

ANÁLISE NUMÉRICA DA INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO NA INVERSÃO DAS TENSÕES TÉRMICAS E NO ESTADO FINAL DE TENSÃO RESIDUAL APÓS TÊMPERA¹

Edwan Anderson Ariza Echeverri²
André Paulo Tschiptschin³

Resumo

O objetivo deste trabalho é analisar a influência que tem o ponto de inversão do sinal das tensões térmicas, no desenvolvimento das tensões de transformação produzidas pelo tratamento térmico de têmpera plena, em um cilindro de aço AISI/SAE 4340. Com este objetivo foi feito um modelo matemático que utiliza o software AC3 de modelagem de tratamentos térmicos (curvas de transformação, curvas de resfriamento e microestrutura do material), para alimentar um modelo de elementos finitos, considerando acoplamento termomecânico e comportamento não linear elasto-plástico. Os valores das propriedades físicas e mecânicas necessárias para previsão da evolução das tensões foram incluídos levando em conta a dependência da temperatura e as fases presentes em função do tempo de tratamento. Os resultados mostraram que quando o aumento de volume associado à transformação de fase martensítica ocorre depois do ponto de inversão das tensões térmicas, a peça fica com tensões de compressão na superfície e de tração no centro ao final do processo de tratamento térmico; já no caso em que a transformação martensítica acontece, tanto na superfície quanto no centro, antes da mudança de sinal das tensões térmicas, ocorre mais uma vez uma inversão de tensões, ficando a peça com tensões de tração na superfície e de compressão no núcleo.

Palavras-chave: Têmpera; Método dos elementos finitos; Ac3.

NUMERICAL ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF THE COOLING RATE ON THE THERMAL STRESS REVERSAL AND THE FINAL RESIDUAL STRESS STATE AFTER HARDENING

Abstract

The aim of this work is to analyze the influence that the point of sign inversion of the thermal stress on the residual stress pattern developed during quench hardening of an AISI/SAE 4340 cylinder. A mathematical model using the results of the Ac3 software for forecasting transformation curves, cooling curves, microstructure and material hardness of low alloy high strength steels, combined with a finite element model, considering thermal-mechanical coupling and non-linear elastic-plastic behavior is proposed. The temperature dependent physical and mechanical properties and the amount of phases present as a function of treatment time required to predict the evolution of residual stresses, were taken into account. The results showed that when the increase in volume associated with the martensitic transformation occurs after the point of reversal of the thermal stress, the workpiece remains with compressive stress at the surface and tensile stress at the core after quenching, whereas in the case where the phase transformation takes place, both on the surface and the center before the reversal of the thermal stress, an additional inversion of stresses occurs, leaving the part with tensile stresses at the surface and compressive stress in the core.

Key words: Quenching; Finite element modeling; Residual stress; Ac3

¹ Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Doutorando, Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo (USP), SP, Brasil.

³ Professor Titular, Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, USP, SP, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Dentre os diversos tipos de tratamentos térmicos utilizados em aços, o tratamento térmico de têmpera é o processo mais comum, sendo caracterizado pelo aquecimento da peça até uma temperatura ligeiramente superior à temperatura crítica (austenitização), manutenção nesta temperatura por certo tempo e em seguida resfriamento a uma velocidade suficientemente alta para garantir transformação martensítica na superfície e, em muitas ocasiões, no centro da peça. Neste processo, é necessário controlar a taxa de resfriamento a fim de melhorar as propriedades mecânicas e, além disto, evitar a formação de trincas e distorções, resultantes tanto das tensões térmicas que se desenvolvem devido aos gradientes de temperatura, quanto das tensões de transformação originadas pelas variações volumétricas decorrentes da decomposição da austenita em agregados de ferrita e carbonetos ou em martensita.

O modelamento de tensões decorrentes da têmpera nos aços é, portanto, um problema complexo que envolve o acoplamento entre fenômenos térmicos, de transformação de fase e mecânicos, no qual existe uma grande dificuldade de controlar a microestrutura para obter as propriedades mecânicas desejadas, e ao mesmo tempo limitar o desenvolvimento de tensões residuais e distorções sofridas pela peça durante e após o processo. Segundo Suraj⁽¹⁾, tradicionalmente, nas operações de tratamento térmico industrial, os ciclos de tratamento térmico evoluem empiricamente, e uma vez que a qualidade desejada é atingida, os ciclos raramente são modificados. Esta abordagem empírica resulta, muitas vezes, em condições afastadas da ideal, associadas à baixa produtividade e alto consumo de energia.

Entre outros, para um controle dimensional adequado, são necessários conhecimentos quantitativos e qualitativos das tensões e deformações, associadas ao acoplamento termomecânico resultante de contrações térmicas e transformações de fase durante o resfriamento. Neste contexto, torna-se importante a elaboração de modelos e simulações numéricas capazes de descrever e prever os processos que ocorrem na peça durante a têmpera, as deformações originadas no resfriamento, a evolução da temperatura e da microestrutura, e a forma com que as tensões residuais se distribuem durante e após o tratamento térmico. O conhecimento destas variáveis e de suas interações permite analisar e otimizar as operações de tratamento térmico, a microestrutura do material e as propriedades mecânicas associadas.

A previsão de tensões residuais desenvolvidas durante a têmpera vem sendo estudado intensamente na literatura^(2,3); vários trabalhos são encontrados utilizando diferentes metodologias de modelagem. Sedighi e Salek⁽⁴⁾ estudaram e modelaram o processo de têmpera de um aço 4340 utilizando o software AC3 de previsão de microestruturas e durezas em corpos de prova de aços cilíndricos, submetidos a tratamentos de resfriamento contínuo em diferentes condições. Neste estudo foram comparadas medidas experimentais e de modelagem da dureza e da microestrutura sob diferentes condições de resfriamento, chegando a resultados muito próximos. O trabalho pioneiro estudando a importância do tempo em que ocorre a inversão das tensões térmicas, foi proposto de maneira qualitativa por Mayr⁽⁵⁾. Neste trabalho o autor resume brevemente os princípios básicos das alterações dimensionais devido ao tratamento térmico de têmpera e explica que essas alterações são causadas pela deformação plástica que surge pelas tensões térmicas combinadas com a mudança microestrutural. Além disso, o autor indica a importância que tem o estudo da

sequência do resfriamento (tempo-temperatura) nas alterações dimensionais e no cálculo das tensões residuais.

No presente trabalho, é feita uma análise da influência que tem a velocidade de resfriamento na inversão do sinal das tensões térmicas no desenvolvimento das tensões de transformação produzidas pelo tratamento térmico de têmpera. Para isto foram feitas as modelagens das tensões desenvolvidas em um aço AISI/SAE 4340, utilizando programa de elementos finitos. Foi feita uma combinação entre o software de elementos finitos ABAQUS/Standard® e o software AC3 dedicado à modelagem do processo de têmpera. O software AC3 prevê as curvas de transformação, evolução da temperatura, as curvas de resfriamento, a dureza e a microestrutura do material em cada posição entre a superfície e o centro do cilindro. As porcentagens transformadas de cada uma das fases, obtidas utilizando o programa AC3, foram consideradas para determinar as propriedades mecânicas introduzidas no ABAQUS/Standard®. Para a previsão da evolução das tensões residuais foram consideradas duas velocidades de resfriamento diferentes, para o mesmo cilindro e o mesmo meio de resfriamento, ambas resultando em têmpera plena e obtenção de microestrutura 100% martensítica. Trata-se de um problema termo-elasto-plástico onde os valores das propriedades físicas e mecânicas necessárias para previsão da evolução das tensões residuais, foram incluídos levando em conta a dependência da temperatura e as fases presentes em função do tempo de tratamento.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Foi utilizado um cilindro de 100 mm de comprimento e 38,2 mm de diâmetro, de aço de médio carbono (0,4%) AISI/SAE 4340. As análises de composição química (Tabela 1) foram feitas utilizando as técnicas de espectroscopia de plasma e método de combustão (C, S), sendo esses resultados comparados com a norma SAE J404/09.

Tabela 1. Composição química do aço AISI/SAE 4340

Valores	Composição (%)							
	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	S	P
Encontrados	0,41	0,77	1,74	0,82	0,23	0,19	0,004	0,010
Especificados	0,38- 0,43	0,75- 1,00	1,65- 2,00	0,70- 0,43	0,20- 0,30	0,15- 0,35	0,040	0,030

A modelação feita visou determinar o ponto de inversão do sinal das tensões térmicas, no desenvolvimento das tensões de transformação produzidas pelo tratamento térmico de têmpera plena, sob duas condições de resfriamento. Para isto, o modelo considera uma peça cilíndrica com as propriedades térmicas e mecânicas do aço AISI/SAE 4340 que foi austenitizada a 830°C, e posteriormente submetida a tratamento térmico de têmpera em banho de água com agitação.

Para calcular a quantidade de austenita transformada durante transformação da austenita em martensita, é usada a equação de Koistinen e Marburger⁽⁶⁾ (Equação 1).

$$V_{\gamma} = \exp(-\alpha(M_s - T)) \quad (1)$$

Onde V_{γ} é a fração volumétrica da austenita retida, M_s , a temperatura de início da transformação martensítica, α , é um parâmetro que, para a maioria dos aços estudados pelos autores, foi considerado aproximadamente igual a $1,10 \times 10^{-2} K^{-1}$,

independente da composição química, e T é a temperatura mais baixa atingida durante a têmpera, sendo que:

$$M_s > T > -80\text{ }^\circ\text{C} \quad (2)$$

E pelo princípio de complementaridade, pode-se obter a fração volumétrica para martensita:

$$V_M = 1 - \exp(-0,011(M_s - T)) \quad (3)$$

A cinética da transformação difusional é descrita pela equação de Avrami⁽⁷⁾ (Eq. 4) que descreve, para os processos dominados pela difusão do carbono, a fração volumétrica de cada fase formada:

$$X = 1 - \exp(-ct^n) \quad (4)$$

onde c representa o coeficiente dependente da temperatura, da composição da fase inicial e do tamanho de grão, t é o tempo da reação, e n é o coeficiente dependente do tipo de transformação, que determinará a forma da curva de transformação.

O princípio de aditividade de Scheil⁽¹³⁾ vem sendo amplamente aplicado⁽⁸⁻¹²⁾ para calcular a evolução anisotérmica das transformações de fase a partir das respectivas cinéticas isotérmicas. Na utilização da noção de aditividade a curva de resfriamento é dividida em “patamares” ou “passos” isotérmicos de duração Δt_i (à temperatura T_i), utilizando o diagrama TTT. Quando a soma, das frações relativas $\Delta t_i/\pi(T_i)$ atinge a unidade, se diz que o período de incubação para uma transformação sob condições não isotérmicas é considerado completo.

$$S = \int_0^t \frac{dt}{\pi(T)} = \sum_{i=1}^N \frac{\Delta t_i}{\pi(T_i)} = 1 \quad (5)$$

Onde, $\pi(T_i)$ é a duração do período de incubação da transformação isotérmica, tomada do diagrama TTT, à temperatura T_i , e Δt_i é o incremento do tempo no passo i .

Desta maneira, o software AC3⁽¹⁴⁾ desenvolvido em linguagem de programação C de alto nível com uma sintaxe bastante estruturada e flexível, calcula matematicamente a evolução da microestrutura em qualquer ponto da peça, ao longo do tempo, pela sobreposição da curva de resfriamento no diagrama de resfriamento contínuo. As curvas de resfriamentos são calculadas, usando a condutividade térmica, capacidade calorífica, temperatura do meio de têmpera e o coeficiente de transferência de calor para a superfície⁽⁴⁾. Para cada elemento, em um primeiro momento, é calculada a soma da nucleação de Scheil, através da Equação 5, se a soma de Scheil atinge a unidade, são calculados os parâmetros n e c da Equação 4 a partir do diagrama TTT, e depois esta equação (Equação 4) e a Equação 3 são usadas para calcular as porcentagens de fase transformadas, tendo em conta a austenita disponível e a dependência da temperatura para as quantidades de cada fase. O programa AC3, divide a curva de resfriamento em 54 intervalos iguais e avalia o estado de transformação para cada ponto, determinando se o ponto está em uma região de transformação e em caso positivo, avaliando quantitativamente quanto de cada fase há no interior do material.

O modelo matemático feito utiliza as informações do software AC3 de modelagem de tratamentos térmicos: curvas de transformação, curvas de resfriamento, microestrutura e dureza do material em 20 posições entre a superfície e o centro do cilindro, para alimentar um modelo não linear elasto-plástico de acoplamento termo-mecânico desenvolvido através do método dos elementos finitos (MEF), para previsão de tensões residuais do cilindro temperado.

Para facilitar a análise dos dados de simulações do AC3, e o acoplamento entre o AC3 e o modelo de elementos finitos, foi desenvolvido o programa AC3-Converter

escrito em linguagem Java⁽¹⁵⁾. O programa AC3-Converter, que utiliza a biblioteca de interfaces gráficas SWT⁽¹⁶⁾ exibe uma caixa de texto na qual se lê a saída da simulação realizada pelo AC3 (Figura 1a) gerando uma tabela conforme ilustra a Figura 1b, com a fração de cada constituinte em cada anel.

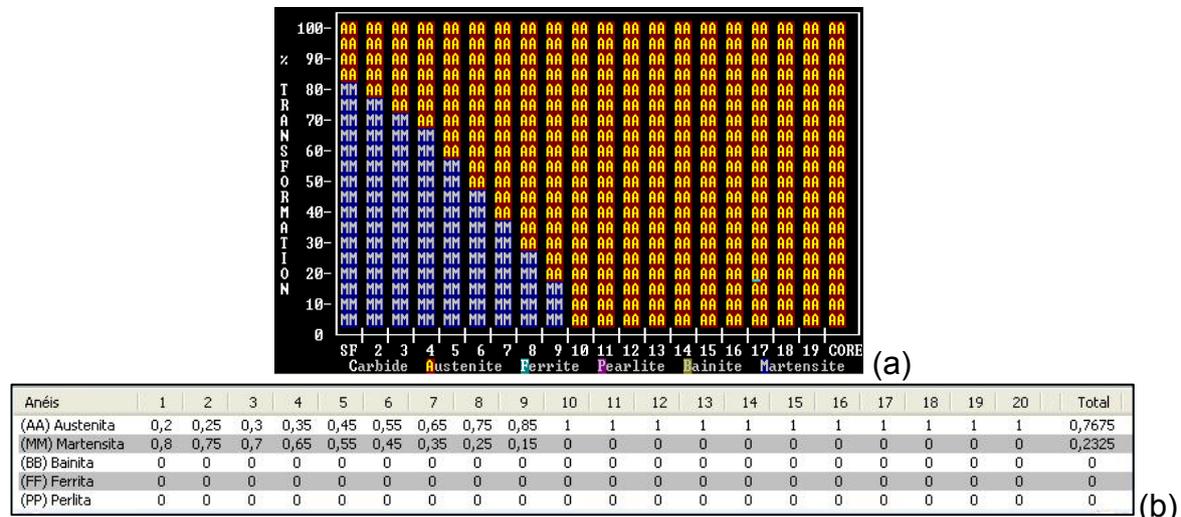


Figura 1. (a) Imagem de saída do AC3 em um passo intermediário da simulação. AA e MM representam austenita e martensita, respectivamente. (b) Tela do programa AC3-Converter.

A modelagem não linear por elementos finitos realizada na previsão dos campos de tensões foi desenvolvida no software ABAQUS 6.9, considerando as propriedades elasto-plásticas do material em função da temperatura e diferenciando as propriedades de cada fase, de modo que estas estão em função da combinação dos valores, segundo as frações volumétricas transformadas, supondo uma lei de misturas. Visto que a geometria analisada é cilíndrica, uma representação axissimétrica foi utilizada na geração da malha de elementos finitos, com 21696 elementos de ordem geométrica quadrática CAX4T. O modelo foi alimentado com a divisão do modelo axissimétrico em vinte fatias, cada uma delas tendo propriedades físicas e mecânicas diferentes e da fração parcial de cada constituinte.

A análise termomecânica acoplada é iniciada considerando que todo o cilindro está a uma temperatura uniforme de 830°C. O resfriamento do material é definido pela imposição de uma condição de contorno de variação de temperatura nos nós da superfície do cilindro.

As Tabelas 2 a 4 apresentam as propriedades térmicas e mecânicas relevantes para a análise do desenvolvimento das tensões residuais de têmpera⁽¹⁷⁾ em função da temperatura. Estas equações foram obtidas a partir da interpolação dos resultados obtidos por Schröder⁽¹⁸⁾, Pietzsch, *et al.*⁽¹⁹⁾ e Campbell⁽²⁰⁾, tendo como resultados diversas equações não-lineares para temperaturas que variam entre 0°C e 900°C. Os valores para o cálculo das expansões térmicas⁽²¹⁾ da austenita e martensita foram $2,1 \times 10^{-5}$, e $1,3 \times 10^{-5}$, respectivamente; o valor do calor latente na formação de martensita foi de $6,4 \times 10^8 \text{ J/m}^3$ ⁽²²⁾; e a radiação térmica na superfície da peça, $e = 0,76$ (emissividade de uma superfície ferrosa oxidada) com $\sigma = 5.6704 \times 10^{-8} \text{ Wm}^{-2} \text{ K}^{-4}$ ⁽²³⁾.

Tabela 2. Modulo de elasticidade e coeficiente de Poisson

Constituinte	Módulo de elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson
Austenita	$-6x10^{-9}T^3 + 6x10^{-6}T^2 - 0,084T + 200$	$8x10^{-11}T^3 - 7x10^{-8}T^2 + 7x10^{-5}T + 0,29$
Martensita	$-6x10^{-5}T^2 - 0,033T + 200$	$8x10^{-11}T^3 - 9x10^{-8}T^2 + 7x10^{-5}T + 0,28$

Tabela 3. Condutividade térmica e calor específico

Constituinte	Condutividade térmica (W/m.°C)	Calor específico (J/kg.°C)
Austenita	$-6 \times 10^{-9} T^3 + 9 \times 10^{-6} T^2 + 8 \times 10^{-3} T + 15$	$-4 \times 10^{-8} T^3 + 4 \times 10^{-5} T^2 + 9 \times 10^{-2} T + 532$
Martensita	$-1 \times 10^{-6} T^2 - 2 \times 10^{-2} T + 43$	$6 \times 10^{-8} T^3 - 8 \times 10^{-5} T^2 + 0,3 T + 484$

Tabela 4. Limite de escoamento e expansão volumétrica

Microconstituente	Limite de escoamento (MPa)	Expansão volumétrica ⁽¹⁸⁾
Austenita	$31 \times 10^{-8} T^3 - 43 \times 10^{-5} T^2 + 0,04 T + 298$	A → M = 4,428
Martensita	$-0,001 T^2 - 0,1 T + 1000$	

A e M, representam austenita e martensita, respectivamente.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 mostra os diagramas RC de têmpera para as duas condições de resfriamento estudadas. No gráfico observa-se que para as duas condições de Têmpera ocorre têmpera plena, com formação de martensita tanto na superfície quanto no núcleo da peça, devido ao processo de rápido resfriamento em água, com agitação. Embora estejam se formando estruturas completamente martensíticas, observam-se gradientes térmicos e tempos de início da transformação martensítica diferentes, devido às distintas taxas de resfriamento.

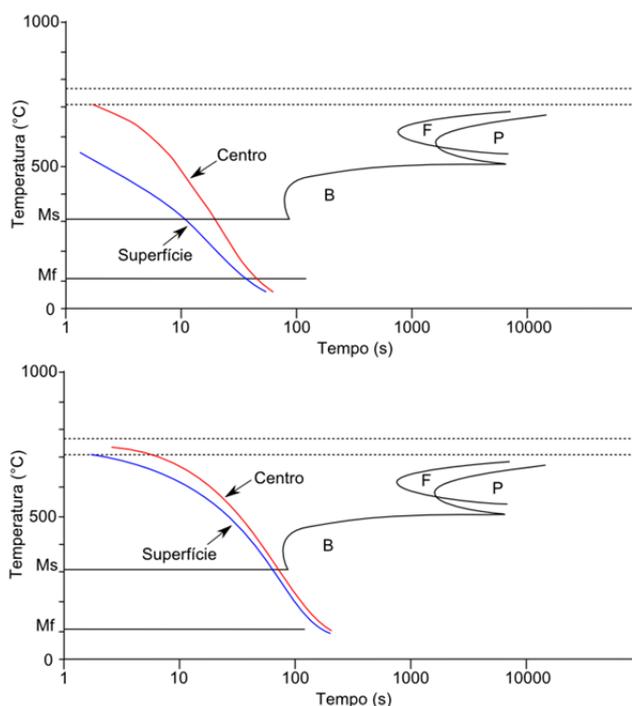


Figura 2. Curvas RC obtidas através do software AC3, para duas condições diferentes de resfriamento. À esquerda maior condição de velocidade de resfriamento maior.

O estado microestrutural final, no interior do aço AISI 4340, desenvolvido pelos modelos feitos utilizando o software AC3, apresentam nos dois casos uma estrutura 100% martensítica através de toda seção transversal, como mostrado na Figura 3.

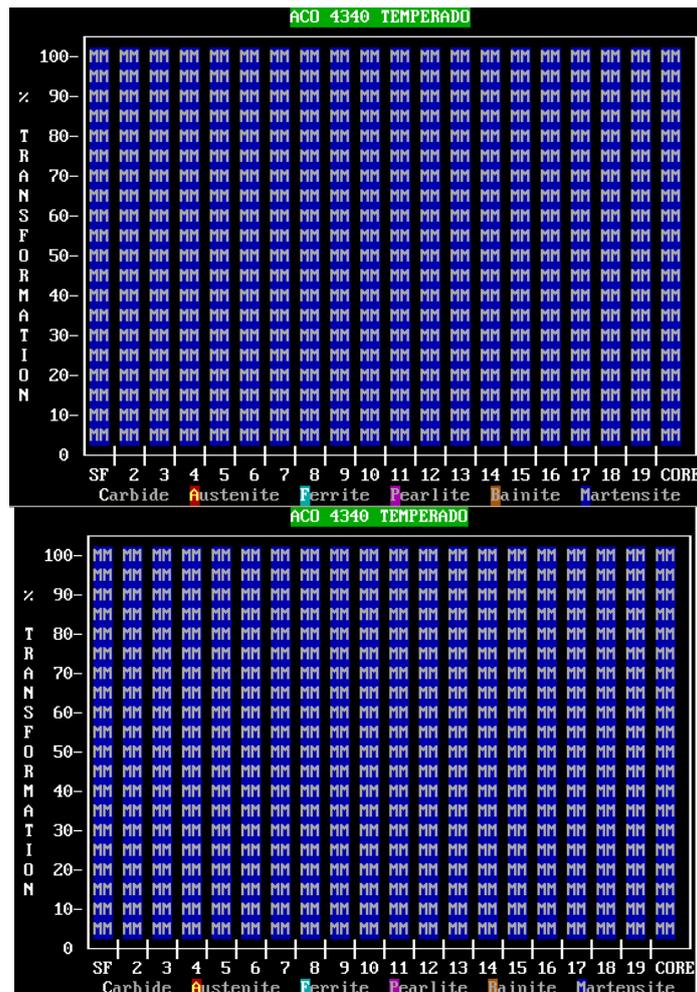


Figura 3. Ilustração do estado microestrutural final após tratamento térmico de têmpera em água com agitação, indicando uma microestrutura 100% martensítica através da secção transversal do cilindro para o aço AISI 4340

Na Figura 4 são apresentados os resultados da distribuição de temperaturas em função do tempo, através da secção transversal do cilindro AISI 4340, calculados a partir das condições de contorno impostas ao modelo. Nesta figura detalha-se a temperatura de cada nó em uma discretização da variável temporal de 29 intervalos para a condição de maior taxa de resfriamento (Figura 4a) e de 26 intervalos para a menor (Figura 4b). Para o tempo igual a 0,0s todos os nós estão na temperatura de austenitização do aço (830°C), mostrando que o equilíbrio com o meio de resfriamento (25°C) é atingido em tempos diferentes (413,6 s e 211,8 s).

NODE TEMPERATURE, DEG C												
Step	Time	1	3	5	7	9	11	13	15	17	19	20
1	0.0	83	83	83	83	83	83	83	83	83	83	83
2	1.0	74	77	79	81	82	82	82	83	83	83	83
3	1.3	74	77	79	80	81	82	82	82	82	83	83
4	1.6	73	76	78	80	81	81	82	82	82	82	82
5	2.0	72	75	77	79	80	81	82	82	82	82	82
6	2.4	70	73	76	78	79	80	81	82	82	82	82
7	3.1	69	72	75	77	78	79	80	81	81	82	82
8	3.8	68	71	73	75	77	78	79	80	81	81	81
9	4.8	66	69	72	74	76	77	78	79	80	80	80
10	6.0	65	67	70	72	74	75	77	77	78	78	78
11	7.5	63	66	68	70	72	73	75	75	76	76	76
12	9.3	61	63	66	68	69	71	72	73	74	74	74
13	11.	58	61	63	65	67	68	69	70	71	71	71
14	14.	55	58	60	62	63	65	66	66	67	67	67
15	18.	52	54	56	58	59	60	61	62	63	63	63
16	22.	48	50	52	53	55	56	57	57	58	58	58
17	28.	43	45	47	48	49	50	51	52	52	52	52
18	35.	38	40	41	42	43	44	45	46	46	46	46
19	44.	33	34	35	36	37	38	39	39	39	39	39
20	55.	27	28	29	30	31	31	32	32	32	32	32
21	69.	21	22	23	23	24	25	25	25	25	20	26
22	86.	16	17	17	18	18	18	19	19	19	19	19
23	108.	11	12	12	12	13	13	13	13	13	13	13
24	135.	81	83	86	88	89	91	92	93	93	94	94
25	169.	55	56	57	58	59	60	61	61	61	61	62
26	211.	39	39	40	40	41	41	41	41	42	42	42
27	264.	30	30	30	31	31	31	31	31	31	31	31
28	330.	26	27	27	27	27	27	27	27	27	27	27
29	413.	25	25	25	25	25	25	25	25	25	25	25

(a)

NODE TEMPERATURE, DEG C												
Step	Time	1	3	5	7	9	11	13	15	17	19	20
1	0.0	83	83	83	83	83	83	83	83	83	83	83
2	1.0	62	69	75	78	80	81	82	82	82	83	83
3	1.3	60	67	73	77	79	81	82	82	82	82	82
4	1.6	58	65	71	75	78	80	81	82	82	82	82
5	2.0	56	63	69	73	76	79	80	81	82	82	82
6	2.4	54	61	66	71	74	77	79	80	81	81	81
7	3.1	52	58	64	68	72	75	77	79	80	80	80
8	3.8	50	56	61	66	69	73	75	77	78	78	78
9	4.8	47	53	58	63	66	70	72	74	75	76	76
10	6.0	45	50	55	59	63	66	69	71	72	73	73
11	7.5	42	47	51	56	59	62	65	67	68	69	69
12	9.3	39	43	48	51	55	58	60	62	63	64	64
13	11.	35	39	43	47	50	52	55	56	57	58	58
14	14.	31	35	38	42	44	47	48	50	51	51	51
15	18.	27	30	33	36	38	40	42	43	44	44	44
16	22.	23	25	28	30	32	33	35	36	36	37	37
17	28.	18	20	22	24	25	27	28	28	29	29	29
18	35.	14	15	17	18	19	20	21	22	22	22	22
19	44.	10	11	12	13	14	14	15	15	16	16	16
20	55.	76	82	88	93	98	10	10	10	10	11	11
21	69.	53	57	60	63	65	68	69	71	72	72	72
22	86.	38	40	42	43	44	45	46	47	47	47	47
23	108.	30	31	32	32	33	33	33	34	34	34	34
24	135.	27	27	27	27	27	28	28	28	28	28	28
25	169.	25	25	25	26	26	26	26	26	26	26	26
26	211.	25	25	25	25	25	25	25	25	25	25	25

(b)

Figura 4. Variação da temperatura no processo de têmpera em água para o cilindro de aço AISI 4340.

A análise numérica desenvolvida através do método dos elementos finitos permitiu calcular as tensões térmicas e de transformação resultantes do processo de têmpera em função do tempo de resfriamento, da distribuição da temperatura ao longo do

raio, da fração de cada fase transformada e das propriedades do material dependentes da temperatura.

Na Figura 5 é mostrado o estado final dos campos de tensão, na direção axial, após têmpera plena do cilindro. Na Figura 5a são apresentados os resultados das tensões puramente térmicas e nas Figuras 5b e 5c os campos das tensões residuais térmicas e de transformação resultantes, em um setor de um quarto do cilindro. Esses resultados mostram que para o caso da tensão puramente térmica o estado final de tensão é de compressão na superfície e de tração no centro. Já no caso onde foi levada em conta a transformação de fase, foram obtidos resultados opostos de tensão residual, tanto na superfície como no centro. Isto é, na condição de maior velocidade de resfriamento (Figura 5b) foram desenvolvidas tensões de tração na superfície, enquanto na situação de menor velocidade de resfriamento o estado final de tensões residuais apresenta campos de tensão residual de compressão na superfície e de tração no centro (Figura 5c). Ainda nessas figuras, é possível observar que devido ao princípio de equilíbrio, as tensões de compressão na superfície e tração no centro se equilibram, resultando em somatória de tensões iguais a zero em todo o cilindro.

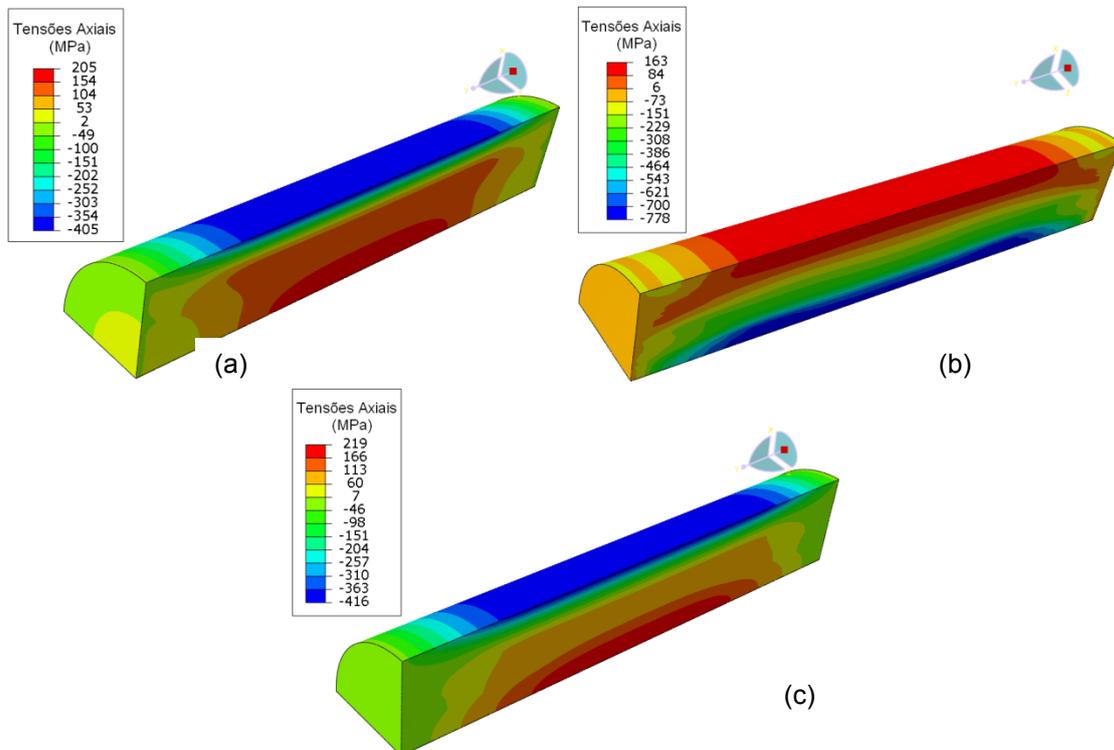


Figura 5. Campos de tensão residual desenvolvidas durante a têmpera em água com agitação para o aço AISI/SAE 4340. (a) Tensões térmicas; (b) Tensões de transformação desenvolvidas na condição de maior velocidade de resfriamento; (c) Tensões de transformação desenvolvidas na condição de menor velocidade de resfriamento.

A descrição qualitativa da sequência que leva à inversão das tensões térmicas, já foi detalhada no trabalho de Bhadeshia e Honeycombe⁽²⁴⁾, como mostrado na Figura 6. Nesta Figura é ressaltado o tempo $t(u)$, o qual indica o ponto em que são invertidos os sinais das tensões térmicas na superfície e no centro da peça.

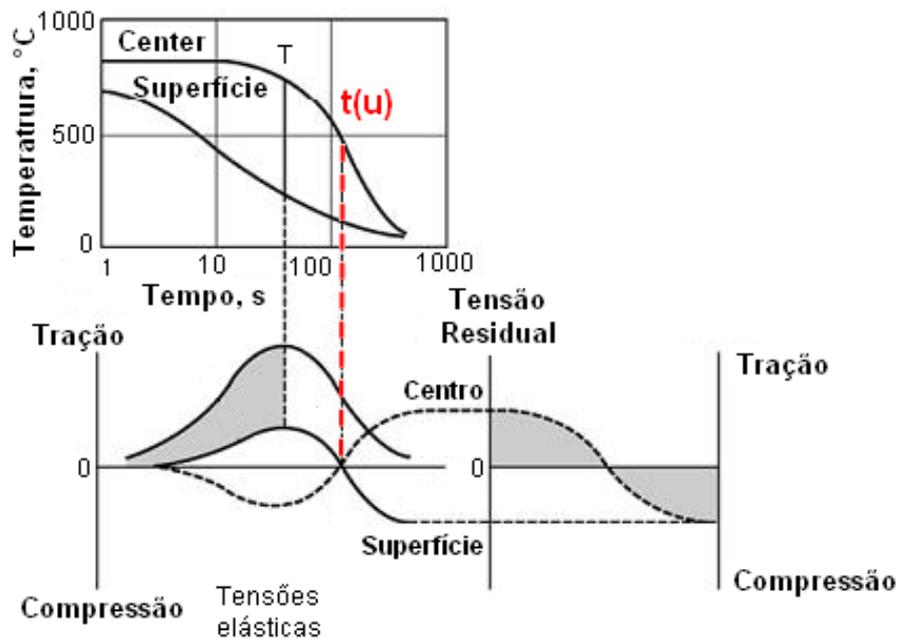


Figura 6. Desenvolvimento das tensões térmicas durante o resfriamento de uma barra de aço temperada em água desde 850°C. Adaptado de Bhadeshia e Honeycombe⁽²⁴⁾.

Na Figura 7, obtida para o aço 4340 utilizando o modelo proposto, são analisadas as tensões residuais no sentido axial, desenvolvidas durante o resfriamento. A Figura 7a apresenta a evolução das tensões residuais axiais ao longo do tempo para dois nós avaliados no centro e na superfície do cilindro, sem transformação de fase, na qual se indica claramente a inversão do estado tensional sofrido pelo componente durante o resfriamento.

Na Figura 7b é mostrado o caso em que a transformação de fase tanto da superfície como do núcleo ocorre antes da mudança do sinal das tensões térmicas (t_u). Acima da temperatura da transformação M_s , as tensões que se formam são térmicas. Com a continuidade do resfriamento, as tensões no centro excedem a tensão de escoamento e ocorre deformação plástica. A transformação martensítica no centro produz uma componente substancial de tensão de tração devido ao aumento volumétrico da transformação de fase. Isto faz com que o centro fique em tensão de compressão e a superfície em tensão de tração. Ainda na Figura 7, (Figura 7c), é apresentada a condição em que a transformação acontece depois da mudança de sinal das tensões térmicas (t_u). O aumento de volume devido à transformação da superfície adiciona tensões compressivas à superfície. Uma vez que as tensões são balanceadas, há um correspondente aumento das tensões de tração no núcleo.

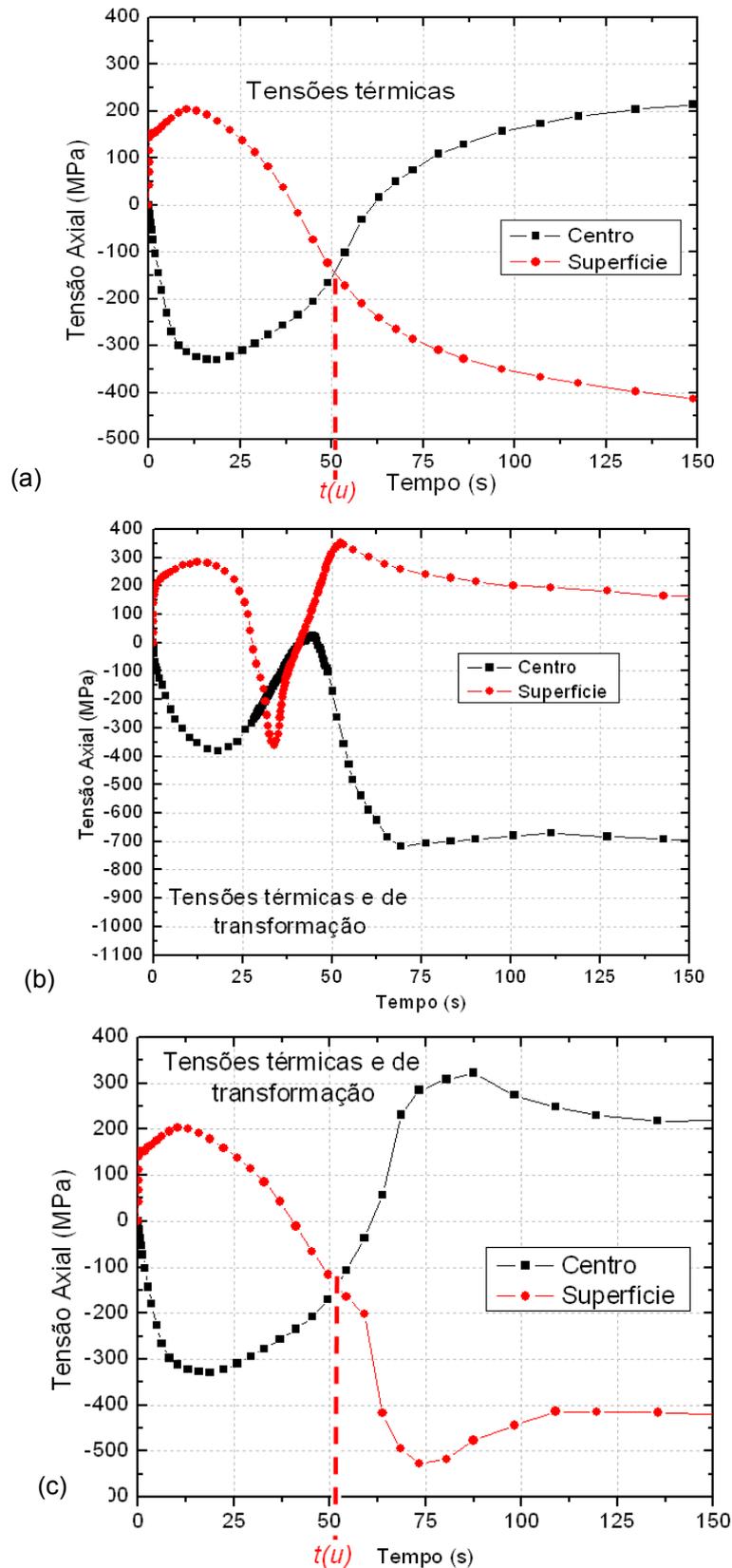


Figura 7. Comparação das tensões térmicas e de transformação para duas diferentes condições de têmpera. (a) Tensões residuais térmicas ao longo do tempo desenvolvidas durante o tratamento térmico de têmpera do aço 4340; (b) inversão das tensões térmicas depois da superfície e o núcleo transformarem; (c) inversão das tensões térmicas antes da superfície e o núcleo transformarem.

Segundo Liscic⁽²⁵⁾ é fundamental o fato que qualquer aumento de volume associado à transformação sempre desloca as tensões existentes (independentemente do seu sinal) para valores mais negativos, e como reação, por razões de equilíbrio, as zonas do material não afetado diretamente pela transformação reagem com valores de tensão positivas. Isto quer dizer que as transformações que ocorrem em regiões do material que estão em tensão de tração inevitavelmente reduzem as tensões como é observado a partir da Figura 7b, enquanto as transformações que ocorrem em zonas que estão em compressão aumentarão os valores das tensões existentes, como mostrado na Figura 7c.

No caso em que são desenvolvidas tensões residuais de tração na superfície, como apresentado na Figura 7b, vários trabalhos^(24,26,27) já apresentaram as consequências negativas destas tensões e como estas influenciam principalmente na vida em fadiga de componentes mecânicos estruturais.

4 CONCLUSÕES

O modelo não linear elasto-plástico proposto, requer a inclusão das propriedades mecânicas e físicas, as porcentagens de cada fase transformada, em função da temperatura, bem como as análises precisas das principais interações e de acoplamento termo-mecânico, para prever o estado de tensões residuais que se desenvolve no tratamento térmico de têmpera plena do aço AISI/SAE 4340. A incorporação desses requisitos permitiu comparar duas condições de resfriamento diferentes, em que são obtidas microestruturas 100% martensíticas.

Os resultados mostraram que quando o aumento de volume associado à transformação de fase martensítica ocorre depois do ponto de inversão da tensão térmica, a peça fica com tensões de compressão na superfície e de tração no centro ao final do processo de tratamento térmico; já no caso em que a transformação de fase acontece, tanto na superfície quanto no centro, antes da mudança de sinal das tensões térmicas, uma nova inversão de tensões ocorre, ficando a peça com tensões de tração na superfície e de compressão no núcleo.

As transformações que ocorrem em regiões do material que estão em tensão de tração inevitavelmente reduzem as tensões como mostrado na Figura 7b, enquanto as transformações que ocorrem em zonas que estão em tensão de compressão aumentarão os valores destas tensões, como mostrado na Figura 7c. Esses resultados mostram que a variação do resfriamento pode apresentar comportamentos complexos em relação à estabilidade do efeito dimensional, mesmo mantendo a mesma geometria e igual meio de têmpera. Assim, devido ao comportamento das tensões térmicas no núcleo e da mudança do sinal das tensões na superfície durante o resfriamento, as posições do início da transformação na superfície e no núcleo são de fundamental importância para compreensão do estado final de tensões residuais no processo de têmpera.

Agradecimentos

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq pelo auxílio financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 SURAJ, S.S. Modeling of Industrial Heat Treatment Operations. Em: GUR, C.H.; PAN, J. Handbook of Thermal Process Modeling of Steels. CRC Press, London, 2009. p. 313 – 339.
- 2 ROHDE, J.; JEPPSSON, A. Literature review of heat treatment simulations with respect to phase transformation, residual stresses and distortion. Scandinavian Journal of Metallurgy, 2000. p. 47 – 62.
- 3 MACKERLE, J. Finite Element Analysis and Simulation of Quenching and Other Heat Treatment Processes. Computational Materials Science, v 27, 2003. p. 313 -332.
- 4 SEDIGHI, M., SALEK, M. Modeling and experimental study of quenching process for AISI 4340 aeronautical steel under different cooling conditions. Transactions the Canadian Society for Mechanical Engineering, v 32, n 1, 2008.
- 5 MAYR, P. Dimensional alteration of parts due to heat treatment. Residual Stress in Science and Technolog. Garmisch-Partenkirchen, v 1, 1987. p. 57 – 77.
- 6 KOISTINEN, D.P.; MARBURGER, R.E. A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite – Martensite Transformation in Pure Iron – Carbon Alloys and Plain Carbon Steel. Acta Metallurgica, v 7, 1959, p. 59 – 60.
- 7 AVRAMI, M. Kinetics of Phase Change. I. General Theory. Journal of Chemical Physics, v 7, 1939. p. 1103 – 1112.
- 8 BAILEY, N.S.; TAN, W.; SHIN, Y.C. Predictive modeling and experimental results for residual stresses in laser hardening of AISI 4140 steel by a high power diode laser. Surface & Coatings Technology, v 203, 2009. p 2003 – 2012.
- 9 CANALE, L.; NARAZAKI, M. Quenching and Cooling, Residual Stress and Distortion Control. ASTM International. 2010.
- 10 KANG, H.K.; IM, Y.T. Three-Dimensional Finite Element Analysis of the Quenching Process of Plain-Carbon Steel with Phase Transformation. Metall. Mater. Trans. A, v 36A, 2005. p. 2315 – 2325.
- 11 PASCON, F.; BLÈS, G.; BOUFFIOUX, C.; CASOTTO, S.; BRUSCHI, S.; HABRAKEN, A. M. Prediction of Distortion During Cooling of Steel Rolled Rings Using Thermal-Mechanical-Metallurgical Finite Element Model. Steel Grips - Suppl. Metal Forming, v 2, 2004.
- 12 GUR, C.H.; PAN, J. Handbook of Thermal Process Modeling of Steels. CRC Press, London, 2009. p. 21 – 25.
- 13 SCHEIL, E. Anlaufzeit Der Austenitumwandlung. Arch, Eisenhüttenwess, v. 12, p 565-567. Em: SIMSIR, C; GÜR, C. 3D FEM Simulation of Steel Quenching and Investigation of the Effect of Asymmetric Geometry on Residual Stress Distribution. Journal of Materials Processing Technology 207, 2008, p. 211 – 221.
- 14 AC3 Heat Treatment Software Operating Manual, Marathon Monitors Inc. Ohio, 1994.
- 15 ECKEL, B. Thinking in Java. 4ed. Prentice Hall. 2006.
- 16 NORTHOVER, S.; WILSON, M. The Standard Widget Toolkit. Addison-Wesley Professional, v 1. 2004.
- 17 BHADESHIA, H.K.D.H. Material factors. Em: Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, eds G. Totten, M. Howes and T. Inoue, ASM International, Materials Park, Ohio, 2002.
- 18 SCHRÖDER, R. Influences on Development of Thermal and Residual Stresses in Quenched Steel Cylinders of Different Dimensions. Materials Science and Technology, v 1, 1985, p. 754 – 764.
- 19 PIETZSCH, R.; BRZOZA, M.; KAYMAK, Y.; SPECHT, E. Simulation of the Distortion of Long Steel Profiles during Cooling. Journal of Applied Mechanics. ASME, v 74, 2007, p 427 – 437.
- 20 CAMPBELL, P.C. Application of Microstructural Engineering to the Controlled Cooling of Steel Wire. Tese de Doutorado. University of British Columbia, 1989.
- 21 TOTTEN, G.E.; HOWES, M.A. Steel Heat Treatment Handbook. New York: Marcel Deker, 1997.

- 22 RAJEEV, P.T.; JIN, L.; FARRIS, T.N.; CHANDRASEKAR, S. Modeling of Quenching and Tempering Induced Phase Transformations in Steel. J. ASTM Intl., v 6, n 5, 2009. p. 157-185.
- 23 OLIVEIRA, W.P.; SAVI, M.A.; PACHECO, P.M.C.; SOUZA, L.F.G. Thermomechanical analysis of steel cylinders quenching using a constitutive model with diffusional and non-diffusional phase transformations. Mechanics of Materials, v 42, 2010. p. 31-43.
- 24 BHADSHIA, H.; HONEYCOMBE, R. Steels: Microstructure and Properties. 3ed, Edward Arnold, 2006. 344 p.
- 25 LISCIC, B.; TENSI, H.M.; LUTY, W. Theory and technology of quenching. New York, Springer Verlag, 1992. Em: TOTTEN, G. E. Steel Heat Treatment – Metallurgy and Technologies. 2ed. Taylor & Francis Group. U.S, 2007. 820 p.
- 26 ARIMOTO, K. et al. Preliminary study to identify criterion for quench crack prevention by computer simulation. Transactions of Materials and Heat Treatment, v 25, n 5, 2004, p. 486-493.
- 27 ARIMOTO, K. et al. Explanation of the origin of distortion and residual stress in water quenched cylinders using computer simulation. Journal of ASTM International, v 3, n 5, 2006.