figuras 71, 72, 73 e 74 respectivamente.

Figura 71: Tensão normal σ_{xx} calculada em função do tempo

Figura 72: Tensão normal σ_{yy} calculada em função do tempo

Figura 73: Tensão normal σ_{zz} calculada em função do tempo

Figura 74: Tensão de cisalhamento calculada em função do tempo

Observando as Figuras 71, 72, 73 e 74 é possível verificar que o óleo aditivado tende a apresentar maior valor tanto para as tensões residuais (no final do tratamento) quanto para os valores máximos de tensão. A Tabela 15 traz o resumo destas tensões.

TABELA 17: Resumo das tensões térmicas calculadas

Tensões [MPa]	Óleo 3	Óleo 5
σ_{xx} máximo na superfície	114	118
σ_{xx} residual na superfície	-49	-48
σ_{yy} máximo na superfície	62	64
σ_{yy} máximo no centro	889	962
σ_{yy} residual na superfície	-33	-34
σ_{zz} máximo na superfície	1449	1555
σ_{zz} residual na superfície	1449	1465
τ_{xy} residual na superfície	-96	-96
τ_{xy} máximo na superfície	139	137

Conforme citado anteriormente os dois materiais apresentaram problemas de trincamento e isto pode ser atribuído aos altos níveis de tensão alcançados durante o tratamento, e/ou pelo alto valor das tensões tratativas residuais térmicas apresentados na direção longitudinal, z , Figura 73. Outro fator que pode ter favorecido ao trincamento do material foram as altas tensões atingidas ainda no início do tratamento, especialmente nos planos y (no centro) e z (na superfície), Figuras 72 e 73.

O Óleo 5 apresentou grande diferença de temperatura entre o centro e a superfície, sugerindo que este deveria apresentar maiores tensões, fato que pode ser confirmado pela Tabela 17 e Figuras 72 e 73.

Nas Figuras 71 e 74 se observa que, embora haja tensões residuais nestas direções, estes valores são pequenos quando comparados aos resultados das Figuras 72 e 73. A mesma observação vale para o pico de tensão alcançada durante o tratamento para estas situações.

A Figura 73 apresenta a situação mais crítica, pois apresenta tensões tratativas altíssimas tanto no centro quanto na superfície. É sabido que tensões tratativas na superfície podem diminuir violentamente a vida em fadiga do componente.

A Figura 75 mostra as distorções simuladas na direção y nos meios estudados, onde o óleo aditivado apresentou um maior, porém discreto, nível de deformação. Estas deformações foram calculadas

considerando apenas as tensões térmicas. Esta diferença pode ser considerada insignificante, e uma explicação para o fato de ter acontecido uma diferença tão grande nas tensões calculadas e distorções quase iguais, é que a tensão normal σ_{yy} é bem pequena na superfície.

Figura 75: Deformações calculadas no plano e na direção y para (a) Óleo 3 e (b) Óleo 5.

5. CONCLUSÕES

- A oxidação do óleo e a variação da temperatura do meio de têmpera influenciam na formação das tensões residuais térmicas.
- A amostra oxidada (Óleo 2) apresenta níveis mais altos de tensões residuais térmicas em temperaturas mais altas quando comparado a amostra não oxidada (Óleo 1).
- Óleo 3 foi o mais rápido durante o ensaio 1, no entanto este óleo e o Óleo 4 apresentaram o mesmo nível de tensão residual térmica. Portanto a taxa máxima de resfriamento atingida durante o tratamento, não deve ser considerada isoladamente na tentativa de tentar prever as tensões geradas pelo processo, mas sim todo o histórico do resfriamento.
- As tensões máximas durante o tratamento alcançaram o mesmo nível para todas as amostras estudadas.
- Por ser um método de simples execução, a escolha do meio de têmpera pode ser feita através da análise das curvas de resfriamento obtidas por uma sonda

padronizada juntamente com os cálculos das respostas mecânicas da sonda, pois este se revelou um poderoso e confiável método para a análise dos meios de resfriamento.

- Do ensaio com o aço 5160 notou-se que o Óleo 5 foi o mais rápido, que este apresentou a maior diferença de temperatura entre o centro e a superfície durante o segundo estágio. E as tensões térmicas calculadas para este óleo foram maiores quando comparadas aos resultados obtidos pelo Óleo 3.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Criação de um banco de dados com as propriedades termofísicas e mecânicas dos materiais variando em função da temperatura;
- Buscar novas técnicas para estimar o coeficiente de transferência de calor, mais eficazes, que produzam erros menores e que sejam de mais fácil execução;
- Novas técnicas para estimar as deformações e trincas de componentes tratados termicamente;
- Comparar simulações (modelos) com medidas de tensões por raio-X ou outras técnicas.

REFERÊNCIAS

ALMAN, D. A.; et al. (2002). Improved Austenitic Steels for Power Plant Applications. In: Annual Conference on fossil energy materials, 16. Disponível em: <<http://www.netl.doe.gov/publications/proceedings/02/materials/alman.pdf>>. Acesso em: 30 out. 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR MATERIALS (1991). Atlas of time temperature diagrams for irons and steel, 1991, Materials Park: ASM International.

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

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.

BHADESHIA, H. K. D. H. (2002). *Materials Factors*, In: TOTTEN, G. E.; HOWES, M.; INOUE, T. *Handbook of residual stresses and deformation of steel*. Materials Park: ASM International. p. 3-10.

BATES, C. E.; TOTTEN, G. E. (1991) Quantifying Quench-Oil Cooling Characteristics, *Advanced Materials & Processes*, Materials Park, v.139 n.3, p.25-28, Mar.

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*. Materials Park: ASM International.

CANALE, L. C. F.; TOTTEN, G. E. (2005). Overview of Distortion and Residual stress, due to quench processing – Part I: Factors affecting

quench processing, *International Journal of Materials and Product Technology*, Geneve, v. 24, n.1-4, p 4-52.

CASTRO, M. A. (2001). *Modelización computacional de tratamientos térmicos*. 78p. Tese (Licenciatura) - Facultad de Ciencias Exactas y Naturales, Universidad de Buenos Aires, Buenos Aires. 2001

CHEN, X. et al. (1998). A numerical validation of lumped capacitance analysis for deriving heat transfer coefficient using quenching probe, In: Annual Heat Treating Society Conference, 17., 1997, Indianapolis. *Proceedings of the 19th Conference Heat Treating*, Materials Park, ASM International, p.

CHEN, X.; MEEKISHO, L.; TOTTEN, G. E. (2000). Cooling curve analysis using 1x2" stainless steel probe. In: Annual Heat Treating Society Conference, 19., 1999, Cincinnati. *Proceedings of the 19th Conference Heat Treating*, Materials Park, ASM International, p.453-460.

CHIAVERINI, V. (1984). *Tratamentos térmicos das ligas ferrosas*. São Paulo: ABM.

CLARK, J.; TYE, R. (2003/2004). Thermophysical properties reference data for some key engineering alloys. *High temperatures - high pressures*, v. 35/36, p. 1-14.

DRY, D.; PORZNER, H.; RODEWALD, B. (2003). Simulating heat treatment process. *Heat Treatment Progress*, Materials Park, v.3, n.6, p.55-67, Sept./Oct.

FARAH, A. F. (2002). *Caracterização de óleos vegetais como alternativa para meios de resfriamento utilizados no tratamento térmico de têmpera*. 140p. Tese (Doutorado). Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo. 2002.

FLETCHER, A. J. (1989). *Thermal stress and strain generation in heat treatment*. Essex: Elsevier Applied Science.

FUNATANI, K.; NARASAKI, M.; TANAKA, M. (2000). Comparisons of probe design and cooling curve analysis methods. In: Annual Heat Treating Society Conference, 19., 1999, Cincinnati. *Proceedings of*

the 19th Conference Heat Treating, Materials Park, ASM International, p.255-263.

GUISEBERT, D. A. (1997). Correlation of Magnetic Quenchometer to Cooling Curve Analysis Test Method. In: Annual Heat Treating Society Conference, 16., 1996. *Proceedings of the 16th ASM Heat Treating*, Materials Park, ASM International, p.451-460.

GUISEBERT, D.A.; MOORE, D.L. (1998). Influence of Test Conditions on Cooling Curve Test Results. In: International Automotive Heat Treating Conference, 1., 1998, Puerto Vallarta. *Proceedings of the 1st International Automotive Heat Treating Conference*, Materials Park, ASM International, p. 449-455.

HALL, E. O. (1970). *Yield point phenomena in metals and alloys*. London: Applied Science, p.38.

HILL, R. (1950). *The mathematical theory of plasticity*. Oxford: Clarendon Press.

HAN, S. W. et al. (1995). Immersion time quenching. *Advanced Materials & Processes*, Materials Park, v.148, n.3, p.42-45.

HOLMAN, J. P. (1983). *Transferência de calor*. São Paulo: Makron. p.118-123.

IMATRA STEEL. (2005). 55Cr3 – EN 10089 – 55Cr3 HH. Disponível em: http://www.imatrasteel.com/Table_pict/Info_txt/id264/55Cr3%20englanniksi.pdf. Acesso em: 15 dez. 2005.

INOUE, T.; YAMAGUCHI, T.; WANG, Z. G. (1985). Stress and phase transformation occurring during quenching of carburized steel gear wheel. *Materials Science and Technology*, v.1, n. 10, p.872-876, Oct.

INOUE, T. (2002). *Metallo-termo-mechanics – application to quenching*. In: TOTTEN, G. E.; HOWES, M.; INOUE, T. *Handbook of residual stresses and deformation of steel*. Materials Park: ASM International. p.296-311.

INOUE, T.; FUNATANI, K.; TOTTEN, G. E. (2000). *Process modeling for heat treatment : Current status and the future developments*. J. Shanghai Jiaotong University. v.E-5, n.1, p.14-25.

KOBASCO, N. I. (1995). Basics of intensive quenching. *Advanced Materials & Processes*, v.148, n.3, p.42W-42Y, Sep.

KRAUSS, G. (1989). *Principles of heat treatment of steel*. Materials Park: ASTM International.

LISCIC, B. et al. (2003). *Non-Lubricating Process Fluids: Steel Quenching Technology*. In: Totten, G. E.; Westbrook, S. R.; Shah, R. J. *Fuels and Lubricants Handbook: technology, properties, performance and testing*. Materials Park: ASTM International. p.587-634.

LISCIC, B.; TOTTEN, G. E. (1999). From GM Quenchometer via cooling curve analysis to temperature gradient method. In: Annual Heat Treating Society Conference, 18., 1998, Cincinnati. *Proceedings of 18th ASM Heat Treating Conference*, Materials Park, ASM International, p. 601-609.

MAYR, P. (1986). Dimensional alteration of parts due to heat treatment. *Residual Stresses in Science and Technology*, v.1, Garmisch-Partenkirchen, p.57-77.

MONTGOMERY, D. (1997). *Design and analysis of experiments*. New York: John Wiley.

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 18th ASM Heat Treating Conference*, Materials Park, ASM International, p. 509-517.

NARAZAKI, M. et al. (1999). Influence of heat transfer coefficients on simulation of quenching process of steel. In: Annual Heat Treating Society Conference, 19., 1999, Cincinnati. *Proceedings of the 19th Conference Heat Treating*, Materials Park, ASM International, p.600-607.

PENHA, R. N. et al. (2005). Simulation of heat transfer properties and residual stresses 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, 20., 2000, Saint Louis. *Proceedings of the 20th Conference Heat Treating*, Materials Park, ASM International, p.854-857.

RUGGIERI, J. E. (1998). *Classificação dos óleos de têmpera nacionais*. 120p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos. 1998.

SMITH, D. E. (2000). Computing heat transfer coefficients for industrial quenching processes. In: Annual Heat Treating Society Conference, 19., 1999, Cincinnati. *Proceedings of the 19th Conference Heat Treating*, Materials Park, ASM International, p.325-334.

SMOLJAN, B. (2001). Numerical Simulation of steel quenching. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Materials Park, v.11, n.1, p.75-79, Feb.

Special Metals. Physical Constants and Thermal Properties. Disponível em URL: <http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20600.pdf>. Acesso em 20 jul. 2005.

SVEDILIN, A. V.; NESS, A. R. (1997). Fundamental concepts in heat treatment. In: *Steel heat treating handbook*. Marcel Decker, Inc.. Cap 1, p.1-44.

TENSI, H.M.; STICH, A.; TOTTEN, G. E. (1995). Fundamentals of quenching. *Metal Heat Treating*, p.20-28, Mar./Apr.

TENSI, H.M. ; et al. (1997). Quenching and quenchant technology. In: *Steel heat treating handbook*. Marcel Decker, Inc.. Cap 4, p.157-250.

THELNING, K.E. (1975). *Steel and Its Heat Treatment*, London: Butterworths. p. 584.

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, Dec.

TODINOV, M. T. (1998). Mechanism of formation of residual stress from quenching. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Bristol, v.6, n.1, p.273-291, May.

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, p.25-41, Jan.

TOTTEN, G. E., BATES, C. E., CLINTON, N. A. (1993). *Handbook of quenchants and quenching technology*. Materials Park: ASM International.

TOTTEN, G. E.; DAKINS, M. E.; HEINS, R. W. (1988). Cooling curve analysis of synthetic quenchants – A historical perspective, *Journal of heat treatment*, v.6, n.2, p. 87-95.

TOTTEN, G. E.; WEBSTER, G. M. (2002). *Hardening by reheating and quenching*, In: TOTTEN, G. E.; HOWES, M.; INOUE, T. *Handbook of residual stresses and deformation of steel*. Materials Park: ASM International. p. 248-295.

VAN VLACK, L. H. (1970). *Princípios de ciência dos materiais*. São Paulo: Edgar Bucher.

XU, D. et al. (1996). Expressions for predicting the residual stress in surface induction hardening of steel bars. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, v.4, n.1, p.111-122, Jan.

WALLIS, R. A. (1995). Modeling quenching: the state of the art. *Advanced Materials & Processes*, Materials Park, v.148 ,n.3 , p.42kk-42nn, Sept.