

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

“SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO CRESCIMENTO DE DIÂMETRO EXTERNO DE
TUBOS DE AÇO SEM COSTURA DURANTE A TÊMPERA EM TANQUE NA
VALLOUREC SOLUÇÕES TUBULARES DO BRASIL S.A. (VSB)”

Autor: Ana Cristina Linhares das Dores

Orientador: Paulo Roberto Cetlin

Co-orientador: Alisson Duarte da Silva

Março/2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Ana Cristina Linhares das Dores

“SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO CRESCIMENTO DE DIÂMETRO EXTERNO DE
TUBOS DE AÇO SEM COSTURA DURANTE A TÊMPERA EM TANQUE NA
VALLOUREC SOLUÇÕES TUBULARES DO BRASIL S.A. (VSB)”

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito obrigatório para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de concentração: Metalurgia de transformação

Orientador: Paulo Roberto Cetlin

Co-orientador: Alisson Duarte da Silva

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2018

D695s

Dores, Ana Cristina Linhares das.

Simulação numérica do crescimento de diâmetro externo de tubos de aço sem costura durante a têmpera em tanque na Vallourec soluções tubulares do Brasil S.A. (VSB) [manuscrito] / Ana Cristina Linhares das Dores. – 2018.

92 f., enc.: il.

Orientador: Paulo Roberto Cetlin.

Coorientador: Alisson Duarte da Silva.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Bibliografia: f. 90-92.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia de transformação - Teses. 3. Têmpera - Teses. 4. Método dos elementos finitos - Teses. 5. Simulação (Computadores) - Teses. I. Cetlin, Paulo Roberto, 1946-. II. Silva, Alisson Duarte da. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)

AGRADECIMENTOS

A Deus por me permitir boas oportunidades.

À minha mãe Vera Lucia Linhares das Dores, ao meu pai Geraldo Abade das Dores e aos meus irmãos Alex Linhares das Dores e Tatiana de Cássia Linhares das Dores pela força e pelo apoio constante.

Ao Felipe Gabriel de Oliveira pela compreensão e motivação.

Ao Felipe Leal, gerente de produção da linha de tratamento térmico da Vallourec Soluções Tubulares, pela oportunidade concedida, suporte técnico e incentivo constante.

À Lis Soares, engenheira especialista da Vallourec Soluções Tubulares, pela contribuição técnica e auxílio.

Ao professor Paulo Roberto Cetlin pela paciência, seriedade e dedicação e ao professor Alisson Duarte da Silva pelos ensinamentos e disponibilidade.

Ao Pedro Malaquias pelas discussões técnicas e pelo apoio e suporte técnico nas simulações realizadas.

A empresa SixPro pelas simulações do processo de transferência de calor e pelo fornecimento dos dados necessários para a validação da metodologia.

A Daniela Gomes pelo incentivo e pelo suporte técnico no projeto.

A toda a equipe da Vallourec Soluções Tubulares: Pedro Apipe, Jederson Barbosa e Valdivino Paula pela realização dos ciclos de resfriamento; Wilberto Bispo, Daniela Miranda e Leonardo Sandi pelo acompanhamento dos experimentos. Ao Vicente Trindade e ao Antonio Hestereque pelos ensinamentos e discussões técnicas.

A todos que ajudaram direta ou indiretamente.

Sumário

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Tubos sem costura para a indústria petrolífera	5
3.2 Fabricação de tubos sem costura na VSB	8
3.2.1 Laminação.....	8
3.2.2 Tratamento térmico.....	8
3.2.3 Controle de qualidade associado ao processo de têmpera	11
3.3 Princípios de tratamento térmico: diagrama de fases.....	12
3.3.1 Diagramas de transformação de fases.....	16
3.3.2 Diagramas isotérmicos – Decomposição da austenita (TTT).....	16
3.3.3 Diagramas de resfriamento contínuo (CCT).....	17
3.4 Variações dimensionais durante o aquecimento e resfriamento do aço.....	19
3.4.1 Efeitos da expansão e contração térmica nas variações dimensionais do aço	19
3.4.2 Influência das transformações de fase nas alterações dimensionais do aço	21
3.5 O processo de austenitização e sua influência na variação dimensional do aço	25
3.5.1 Aspectos Metalúrgicos sobre a formação e decomposição da austenita ..	25
3.5.2 Tecnologia de austenitização	27
3.6 O processo de têmpera e sua influência na variação dimensional do aço.....	30
3.6.1 Aspectos metalúrgicos relativos ao processo de têmpera.....	30
3.6.2 Aspectos térmicos relativos ao processo de têmpera.....	32
3.6.3 Tecnologias de têmpera	37
3.6.4 Variações dimensionais relacionadas ao processo de têmpera	38

3.7	Variações dimensionais no revenimento.....	45
3.7.1	Aspectos metalúrgicos do revenimento	45
3.7.2	Tecnologias de revenimento	46
3.7.3	Variações dimensionais relacionadas ao revenimento dos aços.....	46
3.8	Simulação matemática do processo de tratamento térmico	49
3.8.1	Método de elementos finitos.....	49
3.8.2	A simulação computacional do processo de tratamento térmico.....	49
4.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	57
4.1	Dados do material utilizado	57
4.2	Propriedades físico-químicas e metalúrgicas do material.....	57
4.2.1	Predição das propriedades do material pelo JMatPro.....	57
4.2.2	Validação das propriedades obtidas pelo JMatPro	58
4.3	Predição do coeficiente de transferência de calor durante a têmpera	60
4.3.1	Determinação experimental das curvas de resfriamento	60
4.3.2	Determinação do coeficiente de transferência de calor pelo método inverso	65
4.4	Predição do crescimento de diâmetro externo dos tubos	66
4.4.1	Simulação numérica utilizando o método de elementos finitos	66
4.4.2	Validação das simulações	69
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	71
5.1	Verificação das propriedades metalúrgicas obtidas pelo JMatPro	71
5.2	Avaliação dos perfis térmicos do tubo durante o processo de têmpera em tanque	76
5.3	Obtenção do coeficiente de transferência de calor.....	79
5.4	Resultados da distorção do tubo.....	82
5.4.1	Comparação entre os resultados simulados e medições experimentais de diâmetro	85

5.4.2	Influência da plasticidade de transformação no crescimento de diâmetro do tubo	87
6.	CONCLUSÕES	88
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	89
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	90

Lista de Figuras

Figura 3.1 - Medida de retilineidade das extremidades do tubo (Adaptada da API 5CT, 2005).	6
Figura 3.2- Tubo casing sendo içado pelo elevador em um navio.	7
Figura 3.3 - Fluxograma da linha de tratamento térmico da VSB unidade Jeceaba.	9
Figura 3.4 - Desenho esquemático do tubo imerso no tanque de têmpera da VSB.	10
Figura 3.5 - (a) Foto do equipamento OD Machine (b) Exemplo das curvas de diâmetro externo versus comprimento obtidas do OD machine	11
Figura 3.6 - Diagrama de fases metaestáveis Fe-Fe ₃ C (Ericsson,1991).	13
Figura 3.7 - Exemplo do diagrama de tempo-temperatura-tranformação de aço de composição eutetóide (TTT) (Voort, 1991).	17
Figura 3.8- Exemplo de uma curva CCT de um aço carbono de composição eutetóide e a relação das taxas de resfriamento em um corpo de prova do ensaio Jominy (Callister, 2007).	19
Figura 3.9- Expansão e contração do aço durante o aquecimento e resfriamento (Bates et al., 1991).	22
Figura 3.10 - Curvas dilatométricas que mostram a alteração de comprimento durante o aquecimento e resfriamento (Thelning 1984).	23
Figura 3.11 - Teor de carbono versus parâmetro de rede da austenita retida e martensita a temperatura ambiente. (Mocarski 1984).	25
Figura 3.12 - Transformação da perlita em austenita para um aço eutetóide (0,8% de carbono) (Totten, 2007).	26
Figura 3.13- Os principais fatores que influenciam o tempo de encharque (Totten, 2007).	30
Figura 3.14- Evolução da microestrutura de um aço 4140 para duas taxas de resfriamento (a) a 20°C/s (b) a 5°C/s (Guo et al., 2009).	31
Figura 3.15- Diagrama esquemático de um corpo de prova para ensaio Jominy da extremidade temperada (Callister, 2007).	32
Figura 3.16 - Curva de dureza típica do teste Jominy.	32
Figura 3.17 - Curvas de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro de um corpo de prova cilíndrico de aço inoxidável em contato com água a 95°C a 15m/min (Bates et al., 1991)	34

Figura 3.18 - Estágios de resfriamento de uma amostra cilíndrica de um aço 1040 (diâmetro de 15 mm e comprimento de 45 mm) temperada de uma temperatura de 850°C em água a 30°C (a) sem convecção forçada (b) com uma taxa de agitação de 1 m/s (Totten, 2007).....	35
Figura 3.19 - Coeficiente de transferência de calor versus temperatura de superfície de um cilindro de aço austenítico (25mm x 100mm) temperado em água a 30°C e em óleo a 60°C a uma velocidade de 0,3m/s (Totten, 2007).....	36
Figura 3.20 - Exemplo de um anel de têmpera por sprays de tubos.	38
Figura 3.21 - Efeito da agitação em um meio aquoso na distorção durante a têmpera de discos do aço carbono JIS S45C. Os corpos de prova possuem 30mm de diâmetro e 10mm de espessura. (a) água sem agitação (b) 0,3m/s (c) 0,7 m/s. (Narazaki et al., 2002).	41
Figura 3.22 - Efeito dos métodos de agitação na deformação após têmpera em água de um disco de JIS S45C (20mm de diâmetro e 60mm de comprimento (a) alteração de diâmetro (b) alteração de comprimento. (Narazaki et al., 2002).	42
Figura 3.23 - Relação entre a distorção e a alteração microestrutural de um corpo de prova cilíndrico assimétrico durante têmpera em óleo para transformação martensítica (Lee e Lee 2008).	44
Figura 3.24 - Efeito das transformações de fases na distorção de um corpo de prova cilíndrico durante a têmpera em óleo (a) distorção com transformações (b) distorção sem transformações (Lee e Lee 2008).	44
Figura 3.25 - Representação esquemática do efeito dos constituintes estruturais na mudança de volume durante o revenimento de um aço temperado (Thelning, 1984)...	47
Figura 3.26 - Alterações dimensionais que ocorrem em um aço ferramenta O1 (Bofort RT 1733) quando tratado termicamente utilizando. As dimensões das placas de aço são 100 x 50 x 18 mm. Esse aço foi laminado na direção longitudinal (ASM Handbook, 1991).	48
Figura 3.27 - Elemento unidimensional com dois nós (Zienkiewicz, 1977).....	49
Figura 3.28 - Relação entre os fenômenos de deformação, transferência de calor e transformação de fases a serem considerados durante as simulações de tratamento térmico (Huiping et al., 2007).....	50
Figura 3.29 – Posições medidas na engrenagem (Cho et al., 2004).....	52

Figura 3.30 - Representação Esquemática da regra de aditividade de Scheil (Echeverri, 2012).....	54
Figura 3.31 - Distorção simulada da seção do anel (Arimoto et al., 2008)	56
Figura 4.1 - Fotografia de um corpo de prova de dilatométrica soldado a um termopar do tipo K.	59
Figura 4.2 - Fotografias do Dilatômetro de Têmpera R.I.T.A. L78 do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) da Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP).	60
Figura 4.3 - Módulos do método de medição direta de temperatura dos ciclos de resfriamento (Apipe, 2017).....	61
Figura 4.4 - Desenho esquemático de instrumentação do tubo utilizado para determinar as curvas de resfriamento.....	63
Figura 4.5 - Cálculo do coeficiente de transferência de calor pelo método do inverso (Adaptada de Sugianto et al., 2009).....	66
Figura 4.6 - (a) Exemplo de medição de diâmetro externo no Zumbach e (b) Exemplo de medição de diâmetro externo no IMS OD Machine.	69
Figura 5.1 – Curva CCT obtida experimentalmente.....	72
Figura 5.2 – Curva CCT calculada pelo JMatPro.....	72
Figura 5.3 – Curvas CCT calculadas pelo JMatPro e obtidas experimentalmente.....	73
Figura 5.4 - (a) Curvas de resfriamento da região da ponta do tubo durante a têmpera em tanque (b) Curvas de resfriamento da região do pé do tubo durante a têmpera em tanque	77
Figura 5.5 - (a) Taxas de resfriamento da região da ponta do tubo durante a têmpera em tanque (b) Taxas de resfriamento da região do pé do tubo durante a têmpera em tanque	78
Figura 5.6 – Coeficiente de transferência de calor das superfícies externa e interna do lado ponta durante o processo de têmpera	80
Figura 5.7 - Curvas de resfriamento calculadas na simulação e medidas experimentalmente na região da ponta do tubo para a superfície externa (a), meio de parede (b) e para a superfície interna (c)	82

Figura 5.8 – Relação entre o crescimento de diâmetro externo da ponta do tubo e a fração volumétrica média de martensita ao longo da parede. *As setas vermelhas no gráfico representam os eixos correspondentes a cada uma das curvas.	83
Figura 5.9 – Distribuição da martensita ao longo da parede do tubo no momento em que o diâmetro externo do tubo inicia o crescimento	84
Figura 5.10 - Variação da distorção do diâmetro externo da ponta do tubo e da fração volumétrica média de martensita durante o processo de têmpera..	85
Figura 5.11 - Comparação entre crescimentos de diâmetro externo do tubo simulado e medido	86
Figura 5.12- Comparação entre o crescimento de diâmetro simulado com e sem o fator da plasticidade de transformação e o resultado final medido	87

Lista de Tabelas

Tabela III.1 - Faixa de composição química do aço que será utilizado nas simulações (percentual em peso) (API 5CT, 2009).....	6
Tabela III.2 – Tolerâncias dimensionais de tubos com diâmetro externo nominal de 244,48mm e espessura de parede nominal de 11,99mm (percentual em peso)	7
Tabela III.3 - Principais fases e microconstituintes encontrados no aço (Ericsson, 1991)	14
Tabela III.4 - Definições das temperaturas de transformações no aço e ferro (Ericsson, 1991)	15
Tabela III.5 - Coeficientes de expansão térmica durante o aquecimento e o resfriamento para alguns aços de alto teor de carbono ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) (Laptev et al., 2011).....	21
Tabela III.6 - Volume específico das fases presentes em aços ferramentas em função do teor de carbono (Thelning, 1984)	24
Tabela III.7- Alteração de volume durante a transformação de diferentes em função do teor de carbono (Thelning, 1984)	24
Tabela III.8- Faixas de composição química da equação 3.2 (Totten, 2007)	28
Tabela III.9 – Comparação entre a distorção (mm) obtida pela simulação e medida experimentalmente (Cho et al. 2004).....	52

Tabela IV.1 - Composição química máxima do aço utilizado para validação da CCT (percentual em peso) (API 5L, 2007)	59
Tabela IV.2 - Condições de processo de têmpera por imersão no tanque comuns a todos os experimentos	64
Tabela IV.3 - Condições de contorno utilizadas para simulação numérica do tubo.....	68
Tabela V.1 – Diferenças entre as temperaturas de início da transformação ferrítica calculada pelo JMatPro e obtida experimentalmente por dilatometria.....	74
Tabela V.2 – Comparação entre os dados de temperaturas de início e fim da transformação martensítica (M_s e M_f) para as curvas CCT obtida experimentalmente e calculada pelo JMatPro.....	76
Tabela V.3 – Medições experimentais do crescimento de diâmetro do tubo temperado obtidas pelo OD Machine	86

RESUMO

O tratamento térmico é uma importante etapa do processo de produção de tubos de aço sem costura para garantir a qualidade final do produto em relação à resistência mecânica, dureza e atendimento de requisitos dimensionais. A têmpera é uma das etapas do tratamento térmico que contribui para obter uma combinação desejada entre a microestrutura e as dimensões especificadas e consiste no resfriamento rápido do tubo previamente austenitizado de forma a obter a martensita com dureza adequada. Esse estágio é considerado crítico, pois também é responsável por distorções geométricas, dentre elas o crescimento de diâmetro externo dos tubos. A predição do tamanho final da peça em função dos parâmetros de têmpera pode melhorar o desempenho do processo de resfriamento de modo a garantir o produto final dentro da especificação. O objetivo desse estudo é aplicar a simulação numérica através do método de elementos finitos para estimar o crescimento de diâmetro dos tubos de aço sem costura durante a têmpera por imersão em água. Esse trabalho desenvolveu uma metodologia para estimar o diâmetro externo médio dos tubos de aço baixo carbono após a têmpera e foi dividido nas seguintes etapas: medição das curvas de resfriamento dos tubos, cálculo do coeficiente de transferência de calor e simulação do crescimento de diâmetro externo do tubo. Através das simulações foi possível compreender a influência das deformações térmicas e da transformação de fases nas alterações dimensionais durante a têmpera. Os resultados das simulações foram comparados com medições industriais de crescimento de diâmetro e ficaram muito similares, o que possibilitou a validação da metodologia aplicada.

Palavras-chave: Têmpera, Tubos de aço sem costura, Crescimento de diâmetro externo, Distorção, Elementos Finitos, Simulação numérica.

ABSTRACT

Heat treatment is an important seamless pipe production step, utilized to enhance the properties of the final product such as mechanical strength, hardness and dimensional accuracy. Quenching is a common step in this heat treatment, involving the fast cooling of previously austenitized parts and leading to a phase transformation from austenite to hard martensite in the material. Quenching is a critical stage because it can be also responsible for geometric distortions in steel pipes, such as outside diameter growth. The final size prediction becomes key to assure the quality and dimensional requirements of the product. The objective of this study was to use simulations, based on the Finite Element Method (FEM), for tube water quenching in tanks in order to estimate the final outside diameter of a seamless low carbon steel pipe. This work was a first approach to develop a methodology for predicting quenched pipes distortion and it was developed in three stages: temperature measuring in the pipe during the quenching process; heat transfer coefficient (HTC) calculation, and distortion calculation. Finally, pipe distortion was predicted taking phase transformation and deformation into account. The results of the simulations were similar to industrial results for as quenched pipes.

1. INTRODUÇÃO

O atual cenário global da indústria de tubos sem costura exige um alto nível de competitividade. Novas tecnologias e inovações fazem parte das estratégias das empresas para manter a produção com uma boa relação entre custo e benefício, aumentar o valor agregado dos produtos e atender às especificações cada vez mais estritas dos clientes.

O tratamento térmico é um dos processos que agregam alto valor à fabricação de tubos de aço sem costura e é definido como o aquecimento e resfriamento de um metal sólido ou liga metálica de modo a obter as condições e propriedades mecânicas requeridas por normas (ASM International, 1995). Alguns dos objetivos do tratamento térmico incluem: remoção de tensões residuais, refino da estrutura do grão, ajuste de propriedades mecânicas, aumento de ductilidade, alteração de propriedades magnéticas.

Segundo Totten (2007), considerando os vários processos da produção de aço, o tratamento térmico, principalmente a têmpera, envolve maior complexidade em seu controle por envolver distorções geométricas indesejáveis. Assim, existem muitas variáveis de processo que interagem entre si de diferentes maneiras, e isso faz com que as distorções não possam ser estimadas facilmente.

Existem alguns processos de têmpera utilizados na produção de tubos sem costura, entre eles a têmpera em anéis, a têmpera utilizando sprays e a têmpera em tanques de imersão.

De acordo com Mackerle (2003), a têmpera por imersão em tanques é um dos processos mais utilizados para obter estruturas martensíticas e bainíticas em aços e ligas metálicas. Esse sistema de têmpera é utilizado pela Vallourec Soluções tubulares do Brasil (VSB) para produção de tubos de aço sem costura para aplicação na indústria de petróleo. Desde o início da produção da planta da VSB, um dos problemas de qualidade dos tubos tratados termicamente é o sucateamento por não atendimento do requisito das tolerâncias do diâmetro externo da norma API-5CT.

Segundo Rohdes e Jeppson (2000), o método tradicional que utiliza as experiências práticas para estimar as distorções durante o processo de têmpera já não é mais suficiente para essas investigações: as experiências e testes baseadas em tentativas e erros podem significar custos extras para o produto final.

Nesse contexto, existe a demanda industrial do uso de tecnologias computacionais aplicadas à engenharia para modelamento das transformações de fases, processos de transferência de calor e deformações durante o tratamento térmico. De acordo com da Silva (2012), uma das aplicações é a simulação de processos industriais utilizando a tecnologia da engenharia computacional assistida (CAE – Computer Aided Engineering), com o objetivo de otimização de processos de produção e eficiência da vida útil de ferramentas, economia de tempo de projeto e, conseqüentemente, de custos. Dessa forma, projetos industriais podem ser desenvolvidos em curto prazo, quando comparados a projetos sem a utilização de ferramentas computacionais, e os testes experimentais podem ser alinhados aos objetivos e predições com base em um modelamento prévio.

Segundo Mackerle (2003), durante as quatro últimas décadas, muitos dos processos de têmpera e outros tratamentos térmicos existentes foram simulados por métodos numéricos, especialmente por métodos envolvendo a análise através de elementos finitos (FEM). A simulação desses processos é complexa e envolve o conhecimento em vários campos de engenharia, tais como mecânica dos fluidos, transferência de calor, resfriamento, metalurgia, assim como a implementação computacional de métodos numéricos. Em muitos casos, experimentos industriais devem ser realizados em conjunto com as simulações para validar os modelos.

Esse trabalho pretende contribuir para a simulação das distorções geométricas no aço intrínsecas ao processo de têmpera, com foco na predição do crescimento do diâmetro externo de tubos sem costura, de forma a contribuir para a redução do número de testes experimentais na área de produção. A compreensão e a solução desse problema é um desafio considerando os três processos principais (térmico, metalúrgico e mecânico) que afetam os tubos durante a têmpera.

De acordo com Woodard et al. (1999), o método de elementos finitos é o principal procedimento computacional utilizado para desenvolver modelos que calculam as temperaturas, microestruturas e tensões durante o tratamento térmico. Os cálculos obtidos foram extensivamente comparados com resultados analíticos e numéricos, assim como com resultados experimentais. Devido à precisão e eficiência do método de elementos finitos, essa técnica se apresenta como uma ferramenta viável e de baixo custo para a condução desse trabalho.

2. OBJETIVOS

Objetivo geral:

- O trabalho propôs definir uma metodologia para simular o crescimento de diâmetro de tubos de aço sem costura durante a têmpera por imersão em um tanque de água utilizando simulações computacionais pelo método de elementos finitos.

Objetivo específico:

- Simular as curvas de resfriamento contínuo (CCT) do aço utilizado e verificar com dados de laboratório;
- Obter as curvas de resfriamento do tubo no tanque de têmpera industrial para calcular o coeficiente de transferência de calor pelo método inverso;
- Simular o crescimento de diâmetro do tubo durante a têmpera;
- Comparar os resultados do crescimento de diâmetro obtidos pelas simulações numéricas com medidas experimentais a fim de validar a metodologia desenvolvida.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Tubos sem costura para a indústria petrolífera

O cenário da produção de tubos de aço sem costura envolve critérios de qualidade dentro das estritas especificações da norma API (American Petroleum Institute), como por exemplo, requisitos específicos de diâmetro externo, ovalização e empeno

Os tubos petrolíferos são divididos em três grandes grupos (Vilas Boas, 2012):

- tubos para a condução de petróleo, gás e seus derivados; são os line pipe e fazem o transporte dos fluidos dos campos produtores para os tanques de armazenagem ou de separação ou navios, destes para as refinarias e destas para os clientes. Estes tubos são os Graus A25, A, B e X seguida por dois dígitos que se referem ao limite de escoamento, em ksi;
- tubos para produção de petróleo e gás ou revestimento de poços; são os OCTG que agrupam os casing e tubing. O casing é a coluna que faz o revestimento dos poços petrolíferos e o tubing é a coluna que injeta ou retira fluidos do poço. Estes tubos são os graus que contêm as letras M, J, K, N, L, T, P, Q, C etc. seguida por dois ou três dígitos que se referem ao limite de escoamento mínimo, em ksi;
- tubos para perfuração dos poços; são os drill pipe. Um drill pipe é conectado ao outro através de uma peça soldada na extremidade chamada tool joint. Na extremidade da coluna é colocada a broca que faz a perfuração do poço. Os graus desses tubos também são compostos por uma letra seguida por dois ou três dígitos.

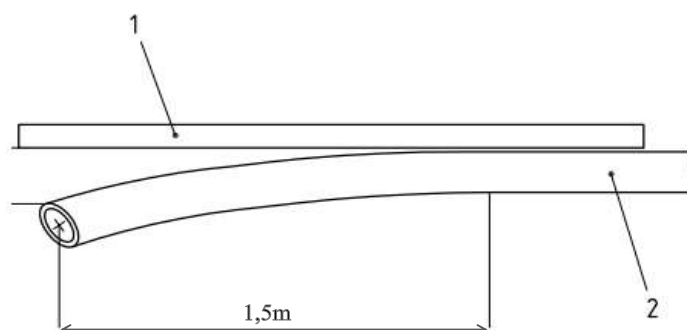
Dentre os diferentes tipos de tubos citados, é importante salientar que esse trabalho versará sobre tubos de revestimento (casing) com o diâmetro nominal de 244,48mm e espessura de parede nominal de 11,99mm. A faixa de composição química do aço utilizado é descrita na tabela III.1:

Tabela III.1 - Faixa de composição química do aço que será utilizado nas simulações das distorções (percentual em peso) (API-5CT, 2009)

C		Mn		Ni	Cu	P	S	Si
Min.	Max.	Min.	Max.	Max.	Max.	Max.	Max.	Max.
-	0,43	-	1,90	0,25	0,35	0,030	0,030	0,45

Segundo a API 5CT (2005), existem requisitos de tolerâncias de mínimo e máximo para o diâmetro externo, parede, massa e comprimento dos tubos, que está descrito na tabela III.2.

Conforme a norma API 5CT (2005), existe também o requisito de retilineidade, que mede o nível de empeno dos tubos. O valor da retilineidade do corpo não deve exceder 0,2% do comprimento total sendo medido entre as duas extremidades do tubo; e deve ter valor máximo de 3,18mm para a retilineidade das pontas. Nesse caso as pontas compreendem 1,5m de comprimento em relação a cada uma das extremidades, conforme mostrado na figura 3.1.



1. Régua utilizada para medição da retilineidade das pontas que deve possuir comprimento mínimo de 1,5m;
2. Extremidade do tubo a ser medido

Figura 3.1 - Medida de retilineidade das extremidades do tubo (Adaptada da API 5CT, 2005).

Tabela III. 2 – Tolerâncias dimensionais de tubos com diâmetro externo nominal de 244,48mm e espessura de parede nominal de 11,99mm (percentual em peso)

Requisito	Mínimo	Máximo
Diâmetro externo (mm)	243,26	246,92
Parede (mm)	10,49	Depende da massa
Massa	-3,5%	+6,5%
*Comprimento (m)	10,97	14,63

*Nota: A variação de comprimento máximo em um dado lote deve ser de 1,83m, sendo que, para a faixa de comprimento da tabela III.2, 95% dos tubos de um determinado pedido devem estar dentro da faixa da tabela III.2. Para os outros 5% dos tubos, o limite mínimo é igual a 10,36m.

Uma das importâncias de se controlar o diâmetro externo dos tubos “casing” está relacionada com a aplicação dos mesmos nos poços de petróleo. Esses tubos são içados nos poços de petróleo pelos chamados elevadores, conforme a figura 3.2. Esses elevadores são regulamentados pela norma API-8C e também possuem um controle restrito de diâmetro baseado na especificação de diâmetro máximo do tubo. Caso os tubos estejam fora da especificação de diâmetro da API 5CT, eles devem ser sucateados, pois não poderão ser encaixados nos elevadores durante a aplicação nos poços de petróleo.



Figura 3.2– Tubo casing sendo içado pelo elevador em um navio.

3.2 Fabricação de tubos sem costura na VSB

3.2.1 Laminação

O processo de fabricação por laminação da VSB é empregado em tubos de aço microligados, de 168,3mm a 406,4mm de diâmetro externo. Dentre os vários processos de fabricação por laminação, o processo *Mannesmann* é o utilizado para a produção de tubos na VSB.

A conformação por esse processo dá-se a partir de uma barra cilíndrica maciça de aço, empurrada por dois cilindros oblíquos que o rotacionam e transladam contra um mandril fixo. Dessa forma, obtém-se um tubo bruto, que sofrerá conformação de acabamento através de laminadores perfiladores.

Após a laminação, os tubos são encaminhados para o processo de tratamento térmico que é o foco desse trabalho.

3.2.2 Tratamento térmico

A linha de tratamento térmico da Vallourec Soluções Tubulares do Brasil (VSB) opera desde 2010 em Jeceaba-MG e tem a capacidade de produção de 300000t/ano. Essa linha produz tubos para o setor petrolífero (casing e line pipe) com diâmetros entre 168,3mm a 406,4mm, espessuras de parede de 6mm a 35mm e comprimentos de 7,5m a 15m. Os seguintes equipamentos compõe essa linha de tratamento térmico, cujo fluxo é mostrado na figura 3.3:

- Forno de austenitização (HF);
- Sistema de têmpera em tanque utilizando água;
- Fornos de revenimento (TF);
- Desempenadeira;
- Linha de inspeção visual;
- Medidor de diâmetro a laser (OD Machine);
- Ultrassom;
- Serras.

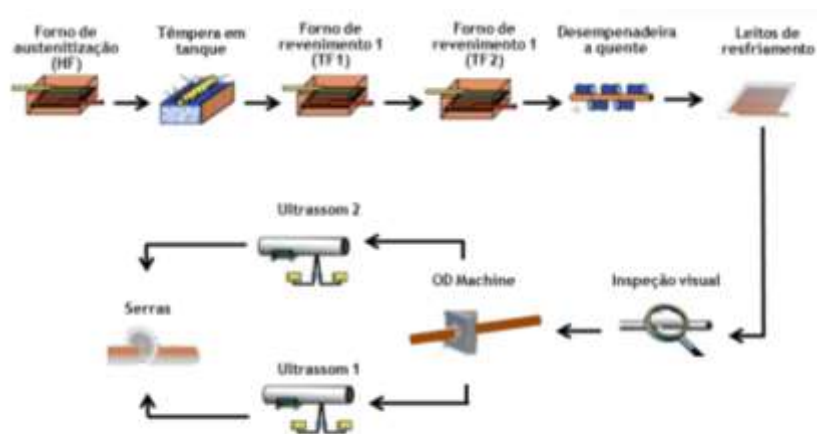


Figura 3.3 - Fluxograma da linha de tratamento térmico da VSB unidade Jeceaba.

No forno de austenitização os tubos laminados são aquecidos até a temperatura acima da AC_3 , de modo a garantir a transformação da ferrita até austenita no aço. Possui a capacidade de 100t/h e é um forno do tipo de vigas caminhantes com 57 posições. É dividido em três zonas: pré-aquecimento, aquecimento e encharque, que operam com queimadores que utilizam como combustível o gás natural, podendo atingir até 1000°C.

O tanque de têmpera é abastecido com água por três tubulações: jatos de enchimento, jatos laterais e jato interno e possui capacidade de 145m³ de água. O controle de temperatura da água é realizado por termopares imersos no banho em três posições. O tubo é alimentado em uma linha que possui oito conjuntos de gira-tubos, os quais proporcionam uma velocidade de giro ao tubo quando o mesmo é imerso na água. Durante a têmpera, é possível medir as vazões dos jatos laterais e do jato interno. As dimensões do bico a ser utilizado para o jato interno é escolhido em função do diâmetro interno do tubo a ser tratado. As principais variáveis de processo que são controladas durante a têmpera em tanque são:

- temperatura do tubo antes da imersão;
- diâmetro do bico do jato interno que determina a vazão do jato interno;
- momento de abertura do jato interno;
- vazão dos jatos laterais;
- temperatura da água;

- tempo de imersão;
- temperatura do tubo após imersão;
- rotação do gira-tubos.

A figura 3.4 mostra um tubo imerso em água no tanque. Nessa figura, é possível verificar o tubo apoiado nos gira-tubos e o jato interno que sai pelo bico, que resfria o tubo internamente.

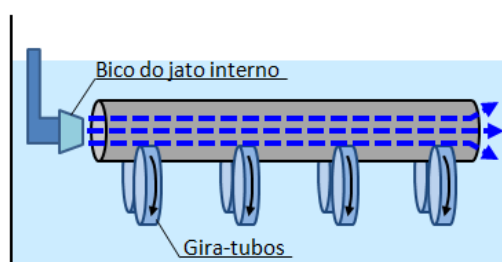


Figura 3.4 - Desenho esquemático do tubo imerso no tanque de têmpera da VSB.

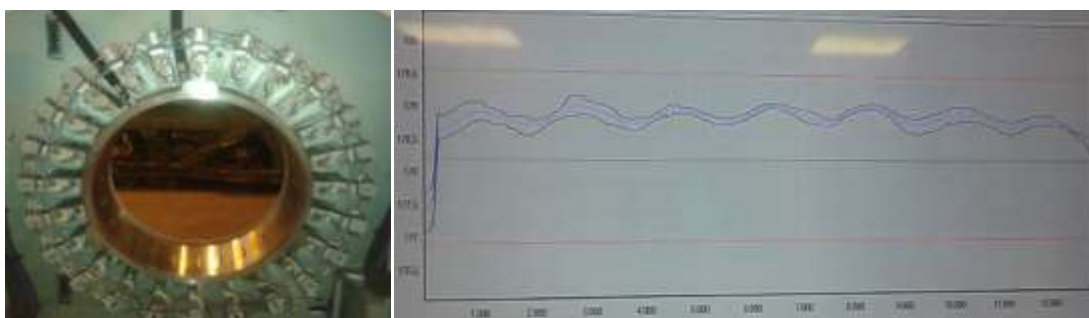
Nos fornos de revenimento os tubos temperados são aquecidos até uma temperatura definida para atingir uma determinada faixa de propriedades mecânicas, de acordo com a especificação de graus de aço das normas API. Assim como o forno de austenitização, possuem a capacidade de 100t/h e são fornos do tipo de vigas caminhantes com 57 posições. São divididos em três zonas: pré-aquecimento, aquecimento e encharque, que operam com queimadores alimentados por gás natural, podendo atingir até 1000°C.

A desempenadeira a quente possui seis rolos e nesse equipamento é controlado o aperto e a deflexão, de modo a melhorar a ovalização e a realizar o desempenho do tubo temperado e revenido.

Na linha de inspeção visual é verificada a qualidade superficial em relação à presença de carepa e defeitos (risco, friso, marcas de rolos) dos tubos. Nesse posto de trabalho, o empeno dos tubos é medido manualmente por amostragem.

O medidor de diâmetro a laser do tratamento térmico é constituído por vinte e quatro lasers que realizam doze leituras de diâmetro externo do tubo na seção transversal do mesmo, conforme é mostrado na figura 3.5(a). A leitura é realizada a cada 20 mm do

comprimento do tubo. Através dessas leituras, é possível obter as curvas de diâmetro mínimo, médio e máximo de cada um dos tubos tratados na linha da VSB, conforme a figura 3.5(b) e com esses valores é possível obter os valores de ovalização ao longo do comprimento dos tubos.



(a)

(b)

Figura 3.5 - (a) Foto do equipamento a laser para medir o tubo após têmpera
(b)Exemplo das curvas de diâmetro externo versus comprimento do tubo temperado

No ultrassom são medidos os valores de espessura de parede ao longo do comprimento do tubo e verifica-se a presença de defeitos internos e externos nos tubos. Após o teste de inspeção nos ultrassons, os tubos são cortados nas serras para a retirada de amostras, eliminação de defeitos e recortes de supressão do ultrassom.

3.2.3 Controle de qualidade associado ao processo de têmpera

Durante o processo de têmpera em tanque dos tubos, ocorre o resfriamento brusco em que os tubos se resfriam de aproximadamente 850°C até a temperatura abaixo do valor de temperatura final da martensita (Mf).

Durante esse processo, podem ocorrer riscos à qualidade ligados à alteração dimensional dos tubos, dentre eles:

- Crescimento de diâmetro externo;
- Ovalização;
- Empeno.

De acordo com Delhaes et al. (2016), o processo de têmpera aumenta o diâmetro externo dos tubos de aço sem costura, de modo que os parâmetros de resfriamento devem ser ajustados de acordo com o diâmetro nominal, espessura de parede, especificações e qualidade do aço.

O crescimento de diâmetro pode comprometer o atendimento dos requisitos de normas (ex.: API 5CT), assim como o empeno e a ovalização que também podem prejudicar as etapas seguintes do processo de fabricação de tubos, como, por exemplo, o rosqueamento das extremidades dos tubos.

Para a análise das alterações dimensionais, o controle de processo baseia-se em estudos estatísticos (por exemplo, aplicação da metodologia seis sigma) com proposição de testes empíricos para avaliação de variáveis de processo. Para minimizar o custo com testes e experimentos, é desejável obter simulações computacionais que visem obter a resposta em termos de variações dimensionais nos tubos em função das alterações de variáveis do processo de têmpera em tanque.

3.3 Princípios de tratamento térmico: diagrama de fases

Segundo Ericsson (1991), os diagramas de fases Fe-C são fundamentais para a compreensão dos diversos tratamentos térmicos existentes. Como as condições de equilíbrio no aço levam muito tempo para serem atingidas, principalmente para ligas de baixo carbono, utiliza-se o diagrama de Fe-Fe₃C, mostrado na figura 3.6, que representam as fases metaestáveis e não a fase de equilíbrio do carbono (grafita). O diagrama da figura 3.6 mostra as fases no aço esperadas para diferentes combinações de concentração de carbono e temperatura. A tabela III.3 apresenta uma breve descrição das diferentes fases e microconstituintes existentes: a ferrita (fase α) a qual dissolve no máximo 0,028% de carbono a 727°C, a austenita (fase γ) que dissolve cerca de 2,11% de carbono a 1148°C. Nas regiões de maior concentração de carbono, aparece a fase cementita (Fe₃C). De menor interesse, exceto para aços mais ligados, a fase de ferrita δ aparece a altas temperaturas. Entre as regiões com apenas uma fase, aparecem campos com mistura de duas fases, por exemplo: ferrita e cementita, austenita e ferrita, austenita

e cementita. Em faixas de temperaturas mais altas, a fase líquida aparece. Porém, durante o tratamento térmico a fase líquida do aço deve ser evitada.

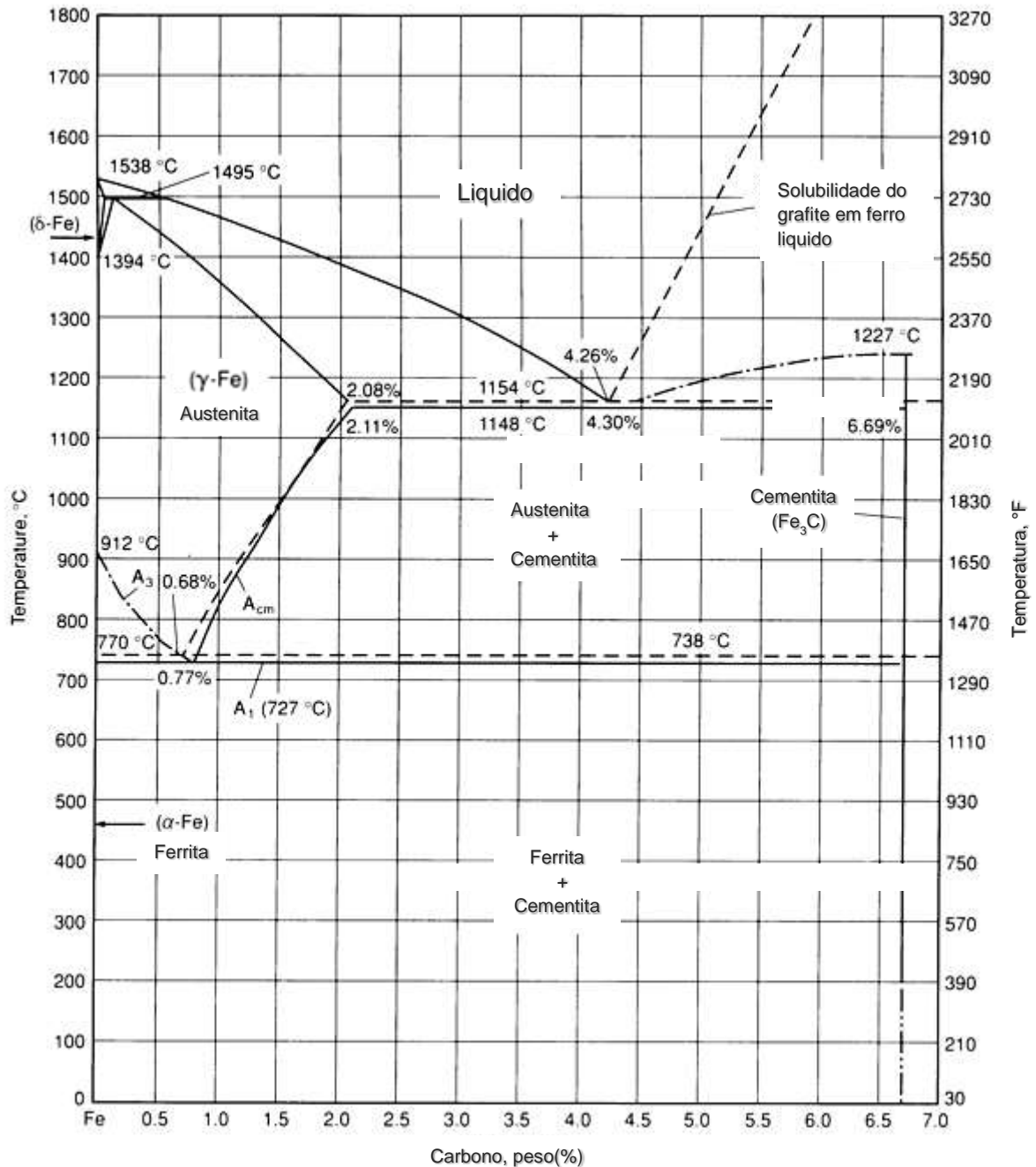


Figura 3.6 - Diagrama de fases metaestáveis Fe-Fe₃C (Ericsson,1991).

No diagrama Fe-C, algumas linhas de contorno possuem nomes especiais para facilitar a discussão, entre eles:

- A_1 : chamada de temperatura eutetóide, representa o menor valor de temperatura em que o campo monofásico da fase austenita pode ser encontrado;
- A_3 : durante o aquecimento representa o valor de temperatura em que ocorre a dissolução completa da ferrita na austenita para ligas de baixo carbono;
- A_{cm} : durante o aquecimento representa o valor de temperatura em que ocorre a dissolução completa da cementita na austenita para ligas de alto carbono.

Juntamente com essas nomenclaturas, algumas vezes as letras e, r e c são incluídas. A tabela III.4 inclui as definições mais relevantes desses termos. O menor teor de carbono para a ocorrência da austenita é de 0,77% e é chamado de concentração eutetóide. Nessa concentração, aparece uma mistura lamelar de ferrita e cementita que dá origem a um microconstituente denominado perlita. Quando a temperatura A_1 é mantida, ocorre a decomposição (ou também chamado de esferoidização) da perlita em partículas de cementita dispersas em uma matriz ferrítica.

Tabela III. 3 - Principais fases e microconstituintes encontrados no aço (Ericsson, 1991)

Fase ou microconstituente	Estrutura cristalina	Características
Ferrita (fase α)	CCC	Fase de baixa temperatura relativamente macia; fase estável de equilíbrio.
Ferrita δ	CCC	Fase isomórfica da fase α ; fase de alta temperatura e estável de equilíbrio
Austenita (fase γ)	CFC	Fase de média temperatura relativamente macia; fase estável de equilíbrio.
Cementita (Fe_3C)	Ortorrômbica	Fase dura metaestável.
Grafite	Hexagonal	Fase de equilíbrio estável.
Perlita		Microconstituente metaestável; mistura lamelar de ferrita e cementita.
Martensita	TCC (tetragonal de corpo centrado)	Fase dura metaestável; possui morfologia de ripas para

		carbono < 0,6%, e morfologia de placas para carbono >1%, para carbono entre 0,6% e 1%, aparece uma mistura de ripas e placas.
Bainita		Microconstituente duro metaestável; mistura não-lamelar de ferrita e cementita; a bainita superior é formada a altas temperaturas e bainita inferior aparece em temperaturas mais baixas com aspecto acicular.

Tabela III. 4 - Definições das temperaturas de transformações no aço e ferro (Ericsson, 1991)

A_{cm} : No aço hipereutetóide, a temperatura na qual a cementita se transforma totalmente na austenita durante o aquecimento.
A_{c1} : A temperatura em que a austenita começa a se formar durante o aquecimento, a letra c é derivada do francês e significa aquecimento (<i>chauffant</i>).
A_{c3} : A temperatura na qual a ferrita se transforma totalmente na austenita durante o aquecimento.
$A_{e_{cm}}, A_{e1}, A_{e3}$: as temperaturas de mudanças de fases no equilíbrio.
$A_{r_{cm}}$: No aço hipereutetóide, a temperatura na qual a precipitação da cementita se inicia durante resfriamento, em que a letra r deriva do francês e significa arrefecimento (<i>refrôidissant</i>).
A_{r1} : A temperatura na qual a transformação da austenita em ferrita ou ferrita + cementita é completada durante o resfriamento.
A_{r3} : A temperatura na qual a austenita começa a se transformar em ferrita durante o resfriamento.
A_{r4} : A temperatura na qual a ferrita δ se transforma em austenita durante o resfriamento.
M_s : A temperatura na qual a austenita começa a se transformar em martensita.

M_f : A temperatura em que se considera que toda a austenita se transformou em martensita.

3.3.1 Diagramas de transformação de fases

Os aspectos cinéticos das transformações de fases podem ser mostrados de forma mais completa pelos diagramas de transformação que são igualmente importantes em relação aos diagramas de equilíbrio. A fase metaestável da martensita e o microconstituente bainita, que são muito importantes para as propriedades mecânicas dos aços, são obtidos mediante o resfriamento rápido em que a difusão é suprimida ou é limitada a curtos períodos de tempo. A bainita é um microconstituente eutetóide que, ao ser aquecido transforma-se em ferrita e cementita. A martensita é a fase de maior dureza, e se forma durante têmperas severas da austenita supersaturada em carbono pelo mecanismo de cisalhamento. A dureza dessa fase aumenta com o teor de carbono até cerca de 0,7%. Se esses produtos metaestáveis forem aquecidos a temperaturas moderadamente elevadas, eles se decompõem em misturas mais estáveis de ferrita e carbonetos. Esse processo de reaquecimento consiste no revenimento ou recozimento.

Para descrever as transformações de fases durante o resfriamento, dois tipos de diagramas podem ser utilizados:

- Diagramas de transformações isotérmicas ou diagramas de tempo-temperatura-transformação (TTT) que descrevem a decomposição da austenita;
- Curvas de resfriamento contínuo (CCT).

3.3.2 Diagramas isotérmicos – Decomposição da austenita (TTT)

Para compreender a cinética da decomposição da austenita, é importante entender esse processo em uma temperatura constante. De acordo com Voort (1991), quando uma amostra de aço é mantida na região austenítica em uma temperatura abaixo de um mínimo em que a fase austenita é estável, a decomposição da mesma ocorre em função do tempo. Essa transformação isotérmica pode ser representada por uma curva que mostra a porcentagem da austenita transformada em função do tempo a uma temperatura constante, conforme o primeiro gráfico mostrado na figura 3.7. Para um aço

de composição química específica, as informações dessas curvas isotérmicas obtidas em várias temperaturas, podem ser sumarizadas em um único diagrama denominado de diagrama isotérmico, ou diagrama de tempo-temperatura-transformação (TTT) ou curva-S.

Assim como é mostrado na parte inferior da figura 3.7, para uma determinada temperatura, é possível obter o tempo necessário para início da transformação da austenita; o tempo para obter 50% da fração de austenita transformada e o tempo para o fim da transformação austenítica. Para a construção de diagramas TTT, são necessárias algumas informações, dentre elas a composição química da amostra do aço utilizado, a temperatura de austenitização e o tamanho de grão inicial da austenita na amostra.

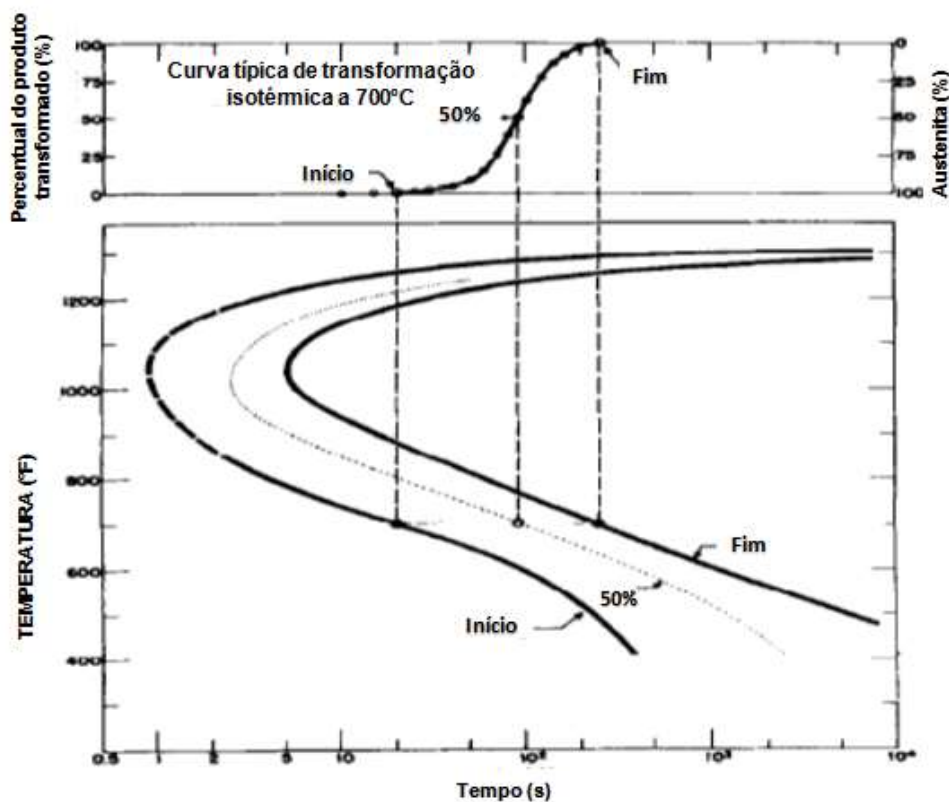


Figura 3.7 - Exemplo do diagrama de tempo-temperatura-transformação de aço de composição eutetóide (TTT) (Voort, 1991).

3.3.3 Diagramas de resfriamento contínuo (CCT)

Nas operações de tratamento térmico que envolve resfriamento contínuo a partir da austenita, as transformações microestruturais ocorrem em uma faixa de temperatura,

diferentemente do diagrama TTT que envolve transformações isotérmicas. Assim, a estrutura final obtida é uma mistura dos produtos que aparecem nos diagramas isotérmicos.

Através do diagrama CCT, é possível verificar a estrutura obtida a partir de um ciclo de resfriamento, de modo a facilitar as modificações durante o tratamento térmico para obter a microestrutura desejada. Segundo Voort (1991), o diagrama isotérmico é útil para planejar um determinado tratamento térmico e para compreender como um aço responde a um determinado ciclo de um tratamento térmico específico. Porém ele não pode ser utilizado diretamente para estimar com precisão o curso de uma determinada transformação durante o resfriamento contínuo. Assim os diagramas TTT podem ser derivados a fim de obter as curvas de resfriamento contínuo, ou seja, as curvas CCT.

A figura 3.8 mostra a correlação entre a curva CCT para um aço carbono eutetóide em diferentes taxas de resfriamento, representadas pela profundidade em um corpo de prova do ensaio Jominy. De acordo com Callister (2007), com o ensaio Jominy é possível observar a dureza do corpo de prova em relação a diferentes taxas de resfriamento, uma vez que a fonte de resfriamento está localizada na parte externa da peça. Assim a parte da peça mais próxima do spray de resfriamento terá uma velocidade de resfriamento maior do que as regiões mais distantes e por consequência haverá uma variação da microestrutura ao longo da peça e, conseqüentemente das propriedades mecânicas.

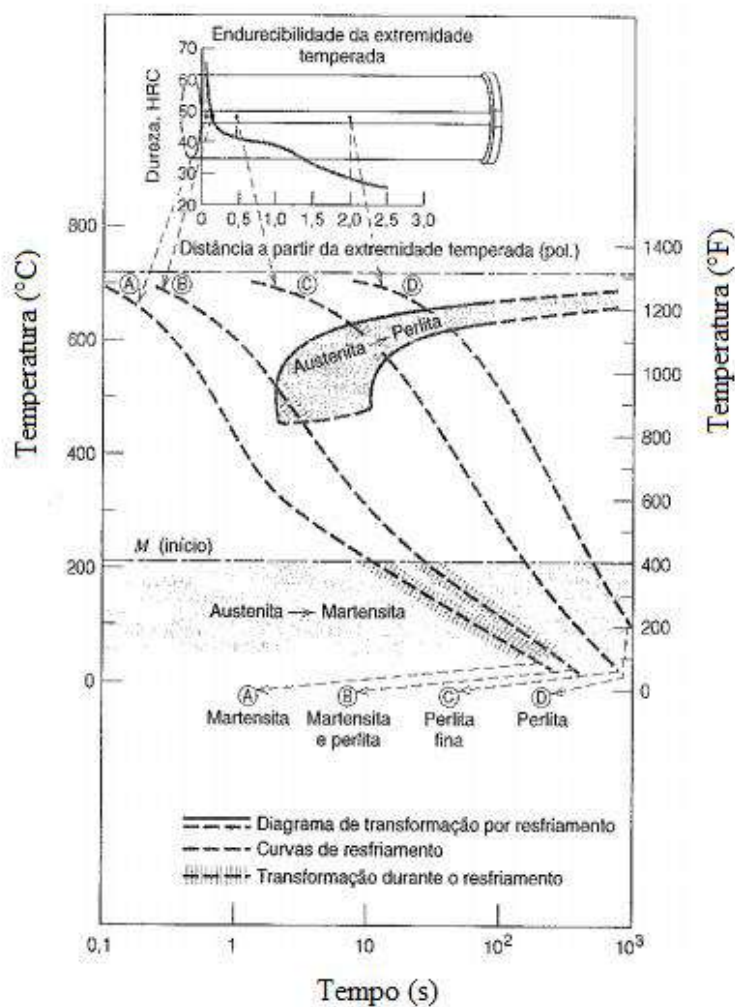


Figura 3.8- Exemplo de uma curva CCT de um aço carbono de composição eutetóide e a relação das taxas de resfriamento em um corpo de prova do ensaio Jominy (Callister, 2007).

3.4 Variações dimensionais durante o aquecimento e resfriamento do aço

3.4.1 Efeitos da expansão e contração térmica nas variações dimensionais do aço

O aquecimento e o resfriamento afetam todas as dimensões do corpo de um determinado material e com isso existe uma alteração resultante no volume desse material, que pode ser medida pela equação (3.1) (ASM International, 2002):

$$\Delta V/V_0 = \alpha_v \Delta T \quad (3.1)$$

Em que ΔV e V_0 representam a variação de volume e o volume inicial, e α_v representa o coeficiente em volume de expansão térmica. Para muitos materiais, o valor de α_v é anisotrópico, isto é, depende das direções cristalográficas ao longo das quais são medidas. Para os materiais isotrópicos, o valor de α_v pode ser estimado como o triplo do coeficiente de dilatação linear.

De acordo com Callister (2007), de uma perspectiva atômica, a expansão térmica é refletida por um aumento na distância média entre os átomos. Assim quanto maior a energia de ligação atômica, menor o coeficiente de expansão obtido.

Para determinar o valor do coeficiente de expansão térmica, duas grandezas físicas devem ser medidas em uma amostra em um ciclo térmico, que são temperatura e variação de dimensões. As três principais técnicas para medir esse coeficiente são: dilatometria, interferometria e análise termomecânica.

Os aços possuem diferentes estruturas cristalinas, dentre elas pode-se citar a estrutura cúbica de corpo centrado e a estrutura cúbica de face centrada. A estrutura cúbica de corpo centrado é inerente à fase da ferrita e aos microconstituintes bainita e perlita. Já a estrutura cúbica de face centrada é conhecida como austenita. O ferro também pode se organizar em uma estrutura tetragonal de corpo centrado denominada martensita. A dependência da energia de ligação com o espaçamento interatômico nas diferentes estruturas cristalinas é diferente. Essa é a razão para o coeficiente de expansão térmica ser dependente da microestrutura do aço. Assim os dados relacionados às propriedades do aço devem ser associados às fases e constituintes predominantes para cada faixa de temperatura.

Para campos monofásicos, a dependência da expansão térmica com a temperatura é aproximadamente linear e quanto maior a temperatura, maior o coeficiente de expansão térmica.

No estudo de Laptev *et al.* (2011), para aços de alto teor de carbono, pode-se concluir que o coeficiente de expansão térmica da austenita durante o aquecimento é maior que durante o resfriamento, sendo maior que os valores obtidos para a estrutura perlítica, conforme mostrado na tabela III.5.

Tabela III. 5 - Coeficientes de expansão térmica durante o aquecimento e o resfriamento para alguns aços de alto teor de carbono ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) (Laptev et al., 2011)

Microestrutura	Ciclo térmico	Teor de Carbono dos aços					Média
		0,50%	0,65%	0,70%	0,75%	0,90%	
Perlita	Aquecimento	14,8	15,0	15,6	15,5	14,8	15,1
	Resfriamento	14,3	14,3	14,3
Austenita	Aquecimento	28,2	29,4	30,7	31,5	26,3	29,2
	Resfriamento	21,2	22,0	23,0	21,2	21,7	21,8

3.4.2 Influência das transformações de fase nas alterações dimensionais do aço

De acordo com Bates, Totten e Brennan (1991), quando o tubo de aço é aquecido, ele se expande até ocorrer a transformação da perlita e ferrita em austenita, quando ocorre uma pequena contração de volume durante essa transformação como mostrado na figura 3.9. Após a transformação completa em austenita, a mesma continua a se expandir. Quando o aço é resfriado lentamente, existe uma alteração da estrutura cristalina referente à austenita (cúbica de face centrada - CFC) para uma estrutura menos densa referente à ferrita (cúbica de corpo centrado - CCC). Com o aumento das taxas de resfriamento, a formação da ferrita é suprimida, e a martensita, a qual possui estrutura cristalina menos densa que a austenita (tetragonal de corpo centrado – TCC) é formada. Dessa forma, o resultado de um ciclo de aquecimento seguido de um resfriamento a uma taxa suficiente para gerar martensita é um aumento volumétrico, como pode ser verificado na figura 3.9. Assim as transformações de fase relativas à transformação da austenita para perlita, da austenita para bainita e da austenita para martensita são acompanhadas de expansão volumétrica.

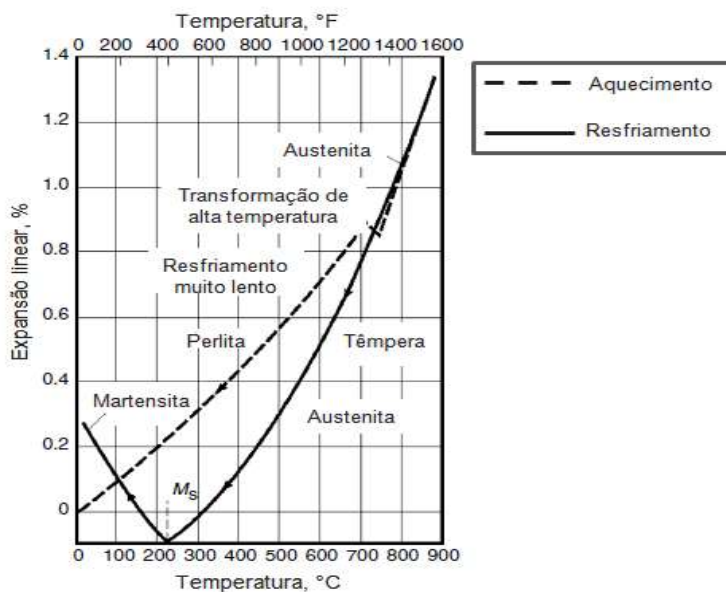


Figura 3.9- Expansão e contração do aço durante o aquecimento e resfriamento (Bates et al., 1991).

Caso essas alterações de volume causem tensões, cujos valores se restrinjam ao limite de escoamento do material, um sistema de tensão residual será criado no material. Se essas tensões excederem o limite de escoamento, então o material irá se deformar plasticamente. Essas situações podem acarretar distorções do tamanho, forma e poderão ocorrer trincas no material.

Segundo Totten (2007), através de uma curva dilatométrica que registra as alterações em comprimento de um corpo de prova para um aço eutetóide, pode-se verificar o comportamento do aço durante o aquecimento e resfriamento, como mostrado na figura 3.10. Durante o aquecimento, ocorre o aumento contínuo do comprimento até a temperatura A_{c1} , em que o aço se contrai e se transforma em austenita. Após a transformação completa, o comprimento aumenta novamente. Contudo, como mostrado no item 3.4.1, o coeficiente de expansão depende da fase formada.

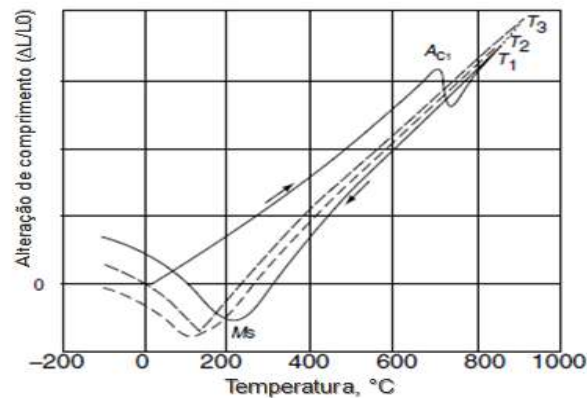


Figura 3.10 - Curvas dilatométricas que mostram a alteração de comprimento durante o aquecimento e resfriamento (Thelning 1984).

Durante o resfriamento, verifica-se a contração térmica e até o início da formação da martensita na temperatura M_s ; após atingir essa temperatura, o volume aumenta e o comprimento do corpo de prova aumenta. Após o resfriamento até a temperatura ambiente, alguns aços martensíticos podem conter alguma austenita retida, cuja quantidade aumenta com o teor de carbono, com a temperatura de austenitização e com a quantidade de alguns elementos de liga dissolvidos durante a austenitização. Quanto maior a quantidade de austenita retida no aço após a têmpera, menor é o crescimento em volume e, conseqüentemente no comprimento do corpo de prova.

Segundo Thelning (1984), vários constituintes estruturais apresentam diferentes valores de densidades e, portanto diferentes valores de volume específico, como mostrado na tabela III.6. A quantidade de carbono dissolvido na austenita, na martensita ou em diferentes carbonetos tem uma forte correlação com o volume específico, como indicado pelas fórmulas da tabela III.6. Ao se calcular as alterações volumétricas em volume durante as transformações de fase, o teor de carbono deve ser considerado, como mostra a tabela III.7.

Tabela III. 6 - Volume específico das fases presentes em aços ferramentas em função do teor de carbono (Thelning, 1984)

Fase ou mistura de fases	Faixa de carbono (%)	Volume específico calculado a 20°C (cm ³ /g)
Austenita	0-2	0,1212 + 0,0033 x (%C)
Martensita	0-2	0,1271 + 0,0025 x (%C)
Ferrita	0-0,02	0,1271
Cementita	6,7 ± 0,2	0,130 ± 0,001
Grafita	100	0,451
Ferrita e cementita	0-2	0,271 + 0,0005 x (%C)

Tabela III. 7- Alteração de volume durante a transformação de diferentes fases/microconstituintes em função do teor de carbono (Thelning, 1984)

Transformação	Alteração no volume (%)
Perlita esferoidizada → austenita	-4,64 + 2,21 x (%C)
Austenita → martensita	4,64 - 0,53 x (%C)
Perlita esferoidizada → martensita	1,68 x (%C)
Austenita → bainita inferior	4,64 - 1,43 x (%C)
Perlita esferoidizada → bainita inferior	0,78 x (%C)
Austenita → bainita superior	4,64 - 2,21 x (%C)
Perlita esferoidizada → bainita superior	0

Além disso, de acordo com Totten (2007), a expansão volumétrica está relacionada principalmente com o teor de carbono, já que o parâmetro de rede da austenita cresce com o aumento do teor de carbono, como mostrado na figura 3.11. Ou seja, quanto maior o teor de carbono, maior a quantidade de carbono retido no retículo cristalino e maior a distorção da estrutura. Assim quando uma mistura de ferrita e carboneto é convertido em martensita, a expansão resultante devido ao aumento de carbono é de aproximadamente 0,002 mm/mm para 0,25% de carbono e 0,007 mm/mm para 1,2% de carbono.

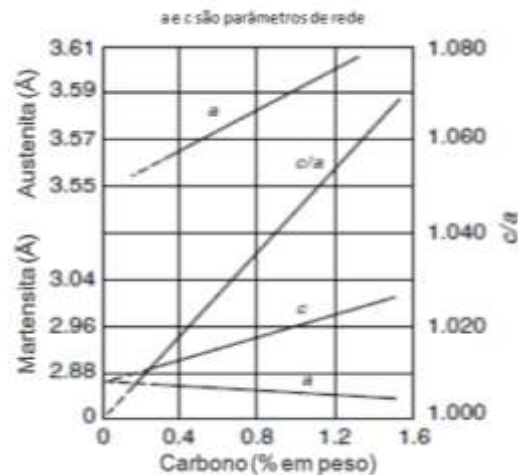


Figura 3.11 - Teor de carbono versus parâmetro de rede da austenita retida e martensita a temperatura ambiente. (Mocarski 1984).

O aumento de volume durante a transformação martensítica não depende somente do teor de carbono, mas também de alguns outros elementos de liga no aço. A temperatura de austenitização, como mencionado anteriormente, tem influência na quantidade de austenita retida ao final da têmpera. Como a aparecimento da austenita retida produz uma contração do volume em relação ao volume original, esse efeito reduz o crescimento durante a transformação martensítica.

3.5 O processo de austenitização e sua influência na variação dimensional do aço

3.5.1 Aspectos Metalúrgicos sobre a formação e decomposição da austenita

A austenitização é a primeira operação que deve ser considerada nos principais processos de tratamento térmico, dentre eles, normalização e têmpera, que definem as propriedades mecânicas do aço.

A maneira como a austenita é formada depende da microestrutura inicial do aço (Totten, 2007). Considerando um aço de composição eutetóide, ou seja, com 0,8% de carbono, pode-se seguir o processo de austenitização pela figura 3.12. As placas de cementita (Fe_3C) do constituinte perlita estão diretamente ligadas ao retículo da ferrita ($Fe-\alpha$), de modo que, com o aumento de temperatura, os átomos de carbono tendem a se difundir na estrutura da ferrita. Durante o aquecimento, ao se atingir a temperatura Ac_1 , a ferrita se transforma em austenita próximo das placas da cementita (figura 3.12b). Após a

cementita se dissolver na austenita formada, a placa da mesma desaparece. Então dois processos ocorrem simultaneamente: a formação de grãos austeníticos a partir da ferrita e a dissolução das placas de cementita no retículo da austenita.

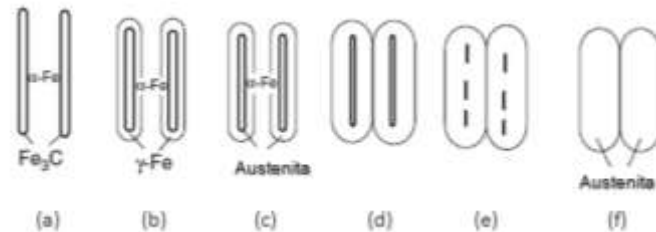


Figura 3.12 - Transformação da perlita em austenita para um aço eutetóide (0,8% de carbono) (Totten, 2007).

Os locais de nucleação da austenita dependem da microestrutura inicial do aço: por exemplo, em relação à ferrita, a austenita se forma preferencialmente nos contornos de grão, já na estrutura perlítica, a austenita se forma na interseção das colônias e nas lamelas de cementita. Como existem diferentes teores de carbono nos grãos austeníticos em função da concentração da cementita da microestrutura inicial, a austenita inicial formada se apresenta com uma concentração heterogênea de carbono. Para homogeneizar o carbono, deve existir um parâmetro de processo chamado de tempo de homogeneização ou tempo de encharque.

Além disso, durante a formação da austenita a partir da perlita, existe o refino de grão, já que em um grão de perlita ocorre a nucleação de vários outros grãos de austenita.

O tempo de encharque depende da dissolução desejada de carbonetos e do tamanho de grão final visado, considerando que o grão cresce com o aumento da temperatura de austenitização e do tempo de austenitização. A dissolução de carbonetos e tamanho de grão dependem não somente da temperatura de austenitização, mas também da taxa de aquecimento. A dissolução de carbonetos é um aspecto importante, pois ele contribui para o valor da dureza após a têmpera.

Basicamente quanto maior a taxa de aquecimento, maiores as temperaturas de transformação críticas Ac_1 e Ac_3 e, o que acarreta em uma maior temperatura de trabalho e, conseqüentemente a um maior o tamanho de grão obtido.

3.5.2 Tecnologia de austenitização

Segundo Totten (2007), as taxas de aquecimento que são possíveis de serem atingidas durante o processo de austenitização dependem dos seguintes fatores:

- Capacidade de aquecimento do equipamento (por exemplo, potência dos queimadores do forno);
- Meio de transferência de calor (gás, líquido e vácuo);
- Diferença de temperatura entre a fonte de calor e a superfície da peça a ser aquecida;
- Massa e forma da peça (a razão entre o volume e a área superficial);
- Número de peças em um lote e o modo de carregamento;
- Tipo de troca de calor (convecção, radiação, condução).

Para verificar a taxa de aquecimento permitida em relação à qualidade do material é necessário considerar a taxa máxima de aquecimento que pode ser aplicada nas condições de processo, de acordo com as tensões térmicas que podem ser desenvolvidas na peça sem exceder o valor crítico em relação à ocorrência de empenos e/ou trincas, uma vez que as seções da peça podem ter diferentes dimensões (excentricidade) que podem se aquecer em diferentes velocidades e os altos gradientes térmicos podem crescer entre a superfície e o meio da peça. Essa taxa de aquecimento depende:

- Massa e forma da peça (o raio entre o volume e a área superficial);
- Composição química do material;
- Microestrutura inicial.

Segundo Totten (2007), quando peças de seções grossas ou formatos complexos são aquecidos, as temperaturas entre 250°C e 600°C são particularmente perigosas, pois nessa faixa de temperatura o aço não possui plasticidade suficiente para compensar as tensões térmicas. Se o aquecimento de um objeto é assimétrico, o objeto irá empenar.

Se as taxas de aquecimento forem muito altas dentro da faixa de temperaturas de transformação de fases (entre A_{c1} e A_{c3}), o empeno pode aparecer devido à alteração de volume da rede cristalina devido à transformação de fases.

A tendência de trincas em um aço depende da sua composição química, mais especificamente do teor de carbono. Assim quanto maior o teor de carbono, maior a sensibilidade à trinca (Totten, 2007). A influência do carbono e de outros elementos de ligas pode ser expressa por uma fórmula denominada de carbono equivalente (C_{eq}), representada pela equação (3.2):

$$C_{eq} = \frac{C+Mn}{5} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{3} + \frac{Ni}{10} + \frac{V}{5} + \frac{Si-0,5}{5} + \frac{Ti}{5} + \frac{W}{10} + \frac{Al}{10} \quad (3.2)$$

Em que os símbolos dos elementos de liga são representados por percentual em peso. Essa fórmula é válida para as faixas de composição química listadas na tabela III.8:

Tabela III. 8- Faixas de composição química da equação 3.2 (Totten, 2007)

Elemento químico	Teor Máximo (%)
C	0,9
Mn	1,1
Cr	1,8
Mo	0,5
Ni	5,0
V	0,25
Si	1,8
Ti	0,5
W	2,0
Al	2,0

Assim é possível classificar os aços com relação à sensibilidade ao aparecimento de trincas:

- $C_{eq} \leq 0,4$: O aço não é sensível a trincas e podem ser aquecidos rapidamente;

- $0,4 \leq C_{eq} \leq 0,7$: O aço possui um grau médio em relação à sensibilidade a trincas;
- $C_{eq} \geq 0,7$: O aço é muito sensível ao aparecimento de trincas. Quando aquecidos, se possível uma operação de pré-aquecimento deve estar considerada no processo.

A microestrutura inicial também tem influência na taxa de aquecimento permitida ao material durante a austenitização. Uma microestrutura homogênea de dureza inferior permite taxas mais altas de aquecimento.

Os parâmetros mais importantes da austenitização são:

- Temperatura de austenitização;
- Tempo de encharque.

Para cada composição química do aço, existe uma faixa ideal de temperatura de austenitização: a temperatura mínima deve ser determinada para garantir o processo completo de austenitização e a temperatura superior deve ser estimada de forma a evitar o crescimento de grão.

Ao aumentar a temperatura de austenitização, verificam-se os seguintes efeitos:

- Aumento da temperabilidade do aço devido ao aumento de carbonetos em solução e devido ao aumento do tamanho de grão;
- Redução da temperatura de início da formação de martensita (M_s). Ao aumentar a dissolução de carbonetos, a austenita fica mais estável e começa a se transformar em martensita em temperaturas mais baixas;
- Aumento do tempo de incubação, ou seja, o tempo até o início da transformação isotérmica (austenita em perlita ou austenita em bainita). Isso pode ser verificado com um deslocamento para a direita da curva de resfriamento contínuo (CCT);

- Aumento da quantidade de austenita retida devido à saturação de carbono na austenita, pela dissolução dos carbonetos.

O tempo de encharque na temperatura de austenitização é um parâmetro muito importante para o tratamento térmico, pois, não somente determina a produtividade do forno e economia (consumo de energia), mas também determina as propriedades das peças tratadas. Normalmente a determinação do tempo de encharque se baseia em regras gerais e muitos conservadoras ou métodos empíricos, cujos resultados diferem substancialmente.

Os principais fatores que influenciam no tempo de encharque estão listados na figura 3.13:

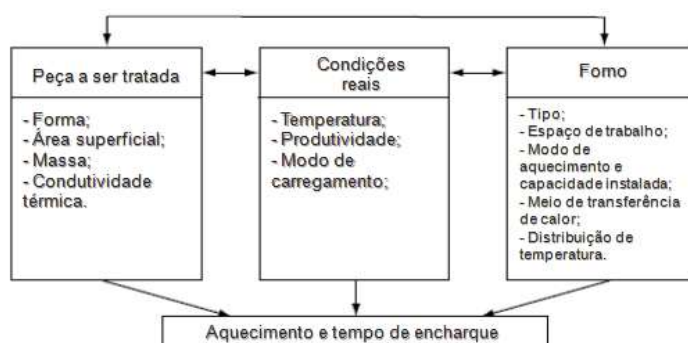


Figura 3.13- Os principais fatores que influenciam o tempo de encharque (Totten, 2007).

3.6 O processo de têmpera e sua influência na variação dimensional do aço

3.6.1 Aspectos metalúrgicos relativos ao processo de têmpera

Esse capítulo introduz alguns princípios sobre a têmpera dos aços. O item 3.6.2 enfatiza os aspectos da têmpera relativos à troca térmica entre a peça de trabalho e o meio de têmpera.

A têmpera é um método comum utilizado para endurecimento dos aços. Esse processo ocorre a altas taxas de resfriamento, sem haver difusão dos elementos no aço. A evolução da microestrutura de um ciclo de têmpera está ilustrada na figura 3.14 (a). De acordo com Guo et al. (2009), é possível acelerar o resfriamento, de forma a controlar a

transformação da austenita em martensita e bainita para obter uma maior resistência e dureza que as obtidas nos processos de recozimento e normalização.

Para demonstrar a influência das taxas de resfriamento nas transformações de fases durante a têmpera, a figura 3.13 compara a transformação de fases de um aço 4140 utilizando diferentes taxas de resfriamento: alta (20°C/s) e baixa (5°C/s). Durante o rápido resfriamento (a 20°C/s), a martensita aparece de forma significativa, o que não ocorre a uma baixa taxa de resfriamento (5°C/s). Além disso, o resfriamento a 5°C/s resulta no aparecimento de 4% a 6% de ferrita antes do início da formação da bainita (B_s) e martensita (M_s), respectivamente.

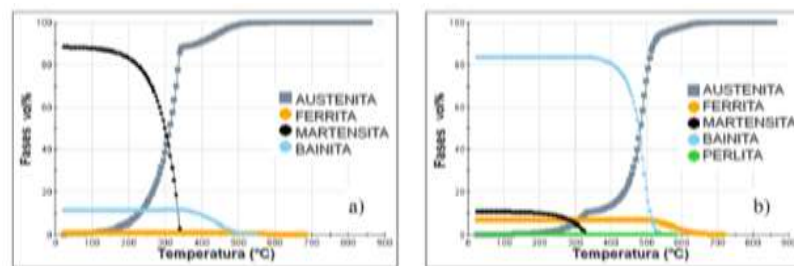


Figura 3.14- Evolução da microestrutura de um aço 4140 para duas taxas de resfriamento (a) a 20°C/s (b) a 5°C/s (Guo et al., 2009).

Temperabilidade

Qualitativamente, Callister (1997) define a temperabilidade como a habilidade de uma liga se endurecer pela formação da martensita, como resultado da têmpera. O conceito de temperabilidade é diferente de dureza. A dureza de aços temperados é essencialmente uma função do teor de carbono e geralmente se refere à microestrutura final da amostra. Por outro lado, a temperabilidade se refere ao conceito de profundidade de endurecimento durante a têmpera de amostras específicas.

Para avaliar a temperabilidade do aço, são usados testes desenvolvidos por Jominy e Borgehold (da Silva, 2012). O teste Jominy consiste em submeter um cilindro de aço ao aquecimento até a temperatura de austenitização e resfriá-lo em uma de suas extremidades, retificar uma parte do cilindro ao longo do seu comprimento e realizar

medições de dureza ao longo da direção longitudinal retificada, como ilustrado na figura 3.15.

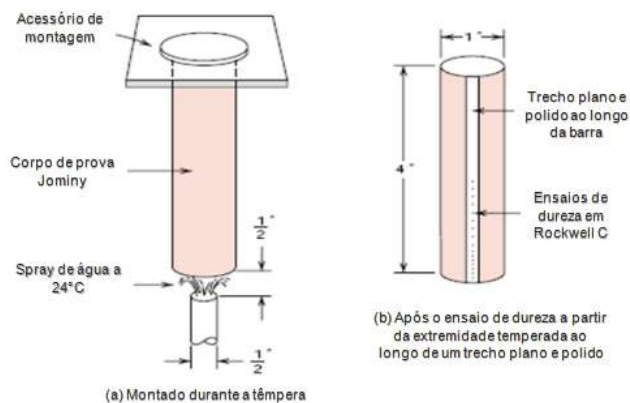


Figura 3.15- Diagrama esquemático de um corpo de prova para ensaio Jominy da extremidade temperada (Callister, 2007).

Os valores de dureza e a microestrutura obtidos em cada um dos pontos variam de acordo com a taxa de resfriamento. A figura 3.16 ilustra uma curva de dureza típica obtida do teste Jominy.

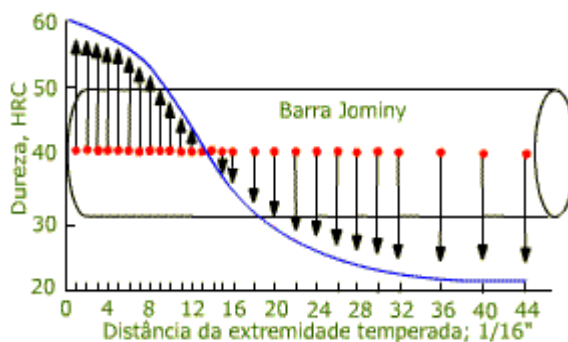


Figura 3.16 - Curva de dureza típica do teste Jominy.

3.6.2 Aspectos térmicos relativos ao processo de têmpera

De acordo com Tensi, Stich e Totten (1994), durante a têmpera em meios líquidos que possuem temperaturas de ebulição muito menores que a temperatura inicial da peça a ser resfriada, existem três fenômenos de remoção de calor que são:

- Estágio de formação da camada de vapor;
- Estágio de nucleação de bolhas de vapor;
- Estágio de convecção.

Na primeira etapa, a temperatura da peça é suficientemente alta para vaporizar o meio de têmpera e formar uma camada de vapor estável ao longo da superfície da peça. Essa camada exerce um efeito isolante e assim a taxa de resfriamento durante essa etapa é relativamente baixa. A temperatura acima da qual a camada de vapor ocorre é chamada de temperatura de Leidenfrost (Totten, 2007).

Quando a superfície da peça está menor que a temperatura de Leidenfrost, o filme de vapor entra em colapso e inicia-se a nucleação de bolhas de vapor. Nesse estágio, o líquido do meio de têmpera evapora ao entrar em contato com a superfície quente, e imediatamente as bolhas de vapor deixam a superfície. Isso causa uma convecção mais intensa, que resulta em uma alta taxa de transferência de calor do metal para o fluido.

Com a continuidade do processo de resfriamento, a temperatura da superfície se torna menor que a temperatura de ebulição do líquido e com isso a superfície é permanentemente molhada pelo fluido. A taxa de resfriamento é baixa e determinada principalmente pela taxa de convecção e pela viscosidade do líquido.

Desse modo, as três fases de resfriamento e seus diferentes coeficientes de transferência de calor estão simultaneamente presentes na superfície da peça temperada e a característica intrínseca do comportamento do resfriamento na peça é não uniforme. Segundo Bates *et al.* (1991), esses três estágios podem ser identificados na curva de resfriamento como mostrado na figura 3.17.

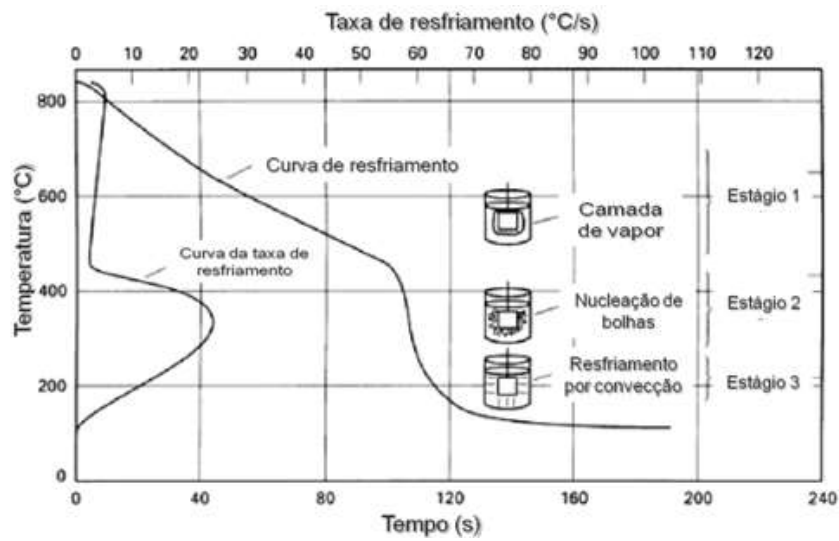


Figura 3.17 - Curvas de resfriamento e da taxa de resfriamento do centro de um corpo de prova cilíndrico de aço inoxidável em contato com água a 95°C a 15m/min (Bates et al., 1991)

A figura 3.18 ilustra o mecanismo de molhamento de uma amostra cilíndrica de aço 1040 resfriada em água a 30°C e mostra a influência da agitação. Nesse caso, o tempo da etapa de molhamento reduz de 9,0s para 2,5s utilizando-se uma agitação de 1m/s.

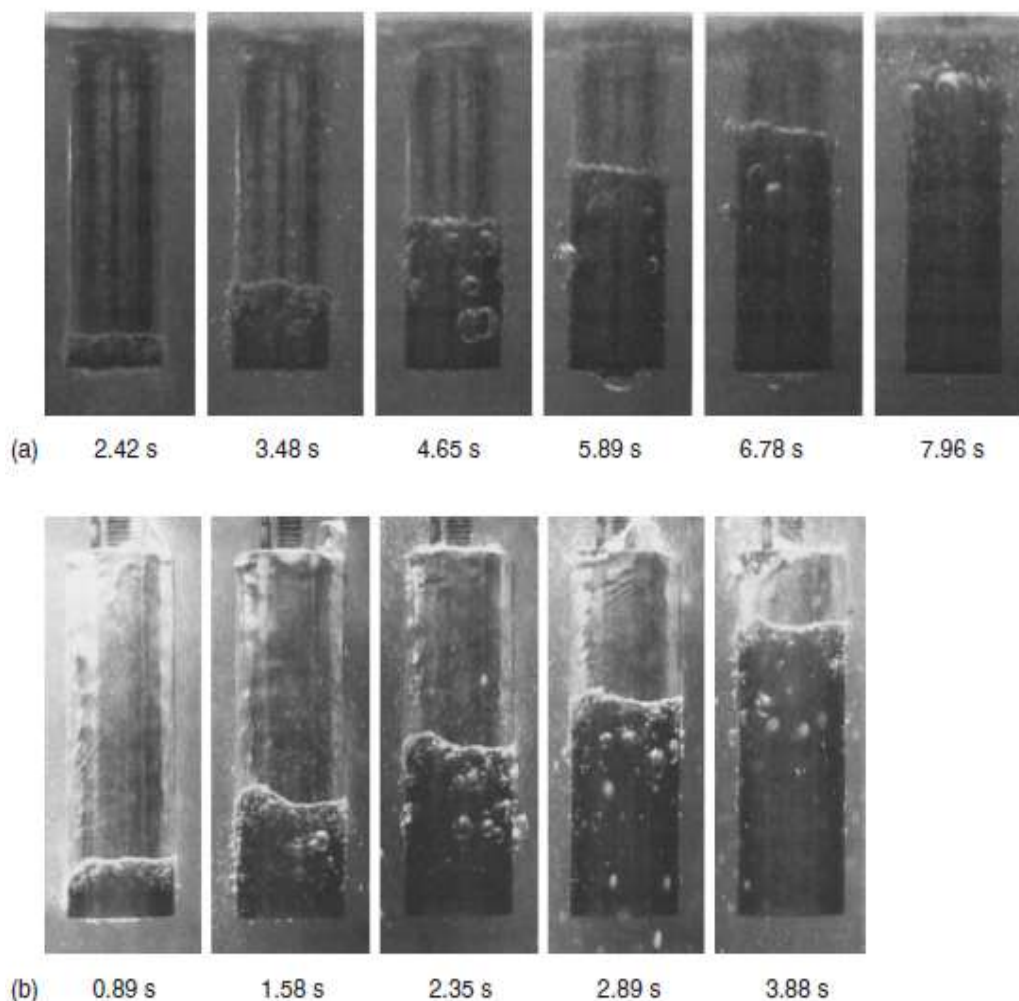


Figura 3.18 - Estágios de resfriamento de uma amostra cilíndrica de um aço 1040 (diâmetro de 15 mm e comprimento de 45 mm) temperada de uma temperatura de 850°C em água a 30°C (a) sem convecção forçada (b) com uma taxa de agitação de 1 m/s (Totten, 2007).

O coeficiente de transferência de calor (h), entre a superfície do corpo e meio depende fortemente da temperatura da superfície, e é descrito matematicamente pela equação 3.3:

$$h = \frac{q}{A(T_s - T_\infty)} \quad (3.3)$$

em que:

A é a área superficial de troca térmica;

Q a taxa de transferência de calor;

T_s é a temperatura da superfície;

T_∞ é a temperatura do meio.

A determinação do coeficiente de transferência de calor é baseado na lei de Fourier de transferência de calor, que afirma que o fluxo de calor ao longo da superfície de um corpo é proporcional ao gradiente de temperatura da superfície:

$$Q = -\lambda A \frac{\delta T}{\delta x} \quad (3.4)$$

em que λ é a condutividade térmica e x é a coordenada local.

A transferência de calor em um sólido em que a temperatura se altera com o tempo e não há fonte de calor presente no interior da peça pode ser calculada pela equação 3.5:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (3.5)$$

em que t é o tempo e $\alpha = \lambda / \rho C_p$ é a difusividade térmica dependente da densidade ρ , e do calor específico C_p , e x , y e z são as coordenadas.

A figura 3.19 mostra a correlação entre o coeficiente de transferência de calor (h) e a temperatura da superfície de um aço austenitizado e temperado em água e em óleo. Pode-se verificar que a transferência de calor na água é maior quando comparada ao óleo.

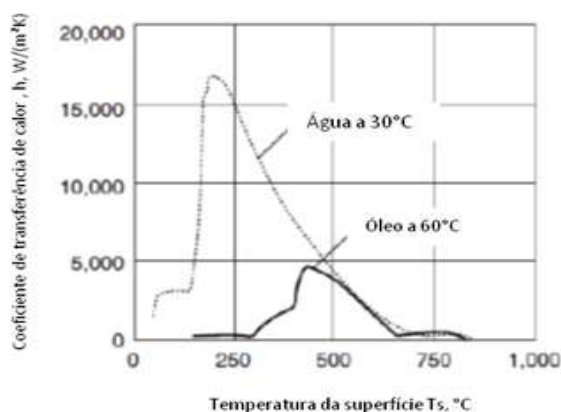


Figura 3.19 - Coeficiente de transferência de calor versus temperatura de superfície de um cilindro de aço austenítico (25mm x 100mm) temperado em água a 30°C e em óleo a 60°C a uma velocidade de 0,3m/s (Totten, 2007).

3.6.3 Tecnologias de têmpera

Segundo Totten (2007), a taxa de resfriamento e a forma da curva de resfriamento influenciam no curso das transformações de fases, nas tensões residuais e na distorção. Durante a têmpera, as taxas de resfriamento muito rápidas são frequentemente aplicadas para evitar as transformações de fases controladas por difusão que formam ferrita e perlita e visam obter uma microestrutura que principalmente contém martensita e bainita. Contudo, a redução das tensões térmicas e de tensão de transformação devido à alteração dimensional usualmente requer valores mais baixos de taxas de resfriamento. Assim os processos de têmpera requerem taxas de resfriamento rápidas o suficiente para formar as microestruturas desejadas e atender às especificações de propriedades mecânicas, porém esses valores devem ser limitados de modo a minimizar as tensões residuais e distorções.

Essas considerações resultam em diferentes métodos de têmpera, dentre eles: têmpera direta por imersão, têmpera interrompida, têmpera por sprays, têmpera utilizando gases.

A têmpera direta por imersão, técnica mais comumente utilizada, refere-se ao processo de resfriamento da peça da temperatura de austenitização diretamente até à temperatura ambiente pela imersão em líquidos que se vaporizam. Soluções de óleo, água e soluções aquosas de polímeros são frequentemente utilizadas.

A têmpera interrompida consiste no resfriamento rápido da peça da temperatura de austenitização até a temperatura acima da temperatura M_s , na qual a peça é mantida por tempo suficiente até ser atingida a transformação desejada e depois é resfriada ao ar. Compreendem duas técnicas de têmpera – martêmpera, austêmpera – os quais diferem na temperatura a qual a têmpera é interrompida e o tempo em que o aço é mantido nessa temperatura. Os meios de têmpera usualmente utilizados são banho de sal fundido e óleos.

A têmpera por spray com meio líquido, mostrado na figura 3.20, sendo este geralmente água ou solução aquosa de polímeros, utiliza pressões altas na superfície da peça a ser temperada e, com isso produz altas taxas de resfriamento, uma vez que as gotas do

líquido impactam na superfície e proporcionam altas taxas de transferência de calor. As taxas de extração de calor podem variar em uma grande faixa de acordo com a quantidade de líquido no spray, ou utilizando uma mistura de ar e água no spray. Comparado com a têmpera por imersão, o processo com sprays permite um melhor controle do resfriamento da peça.



Figura 3.20 - Exemplo de um anel de têmpera por sprays de tubos.

Na têmpera com gases, a remoção de calor é obtida pelo sopro de vapor de gás através da peça, algumas vezes após a austenitização em um forno a vácuo. Usualmente, a taxa de resfriamento é mais rápida que a obtida por ar parado, mas é menor que a obtida por óleo, sendo controlada em relação aos parâmetros de pressão, velocidade e tipo do gás de resfriamento. Gases inertes como hélio, argônio e nitrogênio são mais comumente utilizados.

3.6.4 Variações dimensionais relacionadas ao processo de têmpera

O processo de têmpera é um dos mais importantes referentes a distorções. Nesse caso é necessário compreender que as distorções não podem ser eliminadas, e sim controladas.

De acordo com Delhaes et al. (2016), o taxa de resfriamento do processo de têmpera pode influenciar no crescimento de diâmetro do tubo.

De acordo com Krauss (2005), existem dois tipos de distorções nesse processo: distorções da forma, tais como ovalização e empeno, e distorções de tamanho, entre eles

alongamento, crescimento de diâmetro, engrossamento de parede. Um dos motivos para as alterações do tamanho são as mudanças volumétricas relacionadas às transformações de fases, como já citado anteriormente.

As distorções durante a têmpera estão relacionadas aos fatores listados:

- Características do resfriamento: meio de têmpera e agitação;
- Uniformidade da têmpera quanto ao resfriamento;
- Tamanho e forma do material a ser temperado;
- Características da superfície do material;
- Composição química do aço selecionado;
- Uniformidade durante o aquecimento.

Efeitos das características do resfriamento na distorção durante a têmpera

Para atingir a dureza requerida ao final do processo de têmpera, é necessária uma faixa de taxas de resfriamento, as quais também depende da temperabilidade do aço e do tamanho da seção transversal (espessura da parede). Ao mesmo tempo, deve existir um compromisso para minimizar as distorções e o risco de formação de trincas. Contudo, ao aumentar as taxas de resfriamento para aumentar a dureza, aumenta-se o potencial de aumentar as distorções e tensões do material, como descrito no início do item 3.6.3.

As distorções e tensões no aço são influenciadas por muitos fatores, entre eles o meio de têmpera, a temperatura da água e a agitação.

Efeitos da uniformidade da têmpera

De acordo com Totten (2007), a não uniformidade do resfriamento durante a têmpera é provavelmente o maior contribuidor para as distorções e trincas.

De acordo com Kern (1986), o resfriamento não uniforme pode ser originado a partir diferenças de gradientes térmicos que surgem ao longo da superfície da peça durante a têmpera ou devido ao processo de molhamento não uniforme, que são resultantes da heterogeneidade do resfriamento durante a transferência de calor.

A agitação do meio de têmpera é um dos fatores mais significativos para melhorar a homogeneidade do resfriamento (Totten, 2007). O objetivo do sistema de resfriamento não é somente remover o fluido de maior temperatura da superfície da peça, mas também de conferir uma remoção de calor mais uniforme ao longo de toda a superfície da peça.

Outro fator que também contribui para um processo de têmpera heterogêneo é a contaminação do meio de têmpera, com óleos, poeira, e outros materiais insolúveis. Isso também inclui óleo na água e água no óleo.

Efeitos do meio de têmpera

A seleção do meio de têmpera é o fator básico em se tratando das características de resfriamento, principalmente ao se relacionar com o controle de distorções. De acordo com Totten (2007), a seleção do meio de têmpera depende da severidade desejada durante o processo relacionada com a taxa de resfriamento. Por exemplo, água, salmoura e soluções aquosas de polímeros são usados para aços planos. Óleos especiais são utilizados com aços de baixo carbono. Óleos convencionais e concentrações altas de polímeros são utilizados em aços ligados. Sais fundidos e metais líquidos são utilizados em processos de martêmpera e austêmpera.

Em geral quanto maior a espessura da peça, maior a severidade requerida do meio de têmpera. Ao tratar peças com diferentes espessuras em um mesmo meio de têmpera, existe uma dificuldade maior no controle das distorções.

O efeito do molhamento durante a têmpera em meios voláteis como a água, óleo, soluções aquosas de polímeros, resulta em um resfriamento heterogêneo, produzindo gradientes térmicos elevados na superfície da peça e que pode levar ao aumento de distorções e tensões. Após a formação da camada de vapor durante o resfriamento, existe o colapso da mesma (efeito de molhamento) que ocorre progressivamente durante a têmpera em água. Essa etapa resulta em uma heterogeneidade durante o resfriamento, e gera distorções e tensões residuais. Porém, se a camada de vapor colapsa

simultaneamente, ou seja de forma mais uniforme, isso pode provocar um resfriamento mais homogêneo e, com isso torna-se efetivo na redução de tensões residuais e distorções.

Efeito da agitação

De acordo com Totten (2007), a principal causa da não uniformidade do resfriamento durante a têmpera é a falta de agitação do meio durante o processo. A agitação durante o processo não somente aumenta a severidade de têmpera do meio, mas também melhora a homogeneidade durante o resfriamento para evitar distorções e tensões excessivas nos componentes.

A figura 3.21, mostrada por Narazaki, Totten e Webster (2002), descreve o efeito da agitação dos meios de resfriamento no perfil de uma superfície plana de um disco de aço após a têmpera. A figura 3.21(a) mostra o resfriamento não uniforme promovido pela água sem agitação, o que é representado por uma superfície côncava; essa concavidade diminui à medida que a velocidade de agitação do meio aumenta. Isso ocorre porque a agitação acelera a propagação e colapso das bolhas de vapor na superfície do aço.

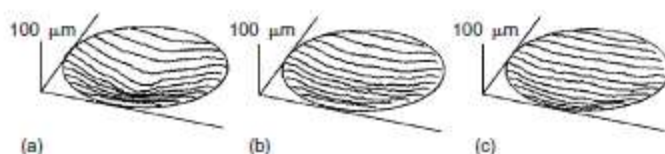


Figura 3.21 - Efeito da agitação em um meio aquoso na distorção durante a têmpera de discos do aço carbono JIS S45C. Os corpos de prova possuem 30mm de diâmetro e 10mm de espessura. (a) água sem agitação (b) 0,3m/s (c) 0,7 m/s. (Narazaki et al., 2002).

A figura 3.22 (Narazaki et al., 2002) mostra os efeitos dos métodos de agitação na distorção da têmpera de barras de 20mm de diâmetro e 60mm de comprimento de um aço com 0,45% de carbono em água e em uma solução aquosa de polímero. A figura 3.22(a) mostra que o resfriamento não homogêneo da superfície na têmpera utilizando água sem agitação resulta em um diâmetro desigual da barra de aço. O aumento de

diâmetro foi observado nas extremidades, o que é atribuído à extração mais intensa de calor nas bordas da barra o que é denominado de efeito da borda. O fluxo de água no sentido ascendente reduz o efeito da borda, pois a agitação reduz a heterogeneidade do resfriamento da superfície da barra. Porém o crescimento de diâmetro é maior no pé do que na ponta, pois a agitação provoca uma perda de calor maior no pé do que na ponta.

A utilização de sistemas de sprays submersos laterais e sprays abertos reduzem o diâmetro e aumentam o comprimento das barras, pois o fluxo lateral causa um rápido resfriamento da superfície lateral das barras e uma contração térmica do diâmetro, o que provoca um alongamento do comprimento das barras de aço, mostradas na figura 3.22(b). Por outro lado, a agitação em soluções aquosas de polímeros altera bruscamente a distorção durante a têmpera, pois a propagação e colapso das bolhas de vapor na superfície ocorrem com ou sem agitação.

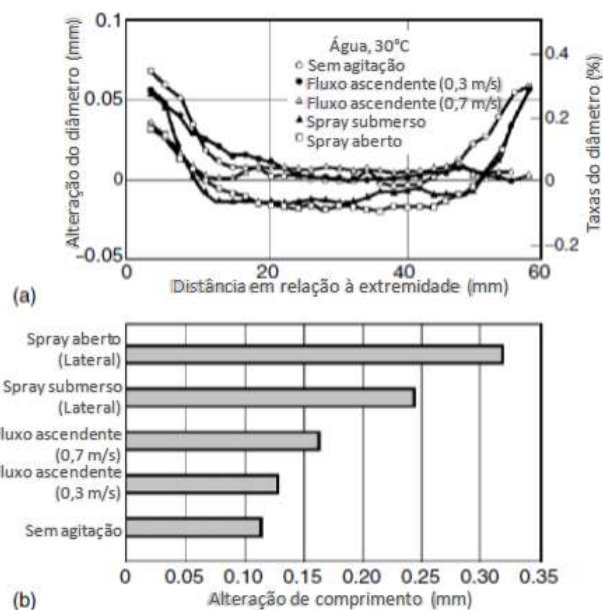


Figura 3.22 - Efeito dos métodos de agitação na deformação após têmpera em água de um disco de JIS S45C (20mm de diâmetro e 60mm de comprimento (a) alteração de diâmetro (b) alteração de comprimento. (Narazaki et al., 2002).

Efeitos da transformação de fases durante o resfriamento

De acordo com Lee e Lee (2008), assim como as tensões térmicas, as transformações de fases possuem papel fundamental para compreender as distorções durante o processo de têmpera. Com base nos seus estudos, foi analisada a interação entre a transformação martensítica com a distorção durante o resfriamento do aço 5120, utilizado em peças automobilísticas.

Com base no trabalho de Lee e Lee (2008), é possível verificar na figura 3.23, a relação entre a distorção e as alterações microestruturais relacionadas com a transformação de fases considerando a seção transversal de um corpo de prova cilíndrico cortado de 160mm x 20mm x 10mm do aço 5120 durante têmpera em óleo. Assim, verifica-se que o corpo de prova curva-se na direção normal do plano de corte (eixo 1) no início da têmpera em óleo e reduz o comprimento na direção longitudinal devido à contração térmica. Quando a martensita começa a se formar, a deformação de transformação adicional e a deformação devido à expansão térmica afetam à distorção da peça. Adicionalmente, a partir da figura 3.24, torna-se mais evidente o efeito da deformação de transformação na distorção, a qual é investigada através de simulações computacionais. A figura 3.24(b) mostra a distorção durante a têmpera sem considerar a deformação de transformação, indicando que a distorção se deve à contração contínua da austenita na direção normal ao plano de corte (eixo 1).

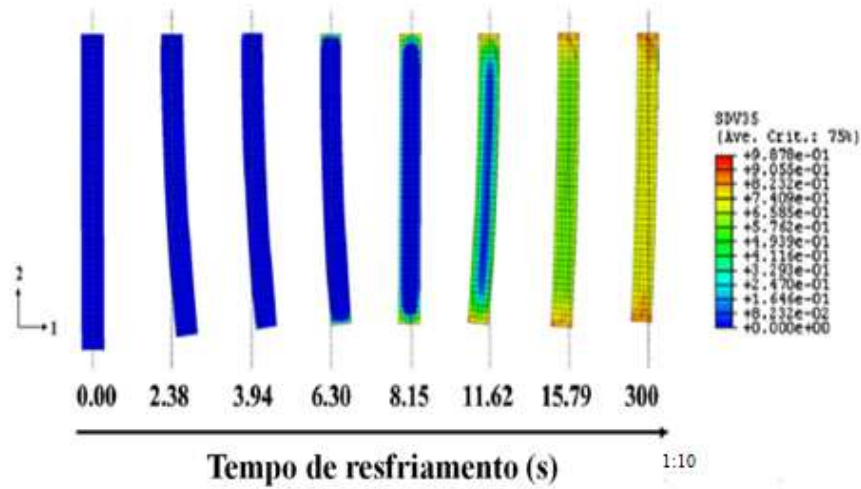


Figura 3.23 - Relação entre a distorção e a alteração microestrutural de um corpo de prova cilíndrico assimétrico durante têmpera em óleo para transformação martensítica (Lee e Lee 2008).

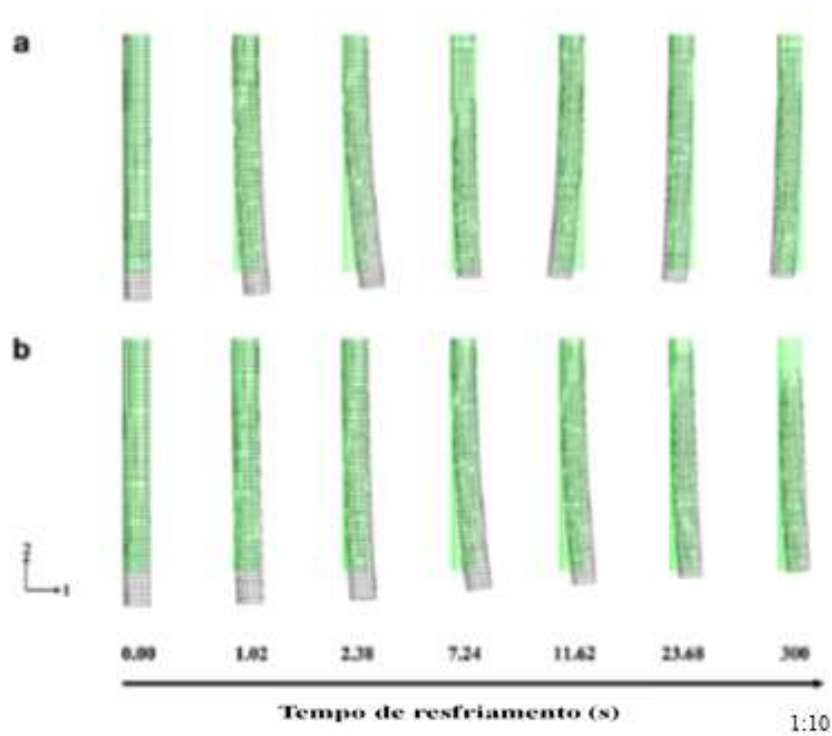


Figura 3.24 - Efeito das transformações de fases na distorção de um corpo de prova cilíndrico durante a têmpera em óleo (a) distorção com transformações (b) distorção sem transformações (Lee e Lee 2008).

3.7 Variações dimensionais no revenimento

3.7.1 Aspectos metalúrgicos do revenimento

A martensita obtida durante o processo de têmpera constitui uma microestrutura dura, e muito frágil. Segundo Krauss (2005), muitos fatores contribuem para a baixa tenacidade de microestruturas martensíticas, dentre eles a distorção do retículo cristalino causado pelos átomos de carbono presos nos sítios octaédricos da martensita, a segregação de átomos de impureza nos contornos de grãos da austenita, a formação de carbonetos durante a têmpera, as tensões residuais durante a têmpera.

O revenimento é o tratamento térmico aplicado a aços endurecidos que visa reduzir a fragilidade e aumentar a tenacidade dos aços. Qualquer temperatura até a temperatura crítica de A_1 pode ser utilizada no processo de revenimento: assim pode ser encontrada uma vasta faixa de propriedades mecânicas e microestruturas. Dessa forma para escolher as condições de revenimento deve haver o balanço entre a resistência mecânica e a tenacidade requeridas em função da aplicação do aço.

De acordo com Lement (1954), baseado em estudos de difração de raios-X e microestrutura, existem três estágios distintos para o revenimento:

- Estágio 1: Formação de carbonetos de transição e remoção do carbono da martensita em cerca de 0,25%;
- Estágio 2: transformação da austenita retida para ferrita e cementita (200°C a 300°C);
- Estágio 3: A substituição de carbonetos de transição e martensita por ferrita e cementita (250°C a 350°C).

Pode existir um quarto estágio que consiste na precipitação de carbonetos finamente dispersos na matriz, existentes em aços de alta liga. É possível verificar também que o primeiro estágio do revenimento pode ser precedido por uma redistribuição de átomos de carbono, denominada de auto revenimento, que pode ocorrer após a têmpera.

3.7.2 Tecnologias de revenimento

O revenimento é um processo o qual o aço temperado ou normalizado é usualmente aquecido a uma temperatura inferior à temperatura crítica (A_1) e resfriado em uma taxa de resfriamento, aumentando a ductilidade e tenacidade ao aço. Os aços são revenidos para obter propriedades mecânicas específicas e também para reduzir as tensões da têmpera e garantir a estabilidade dimensional.

As principais variáveis que afetam as propriedades mecânicas e a microestrutura durante o revenimento são:

- Temperatura de revenimento;
- Tempo de encharque;
- Composição química, incluindo carbono, elementos de liga e elementos residuais.

A temperatura e o tempo são variáveis interdependentes no processo de revenimento. Porém pequenas alterações de temperatura tem um efeito muito maior que pequenas alterações de tempo. Tipicamente, o revenimento é realizado entre as temperaturas de 175°C a 705°C e tempos de encharque entre 10 minutos e 1 hora.

A seleção do forno de revenimento se baseia principalmente nos requisitos de temperatura e na quantidade de peças a serem tratadas.

Em geral, o controle da temperatura de revenimento de cerca de $\pm 13^\circ\text{C}$ é adequado e estão dentro de limites práticos da maior parte dos fornos. Usualmente, as variações de temperatura permitidas não excedem os valores de $\pm 6^\circ\text{C}$.

3.7.3 Variações dimensionais relacionadas ao revenimento dos aços

Durante o revenimento, existe uma transformação estrutural com alteração volumétrica do aço temperado e do seu estado de tensão. Assim, ocorre a decomposição da

martensita na ferrita, a qual resulta em uma redução do volume. Além disso, essa transformação de fase reduz continuamente o nível de tensão.

De acordo com Thelning (1984), as alterações dos constituintes estruturais possuem papel importante na alteração de volume durante o revenimento de um aço temperado, conforme a figura 3.25. As curvas tracejadas representam o aumento de volume durante os diferentes estágios de revenimento, em que ocorre transformação de austenita retida. Em caso de ocorrência de austenita retida, ocorre a transformação da mesma em bainita no segundo estágio de revenimento em uma temperatura de cerca de 300°C e pode resultar em um aumento de volume.

Quando aços ferramentas ligados são revenidos entre 500°C e 600°C, ocorre a precipitação de carbonetos finamente distribuídos pela matriz. Essa precipitação aumenta a condição de tensão que resulta em um aumento de dureza e em um aumento de volume. Simultaneamente com a precipitação de carbonetos o teor de liga da matriz é reduzido, o que implica em um aumento da temperatura M_s da austenita retida. Durante o resfriamento a partir do revenimento, a austenita retida pode se transformar em martensita, a qual resulta em um aumento de volume.

Na maioria dos casos, após o processo de revenimento, pode ser verificada uma redução do comprimento e do volume da peça (ASM Handbook, 1991).

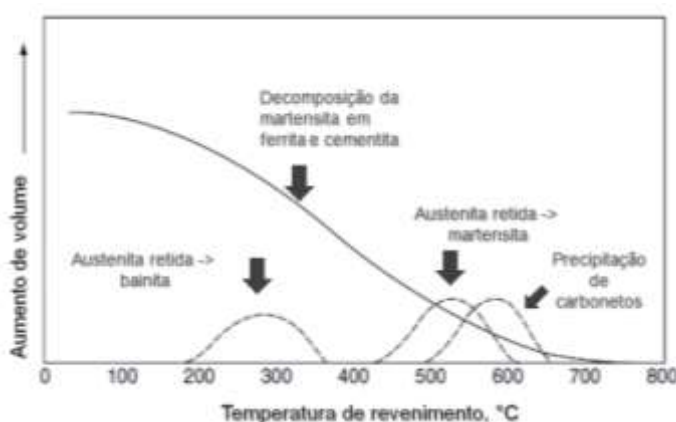


Figura 3.25 - Representação esquemática do efeito dos constituintes estruturais na mudança de volume durante o revenimento de um aço temperado (Thelning, 1984).

É possível verificar as alterações dimensionais durante o processo de revenimento, através do exemplo ilustrado pela figura 3.26, que mostra placas de aço ferramenta O1 austenitizadas em temperaturas diferentes, temperadas por dois processos de diferentes e revenidas em diferentes tempos de encharque. As temperaturas de revenimento utilizadas ultrapassam o valor de 400°C. A diferença de temperatura de austenitização de 40°C e de 10 minutos de encharque tem efeitos desprezíveis nas mudanças dimensionais. Até a temperatura de 200°C existe uma pequena contração em todas as direções da placa. Acima dessa temperatura, ocorre um aumento das dimensões até a temperatura de 300°C que é atribuído à transformação de austenita retida em bainita. A 400°C, as dimensões reverterem para valores próximos aos originais antes da têmpera e revenimento.

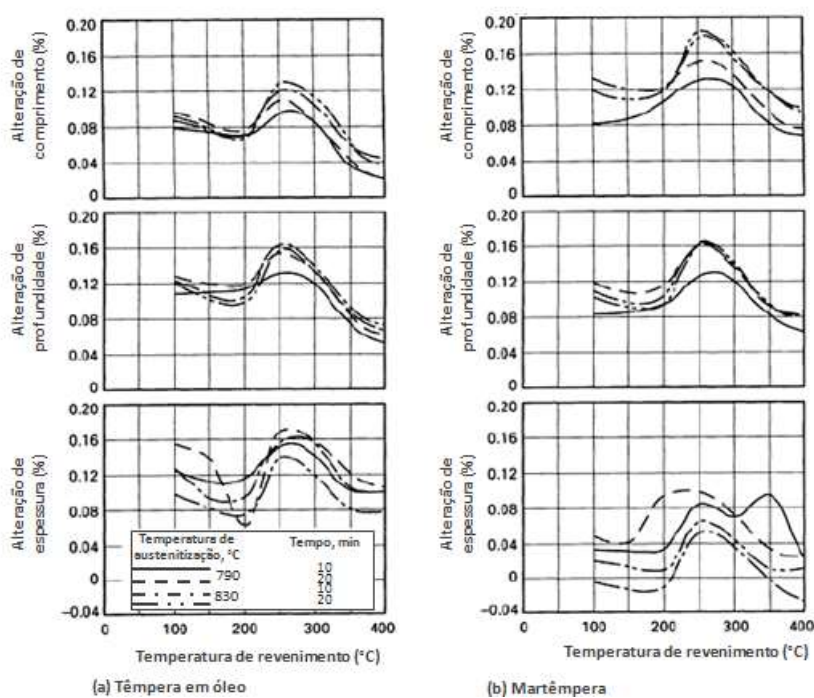


Figura 3.26 - Alterações dimensionais que ocorrem em um aço ferramenta O1 (Bofort RT 1733) quando tratado termicamente utilizando. As dimensões das placas de aço são 100 x 50 x 18 mm. Esse aço foi laminado na direção longitudinal (ASM Handbook, 1991).

3.8 Simulação matemática do processo de tratamento térmico

3.8.1 Método de elementos finitos

De acordo com Dieter (1988), o método de elementos finitos é uma técnica eficiente para determinar tensões e deformações em estruturas complexas. Com esse método, a estrutura é dividida em pequenos elementos, que são conectados uns pelos outros por pontos denominados de nós. Recentemente os avanços computacionais permitiram que o método de elementos finitos tivesse uma aplicação mais prática na engenharia principalmente na análise de estruturas com um nível de complexidade maior.

Zienkiewicz (1977) simplifica o conceito de elementos finitos pela figura 3.27, que mostra um elemento unidimensional com dois nós.

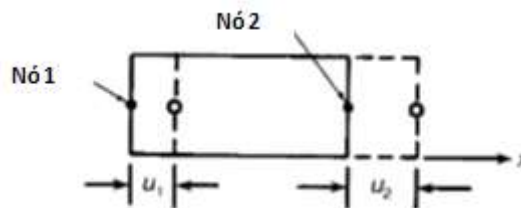


Figura 3.27 - Elemento unidimensional com dois nós (Zienkiewicz, 1977)

Para cada elemento da malha são implementados cálculos da temperatura, tamanho de grão, distribuição de fases e constituintes, tensão e deformação.

A parte trabalhosa da solução por elementos finitos é a preparação dos dados de entrada. A forma do elemento de malha deve ser descrita no programa juntamente com o número de nós e o número de elementos.

3.8.2 A simulação computacional do processo de tratamento térmico

A simulação computacional tem se tornado uma importante ferramenta para a compreensão dos mecanismos de distorções que ocorrem durante o tratamento térmico. Esse item resume os principais pontos que devem ser considerados durante a simulação

numérica baseado em alguns trabalhos que já foram desenvolvidos na área de tratamento térmico.

Os modelos de elementos finitos para simulações do processo de tratamento térmico considera uma complexa interação entre a deformação, temperatura e transformação de fases. O desenho esquemático da figura 3.28 ilustra como esses fenômenos estão interligados.

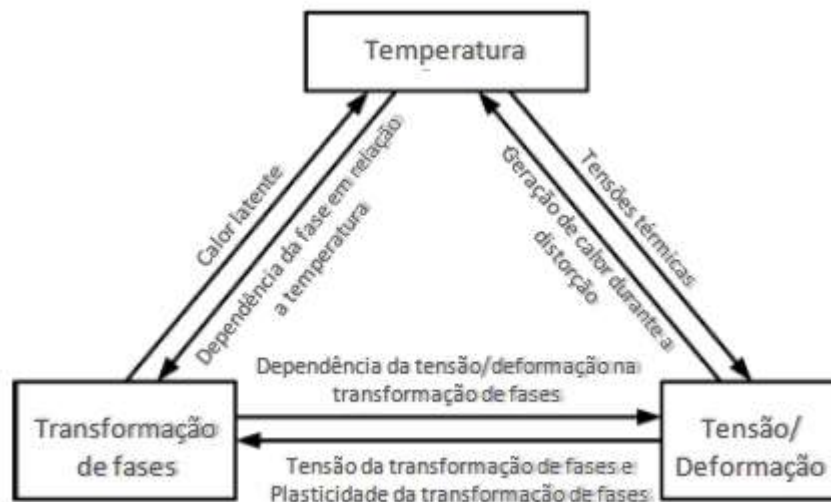


Figura 3.28 - Relação entre os fenômenos de deformação, transferência de calor e transformação de fases a serem considerados durante as simulações de tratamento térmico (Huiping et al., 2007).

As simulações do tratamento térmico devem considerar os efeitos térmicos e incluir o cálculo do coeficiente de transferência de calor entre a peça simulada e o meio, a geração de calor durante a deformação ou transformação de fases.

Para obter resultados similares à prática durante a simulação, os dados dos materiais devem ser calculados de forma precisa. De acordo com Guo et al. (2009), as informações apresentadas a seguir das propriedades dos materiais devem ser bem conhecidas para a predição da distorção causada durante a têmpera através de simulações numéricas:

- Cinética da transformação de fases, ou seja, diagramas TTT e CCT;

- Propriedades termo físicas dependentes da temperatura para cada uma das fases formadas, como densidade, módulo de elasticidade, coeficiente de expansão térmica, condutividade térmica;
- Propriedades mecânicas dependentes da temperatura para cada uma das fases, o que inclui resistência à tração, limite de escoamento e dureza.

De acordo com da Silva (2012), os modelos de elementos finitos para tratamento térmico consideram uma complexa interação entre deformação, temperatura, transformação e difusão. Quando o objetivo da simulação é relacionado a distorções, o modelo considera a deformação referente aos componentes das taxas de deformação baseadas na equação 3.7:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{total} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^p + \dot{\varepsilon}_{ij}^{th} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{tr} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} \quad (3.7)$$

em que e, p, th, tr e tp representam as componentes de transformações elástica, plástica, térmica, transformação de fases e plasticidade, respectivamente. A transformação de fase ocorre da fase i para a fase j.

Para considerar as transformações de fases durante as simulações, os dados de um material específico deve contemplar a mistura de fases/constituintes que aparecem no material ao longo de diferentes faixas de tempo e temperatura. As relações entre as fases são definidas em termos das seguintes características: modelo cinético de transformações, calor latente de transformação, alteração de volume induzido pela transformação e plasticidade durante a transformação. De acordo com o manual do usuário do DEFORMTM 3D Version 10.1.2 STFC (2010), o modelamento da transformação ocorre pela definição de uma fração de volume para cada possível fase em cada elemento da malha do objeto. Cada fase é definida por suas próprias propriedades, que definem o comportamento elástico e plástico e suas propriedades térmicas. A relação entre a transformação de uma fase em outra é definida em termos de um modelo cinético (a fim de determinar a taxa de transformação de fases) e as propriedades como calor latente e alteração volumétrica.

O modelo cinético é uma função que define as condições e o modo na qual uma fase se transforma em outra. A força-motriz de algumas transformações é determinada por processos de difusão, que dependem da temperatura, histórico de tensão e composição química (teor de carbono). A transformação em que a difusão é suprimida da austenita em martensita envolve o processo de cisalhamento o qual depende da temperatura, da taxa de resfriamento, tensão e composição química (teor de carbono).

Segundo Hardin e Becheran (2005), vários programas de modelamento matemático que relacionam os fenômenos de tensões térmicas e cálculo de deformações são utilizados em estudos de distorções durante a têmpera, dentre eles: ABAQUS, ANSYS, NASTRAN, e outros). Esses programas não são capazes de estimar a microestrutura durante a transformação de fases. Podem-se citar dois softwares que já foram utilizados em estudos na literatura e verificados com resultados experimentais que são capazes de calcular a microestrutura do aço: DEFORMTM-HT e DANTETM.

Cho et al. (2004) estudaram as alterações dimensionais (mostradas na figura 3.29) de engrenagens utilizadas na indústria automobilística utilizando o DEFORMTM-HT. A tabela III.9 mostra as distorções simuladas e medidas para o diâmetro externo e interno da peça estudada, em que se pode verificar uma boa aproximação entre as medidas obtidas.

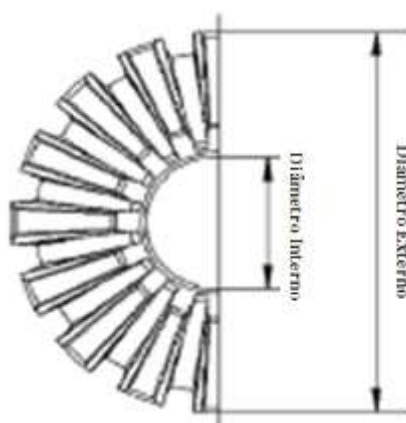


Figura 3.29 – Posições medidas na engrenagem (Cho et al., 2004)

Tabela III. 9 – Comparação entre a distorção (mm) obtida pela simulação e medida experimentalmente (Cho et al. 2004)

ID (mm)		OD (mm)	
Simulação	Experimento	Simulação	Experimento
0,011	0,015	0,037	0,0025

De acordo com Silva (2012), ao comparar as simulações de crescimento de diâmetro de anéis em C obtidas através do DEFORMTM, foi possível obter erros relativos abaixo de 7%, sendo que o crescimento de diâmetro experimental foi de 0,09mm e o simulado foi de 0,084 mm. No trabalho de Silva (2012), o DEFORMTM foi validado para simular o crescimento de diâmetro e ovalização dos anéis em C através de testes experimentais.

Modelamento da microestrutura do aço

De acordo com a figura 3.28 apresentada por Huiping et al (2007) e Hardin e Becherman (2005), a predição das transformações de fases é uma etapa importante para o estudo das distorções e tensões residuais durante o tratamento térmico. Rohde et al. (2000) apresentou uma abordagem para determinar as transformações de fases utilizando um banco de dados dos diagramas de tempo-temperatura-transformação (TTT) disponíveis para alguns aços e a equação do tipo Avrami para as transformações que envolvem difusão. Para os casos de aços em que não existe diagramas TTT medidos experimentalmente disponíveis, para uma composição química específica, o programa ThermoCalc é utilizado para calcular as temperaturas termodinâmicas (por exemplo, a temperatura A3 referente à temperatura de transição entre as fases da austenita e ferrita, as temperaturas de início e fim da transformação martensítica, Ms e Mf). Outros softwares, como o JMatPro, utiliza modelos termodinâmicos e cinéticos como o modelo de Kirkaldy para cálculo das transformação no aço. Para o cálculo das temperaturas da transformação martensítica, a fórmula mais utilizada é a fórmula de Andrews, que possui uma boa correlação para aços de baixo e médio carbono (Saunders et al., 2003). Segundo Saunders et al (2003) os diagrama TTT calculados pelo software JMatPro foram testados para mais de cem aços e comparados com medições experimentais, sendo obtidos resultados com uma boa aproximação em relação aos diagramas obtidos experimentalmente.

Segundo Rohde e Jeppson (2000), como a equação do tipo Avrami não pode ser aplicada a transformações não isotérmicas, para a obtenção dos diagramas de resfriamento contínuo (CCT), é necessário utilizar o princípio da aditividade de Scheil, para calcular a evolução da transformação de fases a partir das cinéticas isotérmicas. Esse princípio também é utilizado pelo software JMatPro (Saunders et al., 2003). De forma resumida, na utilização desse princípio, a curva de resfriamento é dividida em “patamares” isotérmicos de duração Δt_i (à temperatura T_i) como é mostrado na figura 3.30, utilizando o diagrama TTT (Echeverri, 2012). Quando a soma (S) das frações relativas $\Delta t_i / \pi(T_i)$, atinge uma unidade, pode-se dizer que o período de incubação para uma transformação sob condições não isotérmicas está completo.

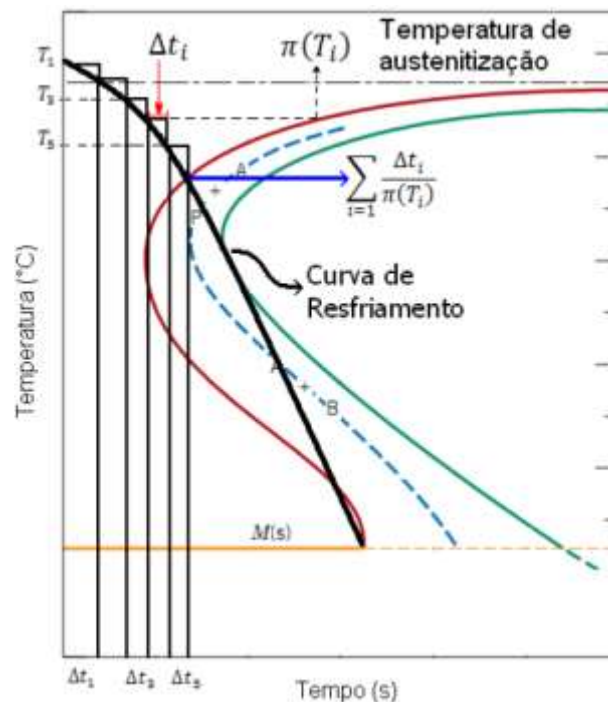


Figura 3.30 - Representação Esquemática da regra de aditividade de Scheil (Echeverri, 2012)

$$S = \int_0^t \frac{dt}{\pi(T)} = \sum_{i=1}^N \frac{\Delta t_i}{\pi(T_i)} = 1 \quad (3.8)$$

Onde, $\pi(T_i)$ é a duração do período de incubação da transformação isotérmica obtido do diagrama TTT, à temperatura T_i e Δt_i é o incremento do tempo na etapa i .

Através da equação 3.8, Hawbolt et al. (1983) calcularam o tempo de incubação para as transformações de fases de cilindros de aço hipoeutetóides e compararam esses resultados com os dados obtidos experimentalmente através de dilatometria. Essa comparação permitiu verificar que a regra da aditividade pode superestimar o tempo de início da incubação para transformações sob resfriamento contínuo.

Plasticidade induzida por transformação de fases

De acordo com Yang e Na (1991), alguns experimentos mostraram que, durante a transformação de fases sob a ação de tensões externas, aparece uma deformação plástica, mesmo quando as tensões são menores que o limite de escoamento do material. Esse fenômeno foi observado para diferentes ligas e para transformações com e sem difusão. O efeito da plasticidade induzida por transformação afeta o comportamento mecânico do material e depende da sollicitação mecânica externa sofrida. Essas sollicitações podem ser na forma de gradientes térmicos, que podem resultar em deformações térmicas e alterações volumétricas devido à transformação de fases que aumentam as tensões internas em um determinado material.

Uma investigação do mecanismo de distorção e tensões residuais em anéis temperados submetidos à carbonetação foi conduzida por Arimoto et al. (2008). Foram realizadas simulações em um modelo numérico do tratamento térmico dos anéis. A forma das seções transversais dos anéis depois do processo de carbonetação obtidos na simulação e medidos experimentalmente estão mostrados na figura 3.31. Na figura 3.31, é possível verificar que os resultados considerando o efeito da plasticidade de transformação afeta de modo significativo a distorção da peça durante a têmpera.

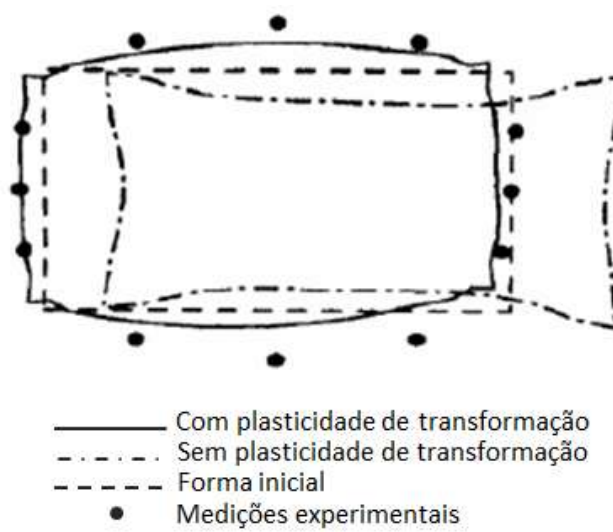


Figura 3.31 - Distorção simulada da seção do anel (Arimoto et al., 2008)

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Dados do material utilizado

O material utilizado para a predição de distorção do diâmetro externo após a têmpera por imersão em tanque é um aço carbono ao boro de composição química mostrada na tabela III.1. Esse aço possui boa temperabilidade e é utilizado para produzir tubos sem costura em uma ampla faixa de limites de escoamento. As dimensões nominais do tubo a ser simulado são: diâmetro externo igual a 244,48mm, espessura de parede igual a 11,99mm e comprimento médio de 12m.

4.2 Propriedades físico-químicas e metalúrgicas do material

As simulações de tratamentos térmicos baseado no método de elementos finitos consideram uma complexa interação entre as deformações, histórico de temperatura e transformação de fases. Como o objetivo das simulações nesse trabalho está relacionado com as distorções de tubos, o modelo considerou a deformação total baseada na taxa de deformação de cada uma das componentes das taxas de deformação, dentre elas as componentes elástica, plástica, térmica, transformação de fases e plasticidade, de acordo com a equação 3.7, descrita no item 3.8.2 da revisão bibliográfica.

Além disso, as propriedades termo físicas e mecânicas do material devem ser bem conhecidas a fim de obter simulações numéricas do crescimento de diâmetro com boa precisão ao longo do processo de têmpera no tanque.

4.2.1 Simulação das propriedades do material pelo JMatPro

A obtenção dos dados de propriedades do material para a simulação numérica envolve um alto custo de testes de laboratório, que também são trabalhosos e demandam muito tempo. Uma das alternativas é a utilização de softwares, que são focados em simular as propriedades dos materiais, normalmente em função da sua composição química.

Para esse estudo, foi utilizado o software JMatPro, em que as propriedades termo físicas e mecânicas de cada uma das fases e constituintes foram levadas em consideração.

Para simular as distorções do material durante o regime elasto-plástico, foram utilizadas as seguintes propriedades: módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, limite de escoamento e limite de resistência a tração. Para cálculo da expansão e contração térmica foi considerado o coeficiente de expansão/contração térmica de cada uma das fases ou constituintes do aço. Em função da decomposição da austenita em martensita durante a têmpera e da diferença de densidade entre esses dois componentes do aço, foi obtida a expansão volumétrica, que depende do teor de carbono do aço.

A cinética das transformações de fases foi obtida através dos diagramas TTT e CCT, conforme já explicado no capítulo 3.3 da revisão bibliográfica.

Além disso, as dimensões da peça são afetadas pela presença de uma tensão aplicada durante a transformação de fases, conforme Gonzalez-Mendez (2011). Esse efeito é denominado de plasticidade induzida por transformação de fase e, de acordo com Gur e Pal (2009), é uma deformação plástica observada quando uma amostra se transforma sob a ação de tensões externas, mesmo que estas estejam abaixo do limite de escoamento do material. Esse assunto está detalhado na seção 3.8.2 da revisão bibliográfica.

Para considerar o modelamento da transferência de calor no tubo, foram calculadas as seguintes propriedades: condutividade térmica, calor específico, densidade do tubo e o calor latente devido à transformação de fase por unidade de tempo e volume. O efeito do calor latente tem influência na taxa de resfriamento do tubo, que se torna menor quando o mesmo é considerado. Para obter as temperaturas em função do tempo, foi necessário obter o coeficiente de transferência de calor entre o meio de resfriamento e a peça, conforme explicado no item 4.3.

4.2.2 Validação das propriedades obtidas pelo JMatPro

Para verificar o modelo cinético de transformação de fases do software JMatPro, foi obtida a curva experimental da CCT (diagrama de resfriamento contínuo) para um aço baixo carbono e manganês, cuja composição química está descrita na tabela IV.1. A curva experimental foi comparada aos dados da curva CCT calculada pelo JMatPro.

Tabela IV. I - Composição química máxima do aço utilizado para validação da CCT (percentual em peso) (API 5L, 2007)

C	Si	Mn	P	S	V + Nb + Ti
0,18	0,45	1,7	0,025	0,015	0,15

Determinação experimental das curvas CCT

Para a obtenção dos resultados experimentais das curvas CCT, foram realizados doze ensaios de dilatométrica em corpos de prova cilíndricos maciços, cujas dimensões nominais são: comprimento de 10mm e diâmetro de 3mm. A figura 4.1 mostra uma fotografia de corpo de prova de dilatométrica no qual está soldado um termopar tipo K.



Figura 4.1 - Fotografia de um corpo de prova de dilatométrica soldado a um termopar do tipo K.

Todos os ensaios foram realizados com taxa de aquecimento de 3°C/s da temperatura ambiente até a temperatura de austenitização de 920°C. Os corpos de prova permaneceram durante três minutos na temperatura de austenitização e, posteriormente, cada um deles foi resfriado a uma taxa diferente. As taxas de resfriamento empregadas foram: 0,5°C/s; 1°C/s; 2,0°C/s; 3,0°C/s; 5°C/s; 7°C/s; 10°C/s; 15°C/s; 20°C/s; 25°C/s; 50°C/s; 100°C/s. Todo o procedimento foi feito em atmosfera inerte constituída por gás Hélio Analítico 5.0.

Todos os ensaios foram realizados em um dilatômetro de têmpera R.I.T.A. L78 provido de um forno de indução de precisão e com o monitoramento da temperatura feito diretamente no corpo de prova por meio da utilização de termopares descartáveis do

tipo K. As taxas de resfriamento foram controladas pela combinação do controle da potência do forno e pela vazão e velocidade de fluxo de jatos de gás Hélio Analítico 5.0. A Figura 4.2 apresenta fotografias do equipamento.



Figura 4.2 - Fotografias do Dilatômetro de Têmpera R.I.T.A. L78 do Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica da Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP).

4.3 Predição do coeficiente de transferência de calor durante a têmpera

Para obter a evolução da temperatura ao longo do processo de têmpera, foram desenvolvidos ciclos de resfriamento, de modo a obter as curvas de temperatura versus tempo com o objetivo de ser obtido o coeficiente de transferência de calor entre a superfície do tubo e a água que constitui o meio de têmpera. O coeficiente de transferência de calor é necessário para simular a variação dos campos de temperatura durante a têmpera, requerida nas simulações para obter a evolução da microestrutura e a formação do estado de tensão do material.

4.3.1 Determinação experimental das curvas de resfriamento

Os ciclos térmicos de resfriamento foram desenvolvidos para obter a temperatura do tubo em função do tempo ao longo do processo de têmpera. Essas curvas de resfriamento foram adquiridas através da instrumentação de um tubo com termopares posicionados ao longo da sua parede e ao longo do seu comprimento.

Sistemas de medição das curvas de resfriamento

De acordo com Albertazzi et al. (2003) e Apipe (2017), foi empregado um método de medição direta para se obter a temperatura do tubo em função do tempo durante a têmpera por imersão. Esse método é descrito pelos três módulos apresentados a seguir e conforme a figura 4.3:

- ➔ módulo 1 (M1): Transdutor (termopar tipo K - Cromel – Alumel);
- ➔ módulo 2 (M2): Unidade de tratamento de sinal (data logger);
- ➔ módulo 3 (M3): Dispositivo mostrador (notebook)

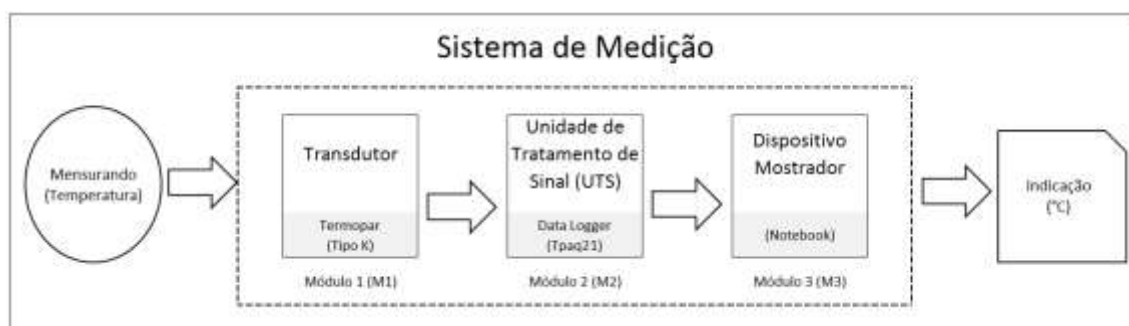


Figura 4.3 - Módulos do método de medição direta de temperatura dos ciclos de resfriamento (Apipe, 2017).

A seleção do termopar foi baseada em dois fatores importantes do processo: faixa de medição de temperatura e tempo de resposta do instrumento. As especificações técnicas foram consultadas nas normas NBR 12771, 13770 e 14097. Em função das condições de processo de têmpera, foi adotada a faixa de temperatura entre 25°C e 1000°C e o tempo de resposta do termopar menor que um segundo. Após a definição desses parâmetros, foi possível selecionar os termopares tipo K com isolamento mineral, junta quente soldada e diâmetro de 1,5mm.

Os termopares foram devidamente calibrados por um laboratório integrante da rede brasileira de calibração (RBC), conforme proposto por Albertazzi et al. (2013).

Para a seleção do módulo dois referente à unidade de tratamento de sinal (UTS), foram levados em consideração os seguintes fatores: taxa de amostragem, capacidade de

armazenamento de dados, número de canais, compatibilidade com o transdutor e temperatura máxima de operação. É importante ressaltar que esse equipamento deve ser capaz de resistir a altas temperaturas (da ordem de 900°C).

Assim esses parâmetros foram determinados conforme as necessidades dos experimentos, dentre eles: taxas de amostragem de 0,2s⁻¹; capacidade de armazenamento mínima de 15.000 dados; número mínimo de 9 canais e temperatura máxima de operação superior a 75 (°C). Como consequência, foi selecionado o módulo de aquisição de dados do tipo Tpaq21.

O notebook (módulo três) foi selecionado conforme a sua compatibilidade com o software da Unidade de tratamento de sinal (UTS) para exportação dos dados medidos.

Incertezas dos instrumentos de medição

Segundo Albertazzi et al (2003), o comportamento metrológico do sistema de medição pode ser estimado com a determinação das incertezas características de cada um dos módulos.

A propagação de incertezas do sistema considerado no item anterior, foi determinada pela equação 4.1. Essa equação, apresentada por Albertazzi et al (2013), é válida para situações em que o grau de liberdade de todos os módulos presentes no sistema de medição seja igual.

$$U_{SM} = \sum U_{Mi}^2 \quad (4.1)$$

Em que,

U_{SM} representa a incerteza padrão do sistema de medição;

U_{Mi} é a incerteza padrão do módulo i .

No caso em estudo, de acordo com Apipe (2017), foi considerado que o módulo três representado pelo notebook possui incerteza bem menor que os outros dois módulos e portanto a incerteza padrão do módulo 3 foi considerada nula. Além disso, considerou-se que o número de graus de liberdade para cada incerteza expandida presente nos

módulos 1 e 2 são iguais entre si. Esses dois módulos são, nessa ordem, o transdutor (Termopar do tipo K) e a unidade de tratamento de sinal (Tpaq21).

Para determinar as incertezas de cada um dos módulos (1 e 2), foram utilizadas as informações dos certificados de calibração de cada equipamento.

Montagem experimental

Para obter as curvas de resfriamento, foi realizada a instrumentação de um tubo com a mesma composição química do tubo em estudo nesse trabalho. Esse tubo possui 12m de comprimento, diâmetro nominal de 244,48mm e espessura de parede de 11,99mm.

Para obter as medições de temperaturas nas direções radial (R1 a R3) e axial (L1 a L3), foram fixados nove termopares do tipo K de acordo com a figura 4.4.

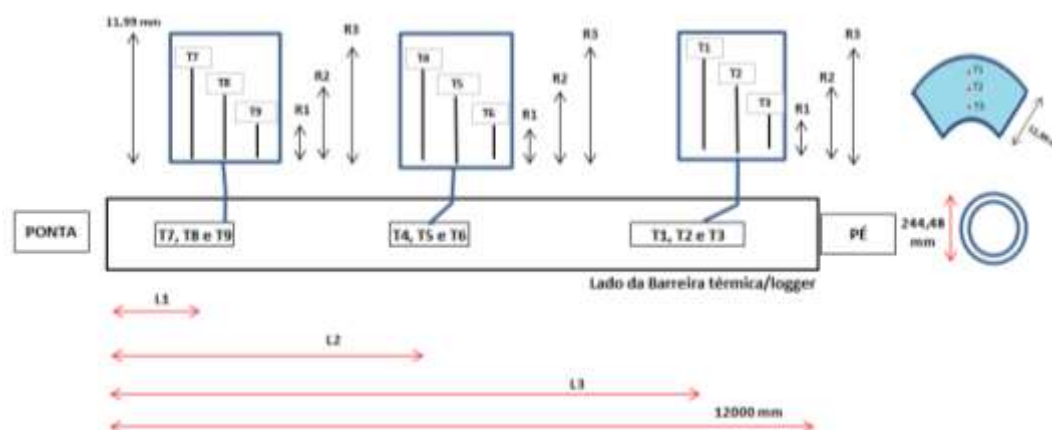


Figura 4.4 - Desenho esquemático de instrumentação do tubo utilizado para determinar as curvas de resfriamento

Para a leitura e armazenamento dos valores de temperatura, os termopares foram conectados a uma unidade de tratamento de dados (data logger do tipo Tpaq21). Para suportar as condições de altas temperaturas durante a austenitização do tubo, é necessário proteger o equipamento do datalogger, colocando-o envolto por uma barreira térmica de água. Além disso, foi inserido um sistema de isolamento, composto por uma manta de fibra cerâmica biosolúvel para revestimento térmico da barreira.

Condições do processo de têmpera para as curvas de resfriamento

Para determinar as curvas de resfriamento do tubo, foi realizado um experimento de forma que o sistema de resfriamento dos jatos laterais foi configurado para que a vazão representasse 100% do valor final de escala desse sistema.

A tabela IV.2 descreve outros parâmetros importantes durante a têmpera por imersão.

Tabela IV.2 - Condições de processo de têmpera por imersão no tanque comuns a todos os experimentos

Parâmetros	Valores
Tempo de permanência do tubo no forno de austenitização (min)	30 – 50
Temperatura de saída do tubo após austenitização (°C)	T
Temperatura do tubo antes da imersão (°C)	T*
Tempo de imersão (s)	t*
Tempo de abertura do jato interno (s)	t
Rotação do gira-tubos (RPM)	v
Vazão do jato interno (m ³ /h)	Q
Temperatura da água (°C)	T _a
Temperatura após a imersão (°C)	T _{pós}

Durante o processo de austenitização é importante garantir a temperatura final do tubo, que deve estar acima da temperatura crítica AC3, conforme explicado na seção 3.3, e com o tempo de permanência do tubo no forno, de modo a garantir que todo o material esteja austenítico de forma homogênea. Nesse caso o tempo de forno variou entre 30 e 50min entre os experimentos realizados.

Após sair do forno de austenitização, o tubo é transportado até a linha do gira-tubos, em que a velocidade de rotação (v) é fixada como parâmetro de processo, por onde ele será imerso no tanque de têmpera industrial de água, conforme explicitado no item 3.2.2 da

revisão bibliográfica. Antes de o tubo imergir, é necessário que a temperatura do mesmo (T^*) ainda esteja acima da temperatura crítica AC3.

Durante a têmpera por imersão, é necessário definir o tempo de imersão (t^*) e o momento em que o jato interno irá ligar que determinam a temperatura do tubo após a têmpera ($T_{\text{pós}}$).

Após todo o processo, a temperatura do tubo após a têmpera é medida, a fim de certificar de que o processo foi eficiente na formação da martensita.

4.3.2 Determinação do coeficiente de transferência de calor pelo método inverso

Para estimar o coeficiente de transferência de calor foram utilizadas as curvas de resfriamento experimentais medidas por termopares e utilizado o módulo Deform2D-HT.

Durante as etapas de cálculo, é necessária uma estimativa inicial do coeficiente de transferência de calor (HTC), para as seguintes temperaturas: valor máximo, valor mínimo, temperatura em que o coeficiente de transferência de calor é máximo.

O fluxograma da figura 4.5 descreve o método inverso para cálculo do coeficiente de transferência de calor, de acordo com Sugianto et al. (2009).

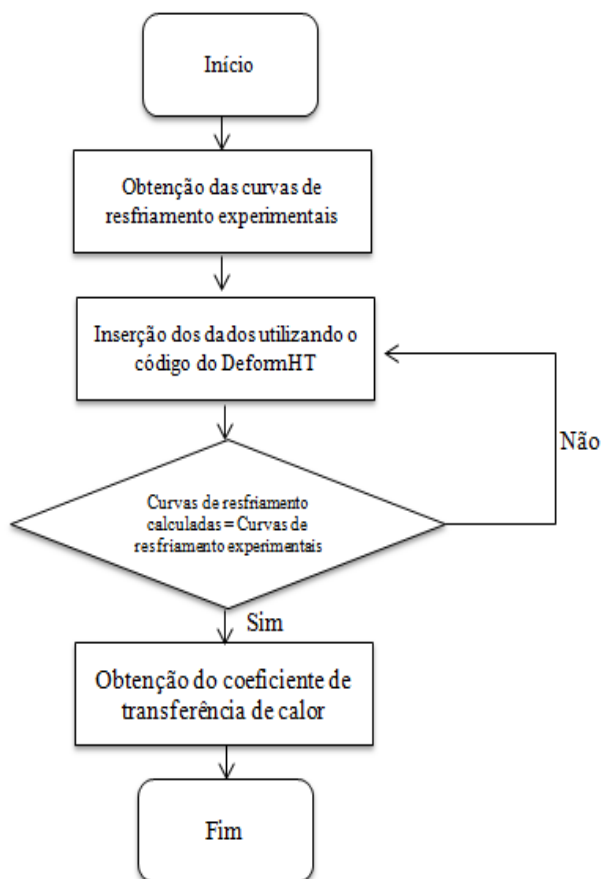


Figura 4.5 - Cálculo do coeficiente de transferência de calor pelo método do inverso
(Adaptada de Sugianto et al., 2009)

4.4 Predição do crescimento de diâmetro externo dos tubos

4.4.1 Simulação numérica utilizando o método de elementos finitos

Para realizar as simulações numéricas foi utilizado o módulo DEFORM-2D-HT versão 10.1, que resolve problemas não lineares dependentes do tempo, através de soluções baseadas no método de elementos finitos, em incrementos discretos de tempo. Conforme o item 4.2, as propriedades do material foram obtidas através do software JMatPro. Nesse caso existe uma interface que possibilita exportar arquivos que podem ser inseridos diretamente no DEFORM-2D-HT.

Para considerar a transformação de fases durante as simulações, os dados do material devem ser constituídos de diferentes dados de outras fases ou constituintes do aço,

conforme explicado no item 3.3.1 da revisão bibliográfica. No aço em estudo, as principais fases e constituintes que aparecem são: austenita, ferrita, perlita, bainita e martensita. De acordo com o DEFORMTM 3D Version 10.1.2. User's Manual, 2010, a transformação de fase é modelada definindo-se a fração volumétrica de cada uma das fases ou constituintes possíveis de serem formados em cada elemento da malha construída na peça. Assim, cada fase é definida por valores específicos das propriedades dos materiais.

Assim, para simular as distorções de diâmetro externo no tubo, foram definidas algumas condições de contorno no módulo pré-processador do software.

Durante as simulações, a geometria da seção do tubo foi considerada axissimétrica, ou seja, foi considerada a parede de um tubo de diâmetro externo de 244,48mm e espessura de parede de 11,99mm sem ovalização prévia, que foi desprezada uma vez que, para validação dos dados simulados está sendo considerado o diâmetro médio do tubo. Além disso, as medições do diâmetro do tubo no estado laminado são realizadas por um equipamento de medição a laser que mede apenas uma geratriz de diâmetro do tubo. O tipo de objeto foi definido como elasto-plástico.

A temperatura inicial foi aproximadamente de 850°C, com pequenas variações de acordo com as curvas de resfriamento obtidas ao longo do experimento. Assim, inicialmente foi simulada a austenitização do tubo em uma única etapa referente ao aumento de temperatura de 20°C até 850°C. Uma vez expandido até a temperatura de 850°C, o tubo foi considerado completamente austenitizado (100% austenita para todos os elementos da malha).

Conforme já explicado pelos itens 4.2, a composição química está descrita na tabela III.1 e as propriedades termo físicas foram obtidas através do JMatPro.

O meio de têmpera é a água, conforme condições operacionais do tanque e a temperatura do meio foi definida como 25°C.

O incremento de tempo utilizado durante as simulações foi de 0,01s e a condição de parada foi o tempo de imersão do tanque de têmpera.

A tabela IV.3 descreve todas as condições citadas no texto.

Tabela IV.3 - Condições de contorno utilizadas para simulação numérica do tubo

Operação	Parâmetros	Valores
Aquecimento	Código	Deform2D-HT
	Geometria	Meia circunferência
	Material	Conforme simulação JMatPro
	Temperatura inicial (°C)	20
	Temperatura final (°C)	850
	Objeto	Elástico
Têmpera em água	Código	Deform2D-HT
	Geometria	Meia circunferência expandida (após a operação de aquecimento)
	Material	Conforme simulação JMatPro
	Temperatura inicial (°C)	850
	Temperatura final (°C)	Conforme coeficiente de transferência de calor e condição de parada
	Coeficiente de transferência de calor	Função da temperatura conforme item 4.3
	Temperatura da água (°C)	25
	Objeto	Elasto-plástico

4.4.2 Validação das simulações

As simulações foram validadas com dados industriais medindo o tubo no estado laminado e o tubo após a têmpera em equipamentos de medição a laser, citado no item 3.2.2 e comparando essas medições com as deformações obtidas pelo DEFORM 2D-HT.

Para o tubo laminado foi medida apenas uma geratriz de diâmetro do tubo, sendo que o diâmetro médio do tubo temperado foi obtido pelas medições de doze geratrizes, conforme descrito na figura 4.6.

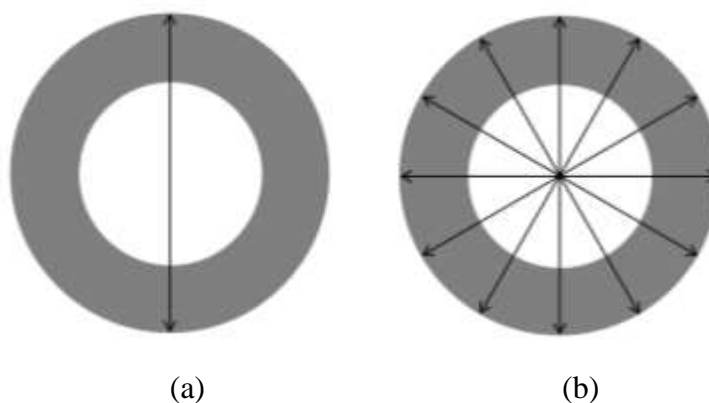


Figura 4.6 - (a) Exemplo de medição de diâmetro externo para o tubo laminado e (b) Exemplo de medição de diâmetro externo para o tubo temperado.

As precisões dos equipamentos do tubo laminado e do tubo temperado são $\pm 45\mu\text{m}$ e $\pm 25\mu\text{m}$, respectivamente.

O crescimento de diâmetro médio foi calculado de acordo com as equações 4.2 e 4.3:

$$OD_{med_T} = \frac{\sum_1^{12} OD_{ODMach}}{12} \quad (4.2)$$

$$C_{OD} = \frac{OD_{med_T} - OD_{lam}}{OD_{lam}} \times 100 \quad (4.3)$$

Em que,

OD_{med_T} é o diâmetro externo médio do tubo temperado calculado pela média das doze medidas obtidas, em mm;

OD_{ODMach} é a medida de diâmetro externo do tubo temperado em cada uma das doze geratrizes, em mm;

C_{OD} é o crescimento de diâmetro externo médio em porcentagem (%);

OD_{lam} é o diâmetro externo médio do tubo no estado laminado, medido em uma geratriz, em mm.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesse capítulo foram apresentados e discutidos os resultados das simulações desenvolvidas para cálculo do crescimento de diâmetro do tubo e as comparações com os resultados experimentais. Será mostrada a comparação entre a curva de resfriamento contínuo (CCT) calculada pelo JMatPro e os resultados obtidos em laboratório. Serão avaliados os perfis térmicos medidos durante a têmpera de um tubo na área industrial. Serão discutidos os resultados das simulações numéricas do crescimento de diâmetro. No final do capítulo, os dados de crescimento de diâmetro calculados serão comparados com os valores medidos em escala industrial.

5.1 Verificação das propriedades metalúrgicas obtidas pelo JMatPro

Para verificar a cinética das transformações de fases utilizados como dado de entrada no Deform2D-HT, foi comparada a curva de resfriamento contínuo (CCT) obtida em laboratório de um aço baixo carbono com a curva calculada pelo JMatPro. Esse aço possui a composição química diferente do aço em que foi simulada a distorção durante a têmpera. Ele foi utilizado, pois foi o único em que a curva CCT foi medida experimentalmente.

A composição química do aço correspondente ao cálculo da CCT está mostrada na tabela IV.1 e a composição química do aço em que a distorção foi estudada está descrita na tabela III.1. A principal diferença entre eles é que o aço em que foi obtida a distorção durante a têmpera possui teor de carbono e de elementos de liga maiores que o aço utilizado para compararmos a CCT.

A figura 5.1 mostra os dados experimentais obtidos em laboratório da curva de resfriamento contínuo e a figura 5.2 mostra essa curva calculada pelo JMatPro.

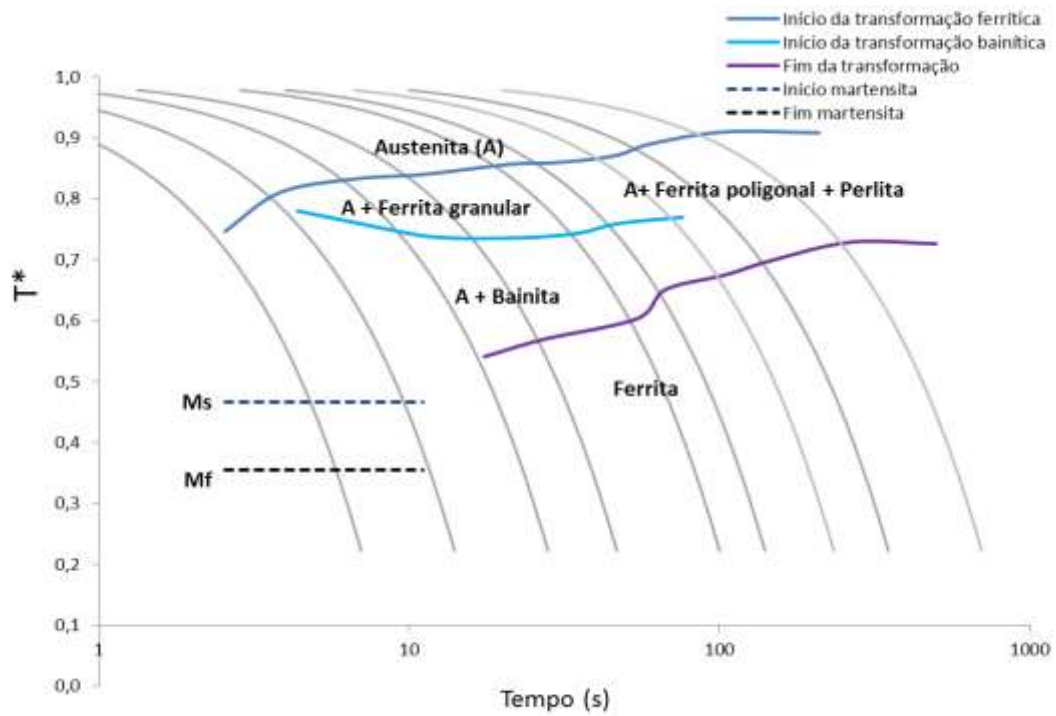


Figura 5.1 – Curva CCT obtida experimentalmente

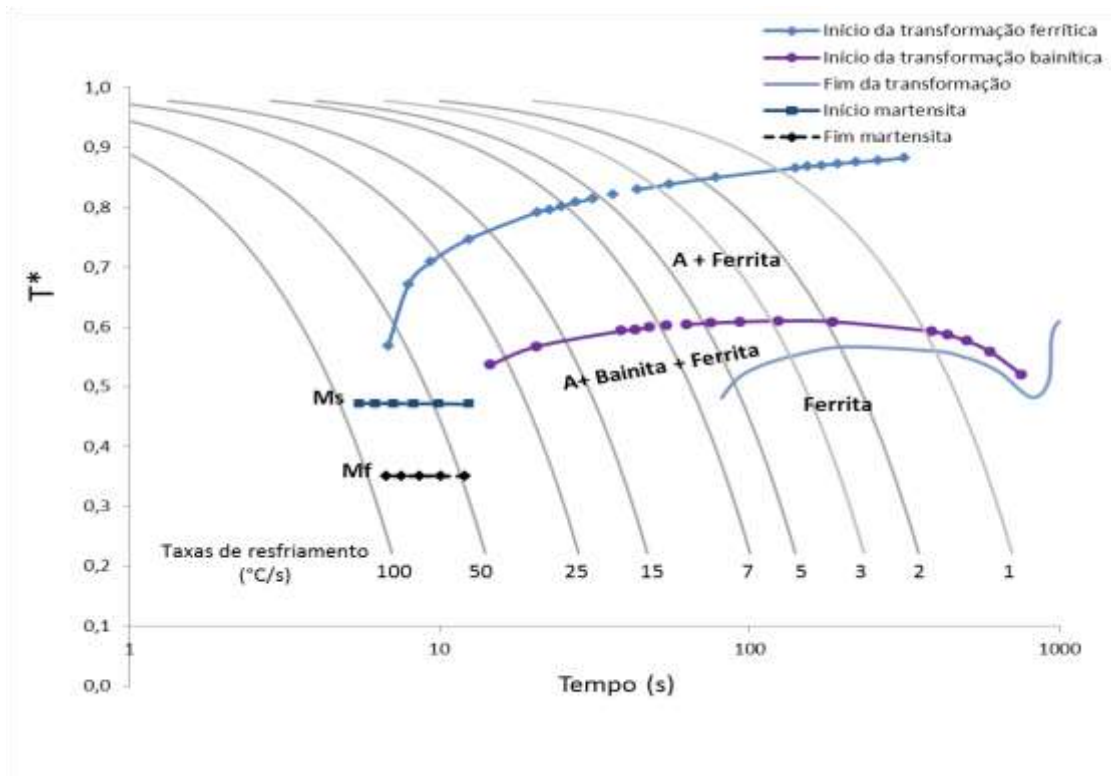


Figura 5.2 – Curva CCT calculada pelo JMatPro

A figura 5.3 mostra as figuras 5.1 e 5.2 sobrepostas para permitir uma comparação entre os dados experimentais e calculados da curva CCT. As linhas com pontos representam as temperaturas calculadas pelo JMatPro na figura 5.3.

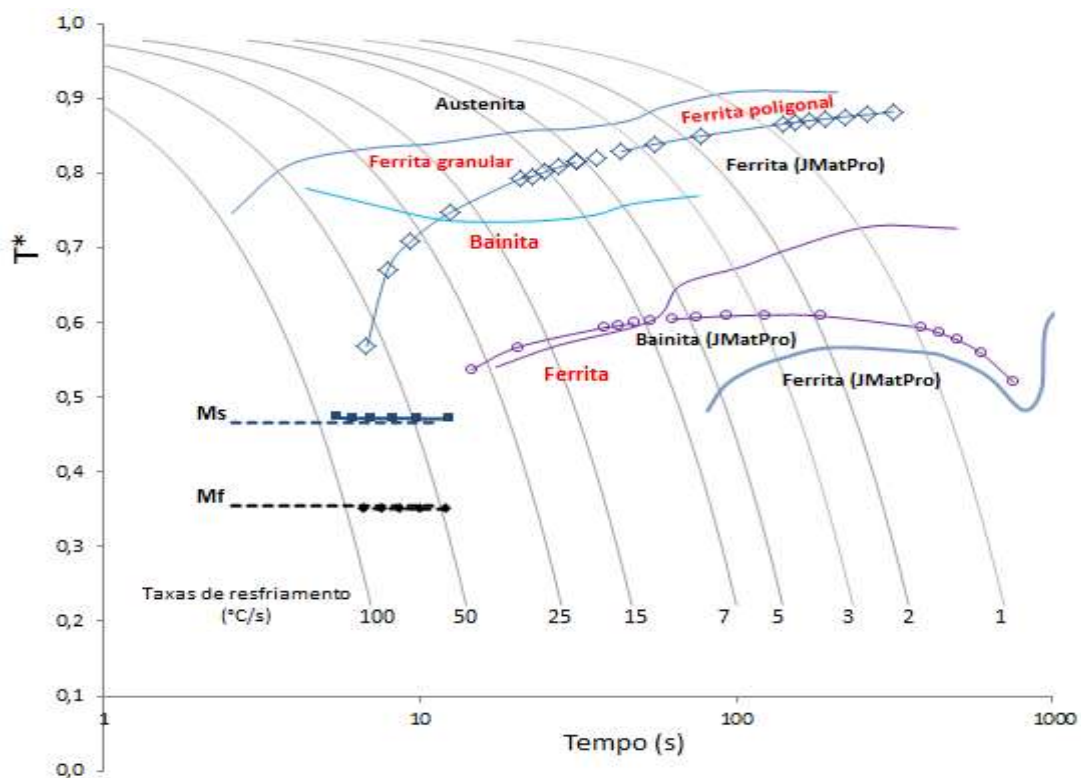


Figura 5.3 – Curvas CCT calculadas pelo JMatPro e obtidas experimentalmente

Para permitir uma melhor visualização dos dados das curvas CCT calculada pelo JMatPro e obtida em laboratório, as temperaturas relativas às curvas de cada uma das fases foram representadas na forma das tabelas V.1 e V.2.

Tabela V.1 – Diferenças entre as temperaturas de início da transformação ferrítica calculada pelo JMatPro e obtida experimentalmente por dilatométrica

Taxa de resfriamento (°C/s)	Tempo (s)	Diferença absoluta entre as temperaturas obtidas pela curva experimental e as temperaturas calculadas pelo JMatPro (°C)	Erro relativo entre as temperaturas (%)	Fração de ferrita calculada pelo JMatPro (%)
0,5	220	29	4	90
1	141	39	5	90
4	43	27	3	48
5	31	40	5	44
6	28	44	6	36
8	23	55	7	30
9	21	43	6	28
19	12	84	11	12
55	7	238	32	1

A temperatura de início da formação da ferrita calculada pelo JMatPro é sempre menor que a obtida experimentalmente, sendo que o erro relativo dessa temperatura para as taxas de resfriamento em que a fase de ferrita é predominante, não ultrapassa o valor de 5%. Para as taxas de resfriamento maiores que 15°C/s, o teor de ferrita diminui para valores menores que 20% e o valor do erro relativo aumenta até cerca de 30%.

Pelo resultado da dilatométrica, à medida que se aumenta a velocidade de resfriamento, as temperaturas de transformação da ferrita diminuem, conseqüentemente a morfologia da ferrita sofre alterações.

O JMatPro não considera as diferentes morfologias da ferrita que dependem das taxas de resfriamento, que aparecem na curva CCT obtida por dilatométrica. Experimentalmente, à medida que se aumenta a velocidade de resfriamento, a ferrita

tende a deixar de ser poligonal e passa a assumir as morfologias de ferrita quase poligonal - grãos de ferrita com menor tamanho e contornos mais ondulados – e de ferrita granular - grãos de ferrita alongados.

Além disso, o JMatPro utiliza a regra da aditividade para calcular as curvas CCT a partir dos diagramas de resfriamento isotérmico (TTT) (Saunders et al, 2003). Hawbolt et al. (1985) aplicou o princípio da aditividade na transformação da austenita em perlita para um aço eutetóide baixo carbono 1080 e concluiu que essa regra superestima o tempo de incubação (ou seja, o tempo para início da transformação de uma determinada fase), o que poderia explicar o fato de o JMatPro calcular as temperaturas de início de transformação ferrítica sempre inferiores às obtidas experimentalmente.

Não foi possível comparar com precisão as temperaturas de início da formação do constituinte bainita. Pelos resultados da dilatométrica, somente após 20°C/s, a ferrita foi considerada majoritariamente granular e foi obtida uma quantidade mais expressiva de bainita, sendo que esse constituinte não foi identificado facilmente na análise microestrutural do aço.

Para as duas curvas CCT obtidas, a martensita torna-se predominante a partir da taxa de resfriamento de 50°C/s, sendo que as temperaturas de início e fim da transformação martensítica calculadas pelo JMatPro apresentam erro relativo de cerca de 1% em relação ao obtido no laboratório, conforme mostrado na tabela V.2. Segundo Saunders et al (2003), o JMatPro utiliza a fórmula de Andrews para calcular a temperatura de início da transformação martensítica, que possui uma boa precisão para aços de baixo e médio carbono.

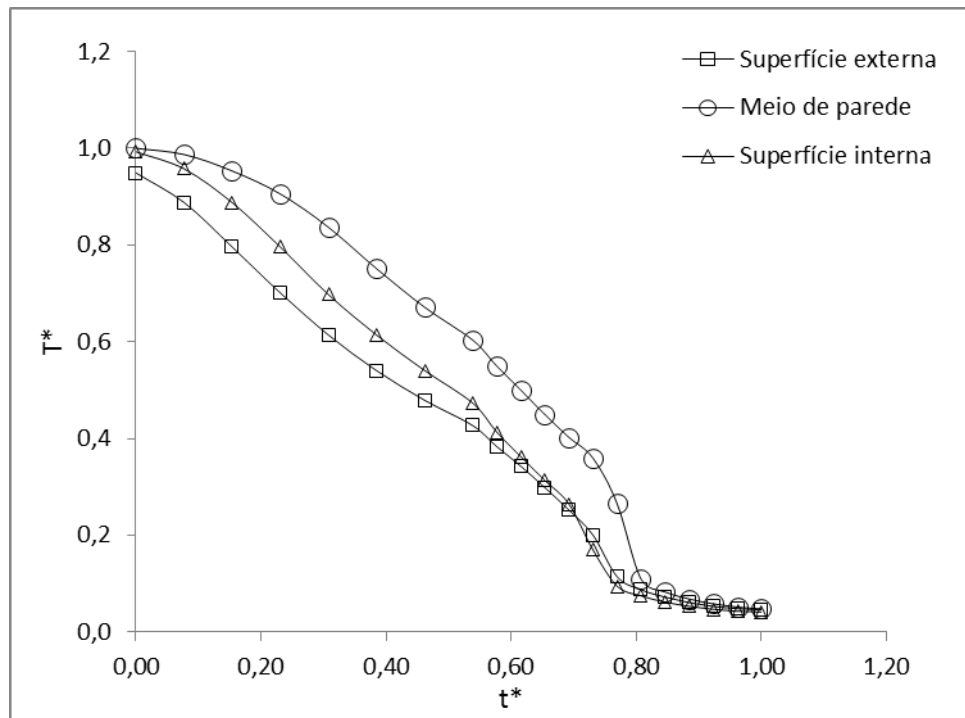
Tabela V.2 – Comparação entre os dados de temperaturas de início e fim da transformação martensítica (M_s e M_f) para as curvas CCT obtida experimentalmente e calculada pelo JMatPro

	Diferença absoluta entre as temperaturas obtidas pela curva experimental e as temperaturas calculadas pelo JMatPro (°C)	Erro relativo entre as temperaturas obtidas pela curva experimental e as temperaturas calculadas pelo JMatPro (%)
M_s	5	1,19
M_f	4	1,25

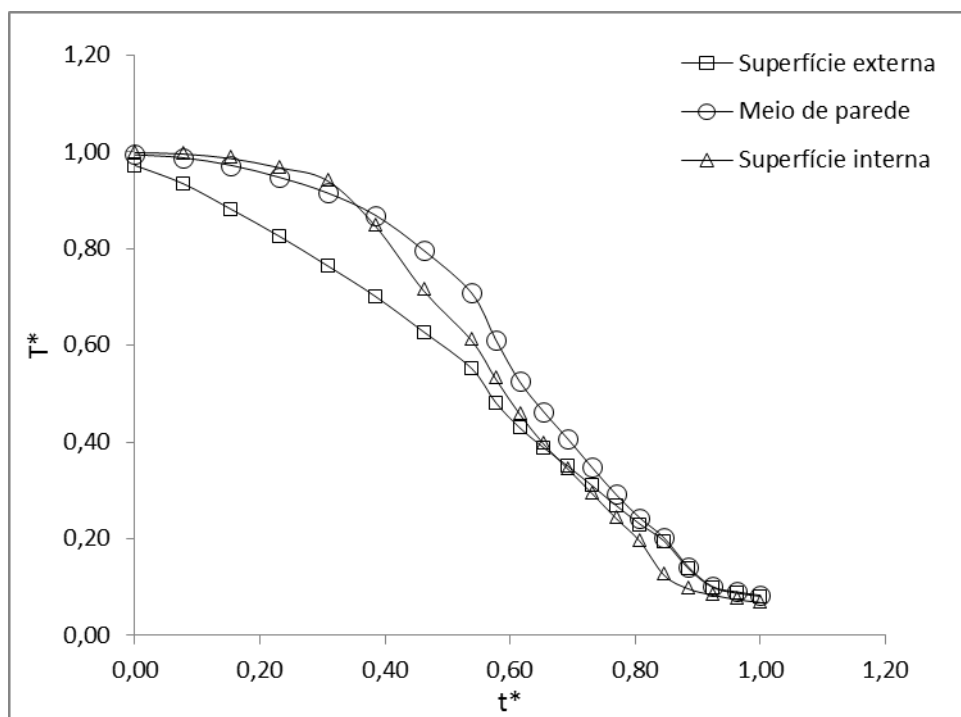
5.2 Avaliação dos perfis térmicos do tubo durante o processo de têmpera em tanque

Foram obtidos os perfis das temperaturas em função do tempo de diferentes posições do tubo durante a têmpera em tanque de acordo com as condições de processo descritas na tabela IV.4.

Os gráficos da figura 5.4 mostram as curvas de resfriamento ao longo do comprimento do tubo em que foi utilizado o jato lateral com as válvulas totalmente abertas. A figura 5.4 (a) representa a evolução da temperatura para a posição da ponta – mais próxima do jato interno e a figura 5.4 (b) representa a curva de resfriamento do lado pé do tubo – a extremidade mais distante do jato interno. Em todas as figuras são mostradas as curvas de resfriamento das superfícies externa e interna e do meio da parede.



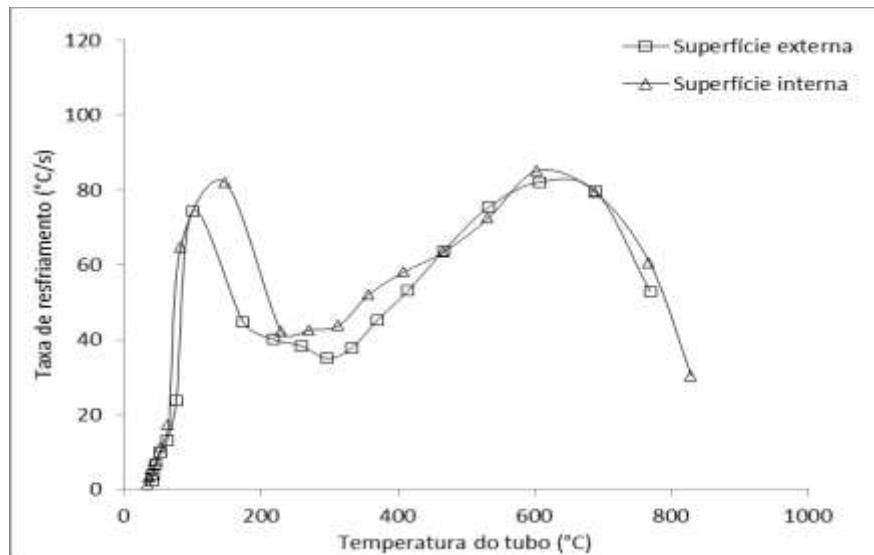
(a)



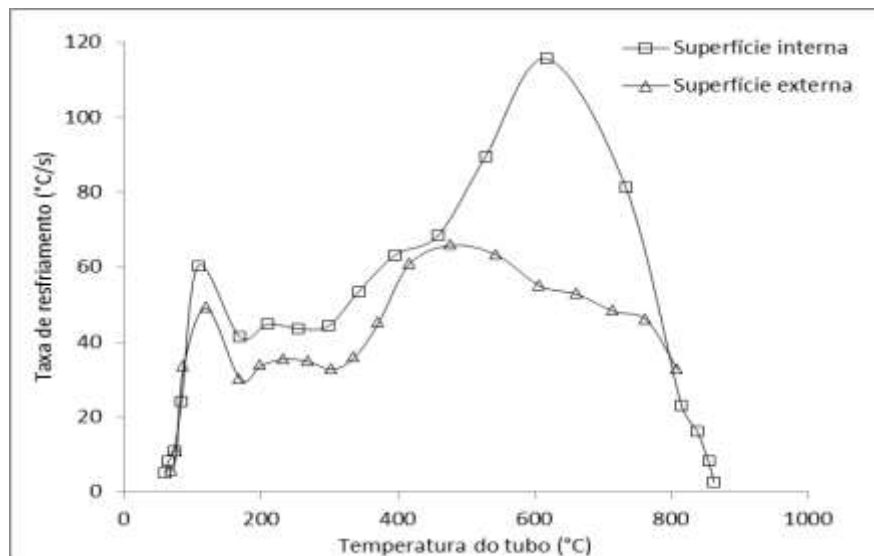
(b)

Figura 5.4 - (a) Curvas de resfriamento da região da ponta do tubo durante a têmpera em tanque (b) Curvas de resfriamento da região do pé do tubo durante a têmpera em tanque

As figuras 5.5 (a) e (b) mostram a evolução das taxas de resfriamento das superfícies externa e interna, calculadas pela diferença entre as temperaturas em cada segundo em função da temperatura do tubo para as extremidade da ponta e do pé, respectivamente.



(a)



(b)

Figura 5.5 - (a) Taxas de resfriamento da região da ponta do tubo durante a têmpera em tanque (b) Taxas de resfriamento da região do pé do tubo durante a têmpera em tanque

Conforme mostrado pelas figuras 5.4 (a) e 5.5 (a), na extremidade da ponta do tubo, as taxas de resfriamento da superfície externa são similares em relação às da superfície interna até o valor da temperatura do tubo atingir aproximadamente 460°C. Esse instante equivale a cerca de cinco segundos de imersão e corresponde ao momento em que a vazão do jato interno chega ao valor máximo estável com a válvula totalmente aberta. A partir desse momento, o jato interno exerce influência na taxa de resfriamento e faz com que as taxas de resfriamento da superfície interna sejam maiores que a da externa. Nesse experimento o jato interno foi ligado quando o tubo já estava totalmente imerso do tanque de têmpera.

Para a região do pé do tubo, as taxas de resfriamento do interno foram maiores que as taxas do externo durante todo o processo de têmpera.

Comparando-se as figuras 5.5 (a) e (b), é possível perceber que quando a temperatura do tubo atinge 460°C – instante em que a vazão do jato interno se estabiliza no valor máximo, as taxas de resfriamento da superfície interna do pé do tubo são maiores que a região da ponta. A partir do instante em que a vazão do jato interno atinge o seu valor máximo, as taxas de resfriamento da ponta tornam-se bem próximas às do pé, e se tornam maiores ao longo do processo de têmpera, o que já é esperado pela proximidade da extremidade da ponta com o jato interno.

5.3 Obtenção do coeficiente de transferência de calor

Com base nas medições experimentais da temperatura na extremidade da ponta do tubo, foram obtidos os valores do coeficiente de transferência de calor das superfícies externa e interna, mostrados na figura 5.6 pelo método inverso do DEFORM2D-HT.

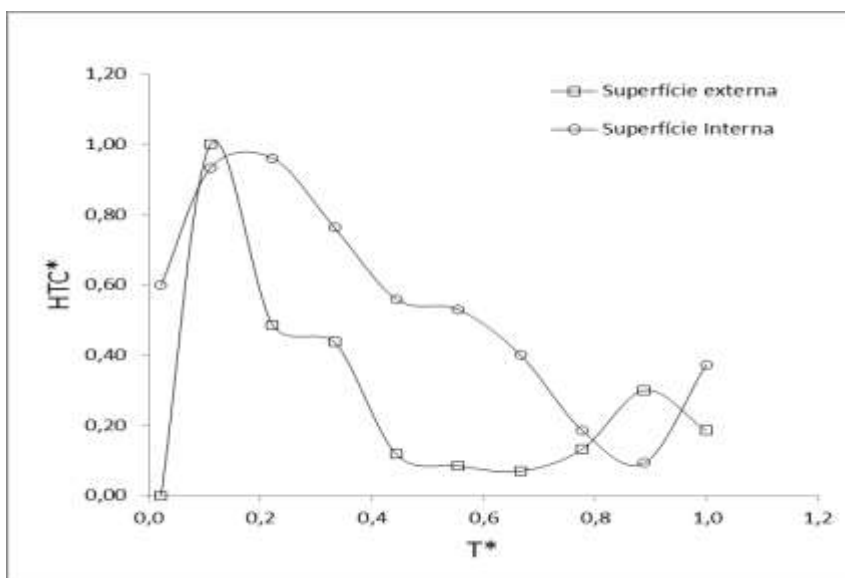


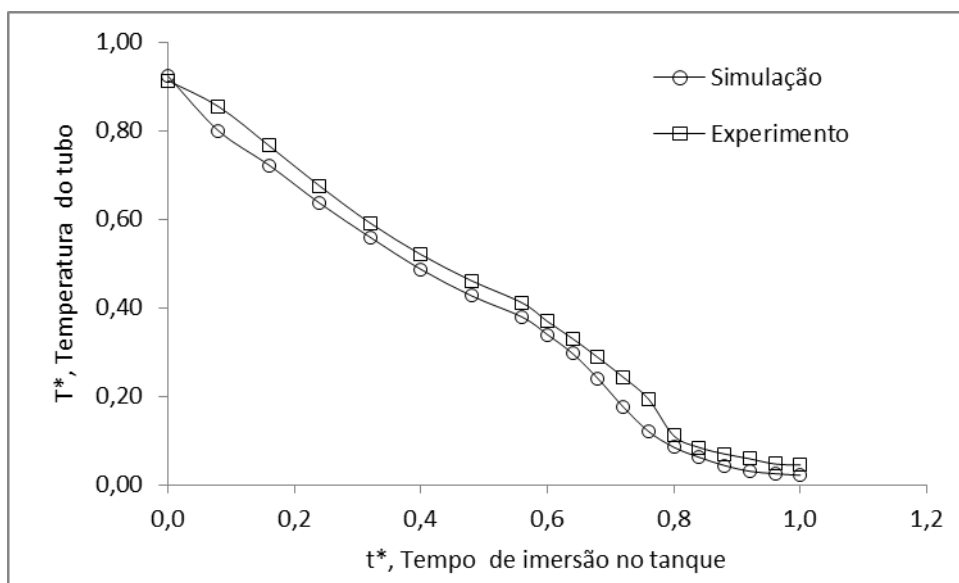
Figura 5.6 – Coeficiente de transferência de calor das superfícies externa e interna do lado ponta durante o processo de têmpera

Conforme mostrado na figura 5.6, os valores do coeficiente de transferência de calor das superfícies externa e interna são similares durante a maior parte do tempo, como também foi mostrado nas curvas de resfriamento da figura 5.5 (a).

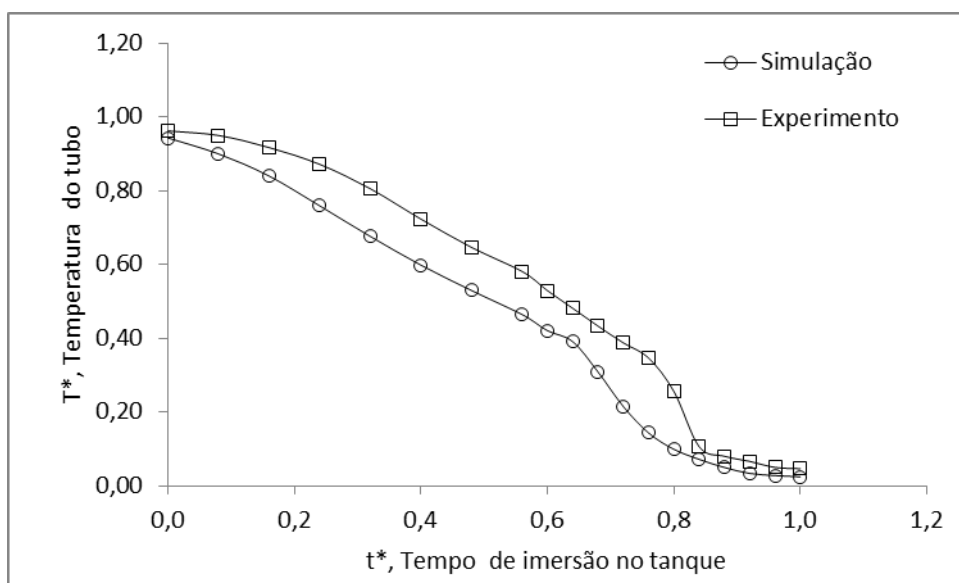
Os valores de coeficiente de transferência de calor estão próximos aos valores encontrados por Apipe (2016) na ponta do tubo, que calculou o coeficiente de transferência de calor por meio do método numérico. As curvas do coeficiente da figura 5.6 também são similares às curvas encontradas na literatura para o processo de têmpera por imersão em água de cilindros de diâmetro de 25mm e altura de 50mm, de acordo com Tensi et al (1996).

A partir dos valores do coeficiente de transferência de calor encontrados e da simulação numérica no Deform2D-HT, foi possível comparar as curvas de temperaturas simuladas e as medidas na área industrial, conforme a figura 5.7.

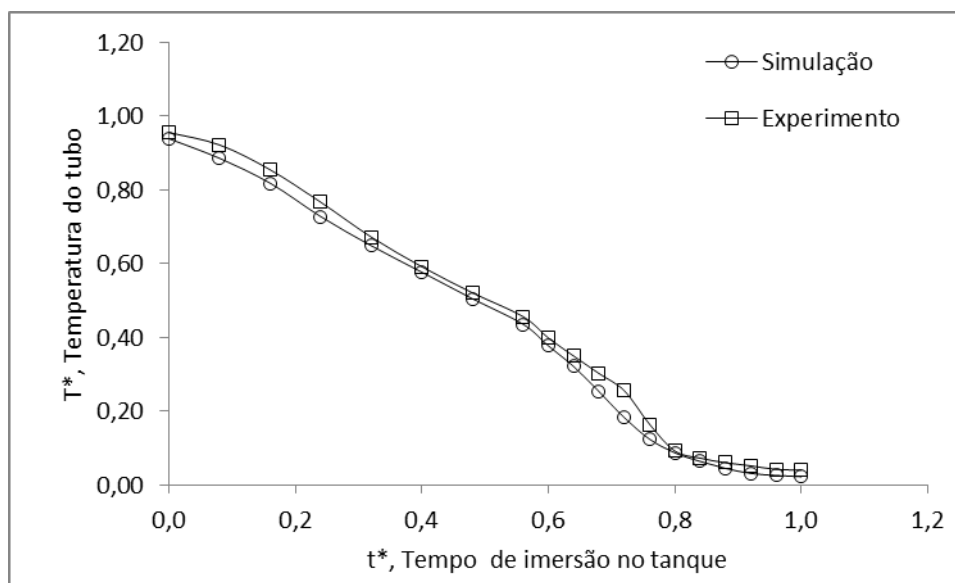
A figura 5.7 (a), (b) e (c) mostram a evolução das temperaturas simuladas e medidas por termopar na superfície externa, meio de parede e na superfície interna, respectivamente da extremidade da ponta do tubo.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.7 - Curvas de resfriamento calculadas na simulação e medidas experimentalmente na região da ponta do tubo para a superfície externa (a), meio de parede (b) e para a superfície interna (c)

As curvas de resfriamento simuladas para as superfícies externa e interna estão bem próximas das curvas medidas no tubo, com erro relativo abaixo de 10%. Para o meio de parede, o erro relativo sobe para valores de cerca de 20%. Nesse caso, também devem ser consideradas interferências nas medidas experimentais obtidas por termopares, que precisam ser investigadas através da repetibilidade das curvas de resfriamento.

5.4 Resultados da distorção do tubo

A figura 5.8 mostra o perfil de crescimento de diâmetro externo da região da ponta do tubo, em que foi obtido o coeficiente de transferência de calor mostrado pela figura 5.6. Foi simulado somente o crescimento de diâmetro médio e não foi considerada a ovalização do tubo.

Inicialmente, no instante zero segundo da figura 5.8, é possível verificar um crescimento de diâmetro de 1,7%, referente à dilatação que ocorre durante a austenitização do tubo, calculada em relação ao diâmetro do tubo no estado laminado.

Não foi considerada a alteração volumétrica da transformação da perlita em austenita, já que os dados das transformações de fases fornecidos referem-se somente aos diagramas de resfriamento (curvas CCT).

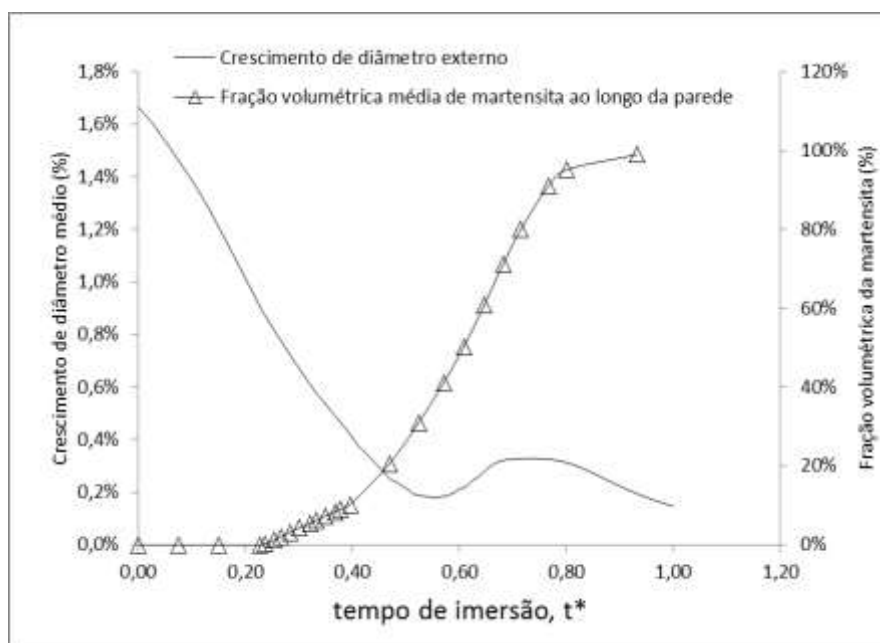


Figura 5.8 – Relação entre o crescimento de diâmetro externo da ponta do tubo e a fração volumétrica média de martensita ao longo da parede.

Pela figura 5.8, verifica-se que o diâmetro do tubo diminui até o instante t^* igual a 0,54, devido à contração térmica causada pela redução da temperatura e, a partir desse instante, quando a fração volumétrica média da martensita ao longo da parede do tubo atinge cerca de 40%, o diâmetro externo começa a crescer. A distribuição da martensita ao longo da parede do tubo no instante em que o diâmetro externo começa a crescer está mostrada na figura 5.9.

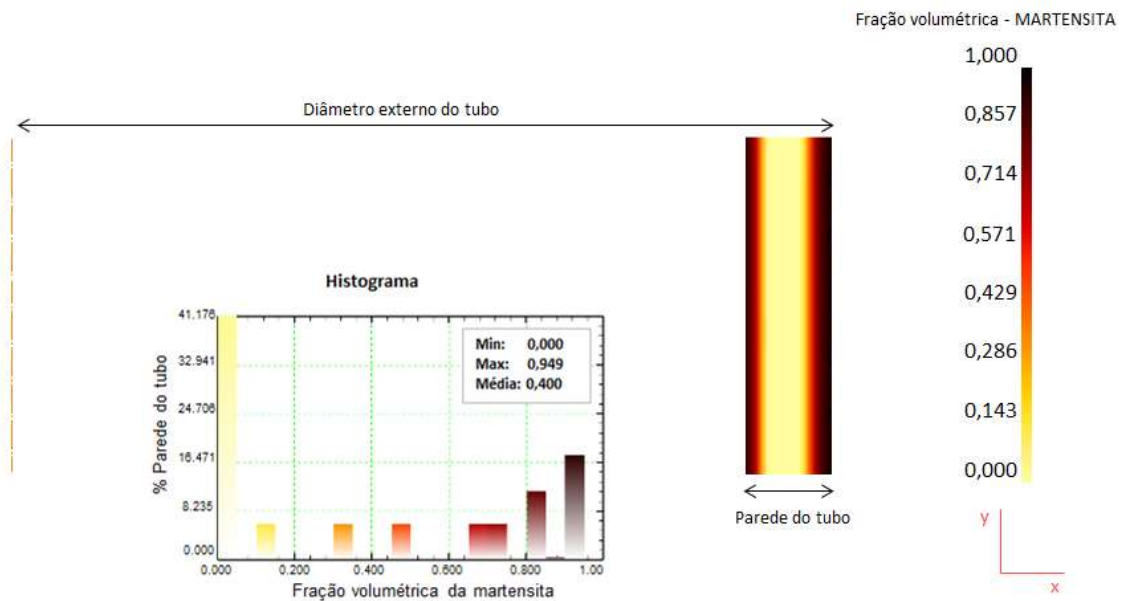


Figura 5.9 – Distribuição da martensita ao longo da parede do tubo no momento em que o diâmetro externo do tubo inicia o crescimento

A figura 5.10 mostra a taxa de variação do diâmetro e a fração volumétrica média da martensita ao longo da parede durante o processo de têmpera. Nesse caso, pode-se verificar o efeito da contração térmica e da formação da martensita ao longo do processo de têmpera na distorção do diâmetro externo do tubo. As taxas de variação de diâmetro negativas correspondem à redução do diâmetro em função da contração térmica e as taxas positivas correspondem ao aumento de diâmetro externo devido à alteração volumétrica causada pela decomposição da austenita em martensita.

Até o tempo de imersão t^* igual a 0,23, a contração térmica é responsável pela redução do diâmetro já dilatado após a austenitização, até que a martensita começa a se formar ao longo da parede. A partir daí, a taxa de contração do diâmetro torna-se cada vez menor até que o diâmetro externo começa a crescer. Nesse instante (t^* igual a 0,54), conforme já mostrado anteriormente nas figuras 5.8 e 5.9, a fração volumétrica da martensita ao longo da parede é de cerca de 40%. O diâmetro externo cresce até que a martensita esteja quase que totalmente formada em toda a parede do tubo (fração volumétrica média de 80%) até que a contração térmica passa a ser predominante na variação do diâmetro no tubo novamente.

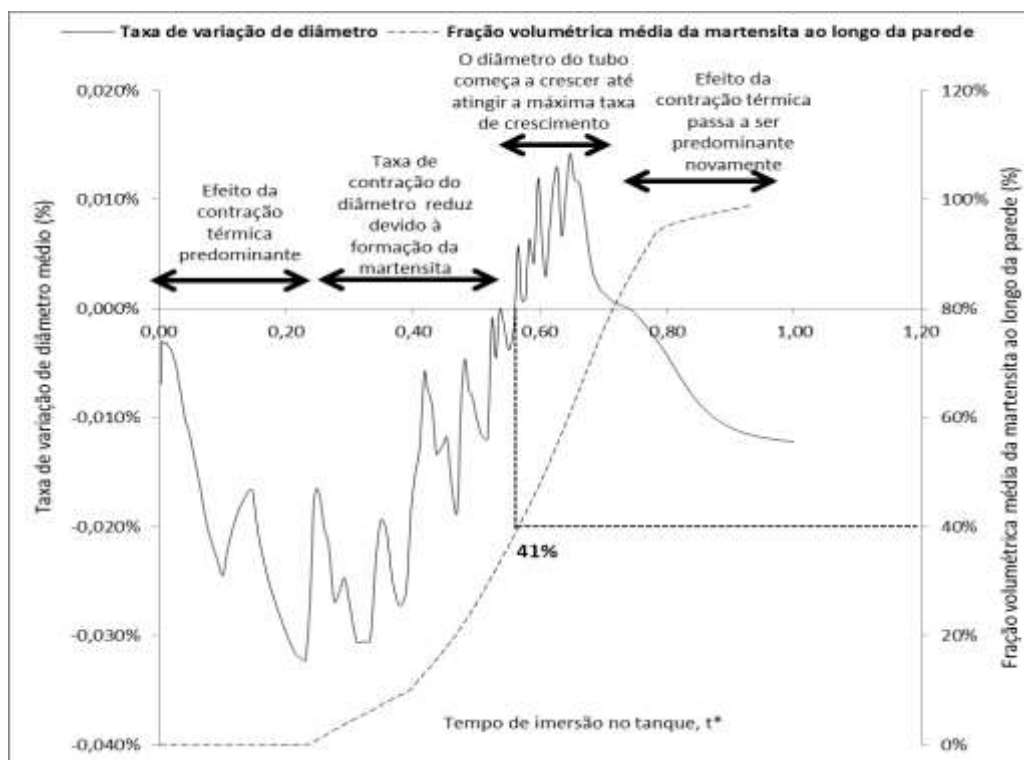


Figura 5.10 - Variação da distorção do diâmetro externo da ponta do tubo e da fração volumétrica média de martensita durante o processo de têmpera

5.4.1 Comparação entre os resultados simulados e medições experimentais de diâmetro

Para validar os dados simulados, foi medido um tubo no estado laminado pelo sistema de medição a laser da laminação e esse mesmo tubo no estado temperado pelo equipamento de medição a laser da área de tratamento térmico, conforme descrito no item 4.4.

Foram obtidas as medições de diâmetro externo da seção longitudinal do tubo temperado em que foram obtidas as temperaturas da ponta do tubo durante o ciclo térmico, conforme a tabela V.3. A seção longitudinal possui comprimento de cerca de 50mm, conforme o comprimento simulado. A média do crescimento de diâmetro obtido foi de 0,13%.

Tabela V.3 – Medições experimentais do crescimento de diâmetro do tubo temperado

Comprimento do tubo em relação à ponta (mm)	Crescimento de diâmetro (%)
446	0,12
468	0,13
498	0,14

A partir dessas medidas, foi possível obter a comparação entre o resultado final de crescimento de diâmetro da simulação e as medições experimentais do tubo no estado temperado, conforme a figura 5.12.

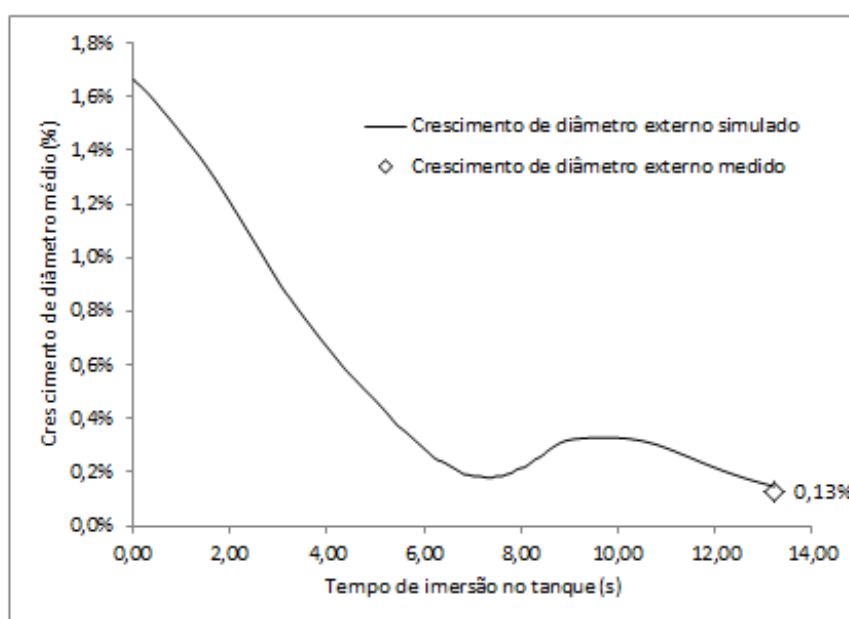


Figura 5.11 - Comparação entre crescimentos de diâmetro externo do tubo simulado e medido

A partir da figura 5.11, verifica-se que o resultado de crescimento de diâmetro simulado (0,15%) está muito próximo do resultado obtido na medição experimental (0,13%), sendo a diferença entre eles igual a 0,02%.

5.4.2 Influência da plasticidade de transformação no crescimento de diâmetro do tubo

Conforme o item 4.2, a plasticidade de transformação é uma deformação plástica observada quando uma amostra se transforma sob a ação de tensões externas, mesmo que estas estejam abaixo do limite de escoamento do material. Nesse caso, as tensões externas referem-se às tensões térmicas e às tensões devido à transformação de fases.

Através da figura 5.12, foi verificado que o resultado final de crescimento de diâmetro da simulação em que o fator de plasticidade de transformação foi considerado se aproximou do resultado real medido experimentalmente. Quando o efeito desse fenômeno é desconsiderado, o crescimento de diâmetro externo simulado (cerca de 1%) foi muito maior que o medido (0,13%). A importância de se considerar a influência da plasticidade de transformação para cálculo de distorções durante a têmpera também foi verificada por Sugianto et al (2009).

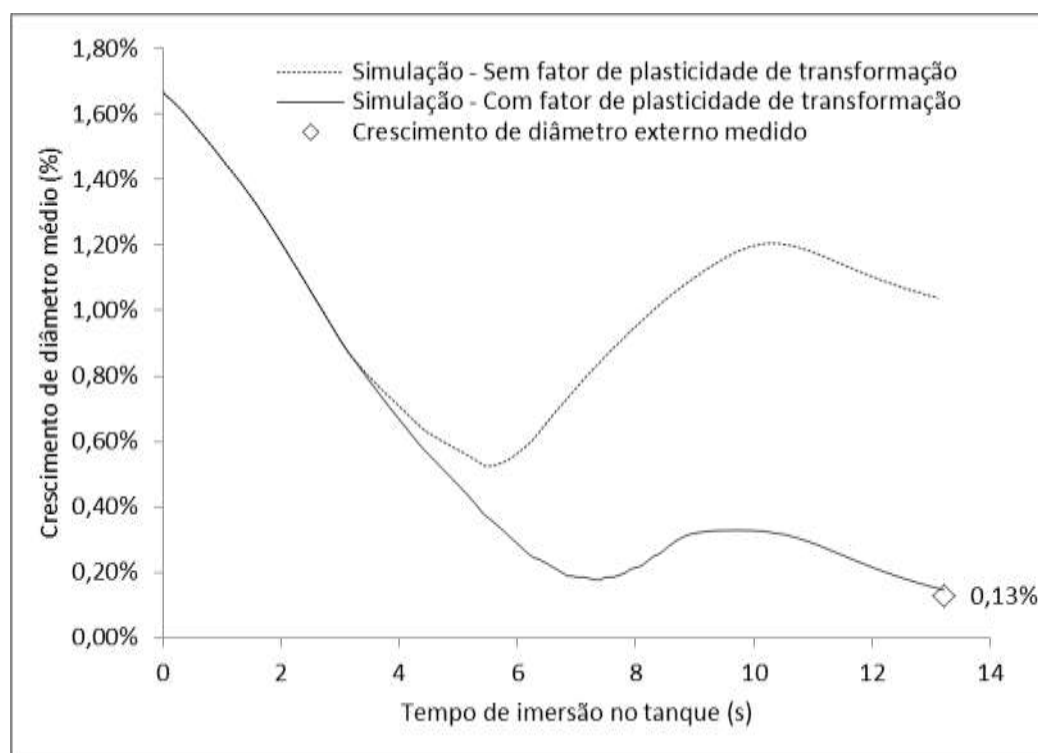


Figura 5.12- Comparação entre o crescimento de diâmetro simulado com e sem o fator da plasticidade de transformação e o resultado final medido

6. CONCLUSÕES

Foi desenvolvida uma metodologia para predição do crescimento de diâmetro externo de um tubo submetido ao processo de têmpera por imersão em água através de simulações numéricas realizadas no Deform2D-HT.

A partir dessas simulações foi possível obter resultados do crescimento de diâmetro final similares aos obtidos com a medição experimental.

Em relação à verificação dos dados da curva de resfriamento contínuo (CCT) obtido pelo JMatPro e comparados com os resultados medidos em laboratório, as temperaturas de início e final da transformação martensítica calculadas ficaram muito próximas dos resultados experimentais. As diferenças entre as temperaturas calculadas e medidas relativas ao início da transformação ferrítica apresentaram erros relativos abaixo de 5%, para a faixa de temperatura em que a fase ferrítica é predominante.

Referente às curvas de resfriamento do tubo submetido ao processo de têmpera, é possível verificar a influência do jato interno na taxa de resfriamento do lado ponta do tubo, pois no momento em que a vazão do jato interno atinge o valor máximo, as taxas de resfriamento da superfície interna tornam-se maiores que as taxas da superfície externa.

A plasticidade de transformação foi um fator importante a ser considerado para que o resultado de crescimento de diâmetro simulado se aproxime das medições experimentais.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Validação do coeficiente de transferência de calor através do modelamento físico do processo de têmpera do tubo;
- Obtenção do coeficiente de transferência de calor para diferentes condições de processo;
- Aplicação da metodologia desenvolvida nesse trabalho para diferentes condições de resfriamento. Dessa forma, será possível obter a correlação entre o crescimento de diâmetro e os parâmetros de processo utilizados durante a têmpera.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Albertazzi, A. G. J., e A. R. de Souza. *Fundamentos de Metrologia Científica*. Barueri, SP: Editora Manole, 2013.

API Specification 5CT. “Specification for Casing and Tubing.” 2006.

API Specification 5L. “Specification for Line Pipe.” 2007.

API Specification 8C. “Drilling and Production Hoisting Equipment (PSL 1 and PSL 2).” 2012.

Apipe, P. H. V. *Modelo Matemático Preditivo para Caracterização da Resposta Térmica Temporal de Tubos Temperados por Imersão em um Tanque de Água*. Dissertação de mestrado, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2017.

Arimoto, K., S. Yamanaka, e K. Funatani. “Explanation of the Origin of Distortion and Residual Stress in Carburized Ring Using Computer Simulation.” *Journal of ASTM International*, 2008: 9.

ASM Handbook. *ASM Handbook: Tempering of steel*. Vol. 4. 1991.

ASM International. *Practices and procedures for irons and steels*. Materials Park: ASM International, 1995.

Bates, C. E., G. E. Totten, e R. L. Brennan. *Quenching of Steel*. Vol. 4, em *ASM Handbook: Heat treatment*, 159-290. Materials Park: ASM International, 1991.

Callister, W. D. *Materials Science and Engineering*. Danvers: John Wiley & Sons, s.d.

Cho, J., W. Kang, M. Kim, J. Lee, Y. Lee, e W. Bae. “Distortions Induced by Heat Treatment of Automotive Bevel Gears.” *Journal of Materials Processing Technology* 153-154, 2004: 476-481.

da Silva, A. D. *Prediction and control of geometric distortion and residual stresses in hot rolled and heat treated large rings*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2012.

Dieter, G. E. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill Book Company Limited, 1988.

Echeverri, E.A.A. *Análise numérica e experimental das tensões residuais geradas durante o processo de têmpera de cilindros de aço AISI 1045, 4140 e 4340*. Dissertação de Mestrado, São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2012.

Ericsson, T. *ASM Handbook*. Vol. 4. ASM International, 1991.

Guo, Z., N. Saunders, P. Miodownik, e J. P. Schillé. “Modelling phase transformation and material properties critical to the prediction during the heat treatment of steels.” *International journal of microstructure and materials properties*, 2009: 187-195.

Hardin, R. A., e C. Beckermann. “Simulation of Heat Treatment Distortion.” *Proceedings of the 59th SFSA Technical and Operating Conference*, 2005.

Hawbolt, E. B., B. Chau, e J. K. Brimacombe. “Kinetics of austenite-pearlite transformation in eutectoid carbon steel.” *Metallurgical Transactions A, Volume 14*, 1983: 1803–1815.

Huiping, L., Z. Guoqun, N. Shanting, e H. Chuanzhen. “FEM simulation of quenching and experimental verification of simulation results.” *Materials Science and Engineering A*, 2007: 705-714.

International, ASM. *Thermal Properties of Metals*. ASM International, 2002.

Kern, R. “Intense quenching.” *Heat Treatment* 9 (1986): 19-23.

Krauss, G. *Steels: Processing, Structure and Performance*. ASM International, 2005.

Laptev, A., Baufeld B., e Biest O.V. D. Swarnakar A. K. “High temperature thermal expansion and elastic modulus of steels used in mill rolls.” *ASM International* 21, n. ASM International (2011): 271-279.

Lee, S.J., e Y. K. Lee. “Finite element simulation of quench distortion in a low alloy steel incorporating transformation kinetics.” *Acta Materialia* 56 (2008): 1482–1490.

Lement, B. S., B. L. Auerbach, e M. Cohen. “Microstructural Changes on Tempering Iron Carbon Alloys.” *Transaction of the ASM, Vol 46*, 1954: 851-881.

Mackerle, J. “Finite element analysis and simulation of quenching and other heat treatment processes - A bibliography (1976-2001).” *Computational Materials Science* , 2003: 313-332.

Mocarski, S. “Carburizing and its control - I: Basic considerations.” *Industrial Heating* 41, n. 5 (1984): 58-70.

Narazaki, M., G. E. Totten, e G. M. Webster. *Hardening by reheating and quenching*. Materials Park: ASM International, 2002.

Rohdes, J e Jewppson, A. “Literature review of heat treatment simulations with respect to phase transformation, residual stresses and distortion.” *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 2000: 47-62.

Saunders, N., Z. Guo, X. Li, A. P. Miodownik, e J. -P. Schillé. *The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steels*. Sente Software Ltd., 2003.

SFTC. "DEFORMTM 3D Version 10.1.2. User's Manual." Columbus: Scientific Forming Technologies Corporation, 2010.

Sugianto, A., M. Narazaki, M. Kogawara, e A. Shirayori. "A comparative study on determination method of heat transfer coefficient using inverse heat transfer and iterative modification." *Journal of Materials Processing Technology* 209, 2009: 4627–4632.

Tensi, H. M., K. Lanier, G. E. Totten, e G. M. Webster. "Quenching Uniformity and Surface Cooling Mechanisms." *Proceedings of the 16th ASM Heat Treating Society Conference & Exposition*, 19-21 de March de 1996: 3-8.

Tensi, H., A. Stich, e G. E. Totten. "Fundamentals about quenching by submerging." *Proceedings of international heat treating conference: equipment and processes*, 1994: 243-251.

Thelning, K. E. *Steel and its heat treatment*. 2ª. Butterworths, 1984.

Totten, G.E. *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies*. Boca Raton: Taylor and Francis Group, LLC, 2007.

Vallourec Deutschland GmbH, Dusseldorf (DE). Christof Delhaes, Heiko Hansen, Rolf Kuemmerling. *Method for producing a tempered seamlessly hot-fabricated steel pipe*. C21D 9/08. US 2016/0376677 A1. 29 dezembro, 2016.

Vilas Boas, A. C. C. *Comportamento mecânico e de corrosão do aço X70 sob carregamento cíclico*. Dissertação de Mestrado, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2012.

Voort, G. F. *Atlas of Time-temperature Diagrams for Irons and Steels*. ASM International, 1991.

Woodard, P.R., e S. e Yang, H.T.Y. Chandrasekar. "Analysis of temperature and microstructure in the quenching of steel cylinders." *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS B*, 1999.

Yang, Y.-S., e S.-J. Na. "Effect of Transformation Plasticity on Residual Stress Fields in Laser Surface Hardening Treatment." *Journal of Heat Treatment*, 1991: 9:49-56.

Zienkiewicz, O. *The Finite Element Method*. 3ª. New York: McGraw-Hill Company Book, 1977.