

DANILO SIGNORINI GOZZI

**ESTUDO DO EMPENO DE TARUGOS DE AÇO PROVENIENTES
DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO**

Trabalho de formatura apresentado à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo
para graduação em Engenharia de Materiais

Prof. Livre – Docente
André Paulo Tschiptschin

SÃO PAULO

2005

DANILO SIGNORINI GOZZI

**ESTUDO DO EMPENO DE TARUGOS DE AÇO PROVENIENTES
DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO**

Trabalho de formatura apresentado à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo
para graduação em Engenharia de Materiais

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica

Orientador: Prof. Livre – Docente
André Paulo Tschiptschin

São Paulo

2005

Dedico este trabalho a todos os professores da Escola Politécnica da USP que, através da dedicação e do contínuo aperfeiçoamento nos passam seus conhecimentos e experiências. Assim, nos guiam e nos ajudam a trilhar este árduo e maravilhoso caminho da engenharia.

AGRADECIMENTOS

Ao orientador Prof. Dr. André Paulo Tsciptschin pelas diretrizes, apoio e incentivo.

Aos membros da banca examinadora, Prof. Dr Ronald Lesley Plaut e Prof. Dr Roberto Martins.

A todos os professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais pelos conhecimentos transmitidos de valor inestimável para minha vida profissional e pessoal.

Aos professores Angelo Fernando Padilha, Ivan Gilberto Sandoval Falleiros que me ajudaram na escolha desta modalidade de engenharia.

Aos meus pais, minha irmã e minha namorada que estando comigo todos os dias tornam o viver algo bem mais estimulante.

Aos meus parentes e amigos, à Profa. Ângela Moreira e aos engenheiros Carlos Alberto Gouveia da Silva, Murilo Antunes de Oliveira Filho e João Bosco Benassi Martinelli.

RESUMO

O presente trabalho trata do estudo e solução de um problema responsável pelo refugo de tarugos de aço provenientes de lingotamento contínuo no processo de fabricação de uma indústria siderúrgica de grande porte. Constam no texto a seqüência adotada para a solução do problema, que consistiu na observação do processo, na determinação dos dois tipos de empeno de tarugos, no levantamento dos fenômenos envolvidos, na proposição de modelos, na coleta de amostras metalográficas, na simulação por elementos finitos do fenômeno e da proposição, construção e testes da solução proposta, além de uma revisão dos conceitos de transferência de calor e da teoria da transformação de fase dos aços. O texto contém o resultado de simulações, utilizando o método de elementos finitos para prever a deformação decorrente da transformação de fase e de resultados práticos obtidos em campo. O empeno dos tarugos se tornava crítico devido à deformação decorrente da transformação de fase austenita $\rightarrow$ bainita ou austenita $\rightarrow$ martensita, que ocorria na face exposta das primeiras peças, muito antes das transformações de fase que ocorriam na face em contato com as peças subseqüentes, durante o resfriamento ao ar no leito. A solução proposta foi a aplicação de uma caixa isolante para reduzir a taxa de resfriamento da face exposta da primeira peça a fim de reduzir os gradientes térmicos no tarugo, de forma que a transformação de fase ocorresse em momentos próximos em todo o tarugo.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química da amostra de aço SAE 4340 retirada de um tarugo empenado por transformação de fase.....	41
Tabela 2 – Propriedades do material adotadas no programa de elementos finitos..	45
Tabela 3 – Variação do fluxo de calor em função da temperatura da face do tarugo em contato com uma barra de aço	49
Tabela 4 – Variação do fluxo de calor em função da temperatura da face do tarugo em contato com a caixa isolante	54
Tabela 5 – Resumo de todas as simulações de resfriamento feitas.....	55
Tabela 6 – Propriedades do material no estudo não linear do empeno causado por transformação de fase	57
Tabela 7 – Variação de volume em função da transformação de fase e do teor de carbono	60
Tabela 8 – Resumo de todas as simulações feitas para calcular o empeno	65
Tabela 9 – Temperatura dos tarugos em diferentes pontos do processo.	68
Tabela 10 – Resumo dos resultados das análises microestruturais da amostra do tarugo de aço SAE 4340 sucado por empeno excessivo.....	81
Tabela 11 – Temperaturas máximas e mínimas obtidas nos dez passos do estudo térmico ET-2.....	84
Tabela 12 – Temperaturas máximas e mínimas obtidas nos dez passos do estudo térmico ET-3.....	87

Tabela 13 – Temperaturas máximas e mínimas obtidas nos dez passos do estudo térmico ET-4.....	88
--	----

Tabela 14 – Deflexões calculadas por FEM para todos os casos.....	96
--	----

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Representação esquemática do processo de lingotamento contínuo	2
Figura 2 – Possíveis seções provenientes de lingotamento contínuo	2
Figura 3 – Representação do sistema do leito de resfriamento de tarugos	3
Figura 4 – Esquema das trocas térmicas dos tarugos no leito de resfriamento	7
Figura 5 – Tarugo empenado por efeito da contração linear decorrente do resfriamento diferencial	8
Figura 6 – Tarugo empenado por efeito de transformação de fase	9
Figura 7 – Vista frontal e lateral do processo de lingotamento contínuo	13
Figura 8 – Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC)	16
Figura 9 – Estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC)	16
Figura 10 – Diagrama de equilíbrio metaestável do sistema Fe – C	18
Figura 11 – Curva RC esquemática e possíveis tratamentos térmicos	20
Figura 12 – Colônia de perlita em crescimento sobre a austenita. 1000X	22
Figura 13 – Nucleação e crescimento da perlita entre contornos de grão austeníticos	23
Figura 14 – Nucleação e crescimento da perlita na presença da fase proeutetóide...	24

Figura 15 - Blocos de ferrita resultante de pequeno superesfriamento	26
Figura 16 (a) e (b) – Ferritas de Widmanstaetten	26
Figura 17 – Diagrama TTT esquemático mostrando as posições relativas das curvas das transformações perlítica e bainítica em aço carbono.....	27
Figura 18 –Diagrama TTT de aço de elevada temperabilidade.....	28
Figura 19 – Esquema ilustrativo da formação de bainita superior	28
Figura 20 – Esquema ilustrativo da formação de bainita inferior	30
Figura 21 – Réplica obtida por MET de bainita superior de um aço SAE 4340. Ataque Piral - 10.000 X	31
Figura 22 – Réplica obtida por MET de bainita inferior de um aço SAE 4360. Ataque Piral - 10.000 X	31
Figura 23 – Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC)	32
Figura 24 – Representação esquemática da variação do volume específico de aços de baixo carbono com a temperatura	35
Figura 25 – Representação das posições onde as amostras foram retiradas de um tarugo muito empenado	39
Figura 26 – Representação da seção do tarugo onde foram retiradas as amostras metalográficas	40
Figura 27 – Página inicial do programa de elementos finitos Cosmos Design Star..	43

Figura 28 – Desenho do tarugo no programa Cosmos Design Star com as representações das trocas térmicas (convecção em verde e radiação em laranja)....	43
Figura 29 – Desenho do tarugo com detalhe da malha utilizada no programa de elementos finitos	44
Figura 30 – Modelo do tarugo no programa de elementos finitos representando a extração de calor da peça simulando uma barra de aço em contato com a face exposta.....	48
Figura 31 – Fluxo de calor na face exposta da primeira peça simulando o contato com uma barra de aço.....	50
Figura 32 – Protótipo da solução proposta durante um teste.....	51
Figura 33 – Protótipo da solução proposta durante um teste.....	52
Figura 34 – Modelo do tarugo no programa de elementos finitos mostrando as condições de extração de calor adotadas reproduzindo a caixa isolante.....	53
Figura 35 – Fluxo de calor na face exposta da primeira peça simulando o contato com a caixa isolante.....	55
Figura 36 – Variação do limite de escoamento do aço com a temperatura	58
Figura 37 – Detalhe do engastamento da peça	59
Figura 38 – Curva RC de uma peça cilíndrica de diâmetro de 155 mm de aço SAE 4340.....	62

Figura 39 – Curva RC de uma peça cilíndrica de diâmetro de 155 mm de aço SAE 5230.....	62
Figura 40 – Coeficiente de dilatação linear utilizado no programa para simular a deformação causada pela transformação de fase.	63
Figura 41 – Foto do tarugo de aço SAE 4340 de onde foram retiradas as amostras para a metalografia.....	71
Figura 42 – Representação da seção transversal do tarugo onde foram obtidas as amostras metalográficas com detalhe da posição das amostras observadas.....	72
Figura 43 – Micrografia obtida por microscopia óptica da região do tarugo mais exposta ao meio (L1). Aumento 50x.....	73
Figura 44 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região a meia altura da face exposta do tarugo (L2). Aumento: 50x.	73
Figura 45 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região da face exposta do tarugo próxima ao centro da peça (L3). Aumento: 50x.....	74
Figura 46 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região mais próxima à face superior do tarugo (S3). Aumento: 50x.	75
Figura 47 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região a meia altura da face superior do tarugo (S2). Aumento: 50x.....	75
Figura 48 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região da face superior do tarugo próxima ao centro da peça (S1). Aumento: 50x.....	76
Figura 49 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região mais próxima à face inferior do tarugo (I1). Aumento: 50x.....	77

Figura 50 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região a meia altura da face inferior do tarugo (I2). Aumento: 50x.....	77
Figura 51 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região da face inferior do tarugo próxima ao centro da peça (I3). Aumento: 50x.....	78
Figura 52 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região mais próxima à face protegida do tarugo (1). Aumento: 50x.....	79
Figura 53 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região a meia altura da face protegida do tarugo (2). Aumento: 50x.....	79
Figura 54 – Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região da face protegida do tarugo próxima ao centro da peça (3). Aumento: 50x.....	80
Figura 55 – Perfil de temperatura obtido no primeiro passo do estudo térmico ET-2.....	84
Figura 56 – Perfil de temperatura obtido no primeiro passo do estudo térmico ET-3.....	86
Figura 57 – Perfil de temperatura obtido no primeiro passo do estudo térmico ET-24.....	88
Figura 58 – Resultado da deflexão de uma peça de 12 metros calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED12-2	91
Figura 59 – Resultado da deflexão de uma peça de 15 metros calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED15-2	92

Figura 60 – Resultado da deflexão de uma peça de 12 metros calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED12-3	93
Figura 61 – Resultado da deflexão de uma peça de 15 metros calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED15-3	94
Figura 62 – Resultado da deflexão de uma peça de 12 metros calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED12-4	95
Figura 63 – Resultado da deflexão de uma peça de 15 metros calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED15-4	96
Figura 64 – Início do teste da caixa isolante com aço SAE 4340	99
Figura 65 – Teste da caixa isolante com aço SAE 4140	100
Figura 66 – Retirada da caixa isolante durante o teste com aço SAE 4340.....	100
Figura 67 – Tarugos de aço SAE 4140 após os teste da caixa sem empeno significativo.....	101

LISTA DE ABREVIATURAS

SAE “Society of Automotive Engineers”, ou Sociedade dos engenheiros automotivos.

L.E. Limite de escoamento

CCC Estrutura cúbica de corpo centrado

CFC Estrutura cúbica de face centrada

TCC Estrutura tetragonal de corpo centrado

TTT Diagrama tempo-temperatura-transformação que apresentam curvas de início e término da transformação austenítica para uma determinada temperatura e tempo.

MET Microscopia eletrônica de transmissão

AC1 Temperatura de início da austenitização.

AC3 Temperatura de término da austenitização.

AC3 Programa computacional que simula tratamentos térmicos de aços.

FEM Abreviatura de “Finite Element Method”, ou método de elementos finitos.

ET-1 Estudo térmico 1.

ET-2 Estudo térmico 2

ET-3	Estudo térmico 3
ET-4	Estudo térmico 4
ED12-1	Estudo das deflexões dos tarugos de 12 metros número 1.
ED12-2	Estudo das deflexões dos tarugos de 12 metros número 2.
ED12-3	Estudo das deflexões dos tarugos de 12 metros número 3.
ED12-4	Estudo das deflexões dos tarugos de 12 metros número 4.
ED15-1	Estudo das deflexões dos tarugos de 15 metros número 1.
ED15-2	Estudo das deflexões dos tarugos de 15 metros número 2.
ED15-3	Estudo das deflexões dos tarugos de 15 metros número 3.
ED15-4	Estudo das deflexões dos tarugos de 15 metros número 4.

LISTA DE SÍMBOLOS

- q – Fluxo de calor
 k – Condutibilidade térmica
 T – Temperatura
 t – Tempo
 α – Difusividade térmica
 ρ – densidade volumétrica
 C_p – Calor específico a pressão constante
 h – Coeficiente de transmissão de calor com convecção (coeficiente de película)
 σ – Constante de Stefan - Boltzmann na transmissão de calor por radiação
 M_s – Temperatura de início de transformação martensítica
 M_f – Temperatura de término da transformação martensítica
 Nu – Adimensional de Nusselt
 Gr – Adimensional de Grashoff
 Pr – Adimensional de Prand
 α – Coeficiente de dilatação linear
 γ – Coeficiente de dilatação volumétrica
 L – Comprimento
 V – Volume

SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE ABREVIATURAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1.	INTRODUÇÃO	1
2.	OBJETIVO	5
3.	CARACTERIZAÇÃO DO PROBLEMA	6
3.1	Fenômenos Físicos e Metalúrgicos Envolvidos	11
3.1.1	Transporte de Calor	11
3.1.2	Transformações de Fase nos Aços	15
3.1.2.1	A Reação Perlítica	22
3.1.2.2	A Precipitação da Ferrita	25
3.1.2.3	A Transformação Bainítica	27
3.1.2.4	A Reação Martensítica	31
3.1.3	Temperabilidade e mudanças dimensionais.....	33
3.2	Importância Econômica e Industrial	36
4	REVISÃO DA LITERATURA	37

5	MATERIAIS E MÉTODOS	39
5.1	Análises Metalográficas	39
5.2	Simulação por Elementos Finitos	42
5.2.1	Simulações de resfriamento	42
5.2.2	Simulações do empeno	56
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	67
6.1	Observação do Processo	67
6.2	Metalografia	71
6.3	Modelo computacional	83
6.3.1	Estudo térmico	83
6.3.2	Previsão do empeno	90
7.	IMPLEMENTAÇÃO E TESTES DA SOLUÇÃO PROPOSTA	98
8	CONCLUSÕES	102
	ANEXO A	104
	ANEXO B	106
	ANEXO C	108
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	110

1. INTRODUÇÃO

O lingotamento contínuo é um processo onde o metal líquido é solidificado continuamente em forma de um tarugo semi-acabado para posteriormente ser submetido a um processo de laminação. Este processo, que foi pela primeira vez utilizado com sucesso nos anos 1950 é atualmente o mais utilizado na obtenção de semi-acabados metálicos. Anteriormente a este processo, o aço era produzido somente através de fundição de grandes lingotes em moldes estacionários para ser processado posteriormente, este processo é conhecido como lingotamento convencional. O processo de lingotamento contínuo é utilizado para atingir melhores propriedades mecânicas, alta qualidade e elevada produtividade, reduzindo consideravelmente o custo de produção das usinas ^[1].

A figura 1 representa esquematicamente o processo do lingotamento contínuo. O funcionamento se dá da seguinte maneira: a panela contendo aço líquido saído da aciaria na composição e temperatura adequada para o vazamento é colocada sobre um reservatório intermediário. O aço líquido flui por este reservatório através de uma válvula na panela e entra em um molde de cobre refrigerado a água, onde começa a solidificação. No início do processo, o fundo do molde é selado por uma barra de aço, chamada de “barra falsa”. Esta peça previne que o aço líquido flua para fora do molde. O aço que entra no molde é parcialmente solidificado, com a superfície externa sólida e o núcleo líquido. Quando a espessura da camada sólida da peça atinge cerca de 10 a 20 mm, um mecanismo hidráulico começa a retrain a “barra falsa” e o tarugo semi-sólido começa a descer para fora do molde. A velocidade de descida depende da área da seção da peça e da qualidade do aço a ser produzido ^[1]. No molde há uma forte agitação magnética para reduzir a segregação do tarugo, a adição de grafite e de fundentes para que o metal possa fluir pelo molde, que, através de um sistema hidráulico ou de um mecanismo acionado por eixo excêntrico, oscila minimizando o atrito e evitando que haja a ruptura da camada sólida de aço ^[2].

Saindo do molde, o tarugo entra na seção de resfriamento primário onde jatos de água aceleram a solidificação. Esta área preserva a forma da peça e a qualidade do

produto. Quanto maior a seção da peça, maior deve ser o comprimento desta zona. Após esta etapa, roletes de suporte guiam o tarugo em direção aos maçaricos de corte. No corte, as peças devem estar completamente sólidas ^[1].

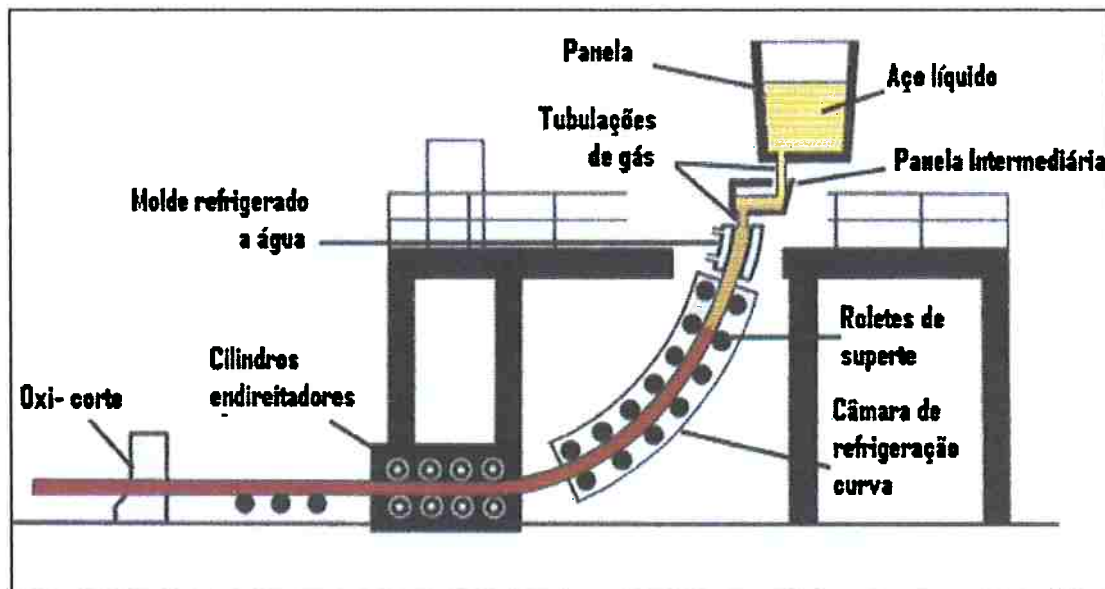


Figura 1. Representação esquemática do processo de lingotamento contínuo [3].

A figura 2 mostra diversas seções possíveis de se obter através do lingotamento contínuo. Com este processo, é possível obter formas “Near Net Shape”, reduzindo os custos com a conformação mecânica para a obtenção de diversos tipos de produtos acabados, como barras, perfis e trilhos, por exemplo. Os tarugos têm seção quadrada com dimensões próximas a 200 mm de lado.

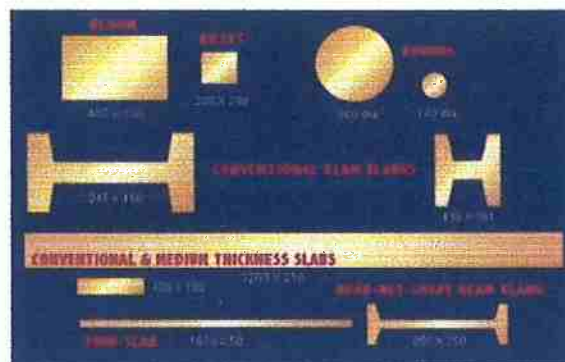


Figura 2. Possíveis seções provenientes de lingotamento contínuo [1].

Após o corte, os tarugos já com o comprimento final pré-determinados são encaminhados a um leito de resfriamento. Dois tipos de leito podem ser utilizados para este fim. No primeiro tipo, os tarugos são colocados lado a lado e um mecanismo os empurra progressivamente a medida que os outros chegam. O outro tipo utiliza sistema walkingbeam onde a soleira do leito se move e os tarugos ficam separados entre si.

Na usina estudada o lingotamento contínuo foi introduzido em 1997 em uma das plantas substituindo completamente o lingotamento convencional e, na outra planta, foi introduzido em 2002, operando paralelamente ao lingotamento convencional.

O leito de resfriamento adotado em ambas as usinas é semelhante ao primeiro tipo descrito, onde os tarugos ficam em contato à medida que são resfriados e um mecanismo empurra a todos, o que está esquematicamente colocado na figura 3.

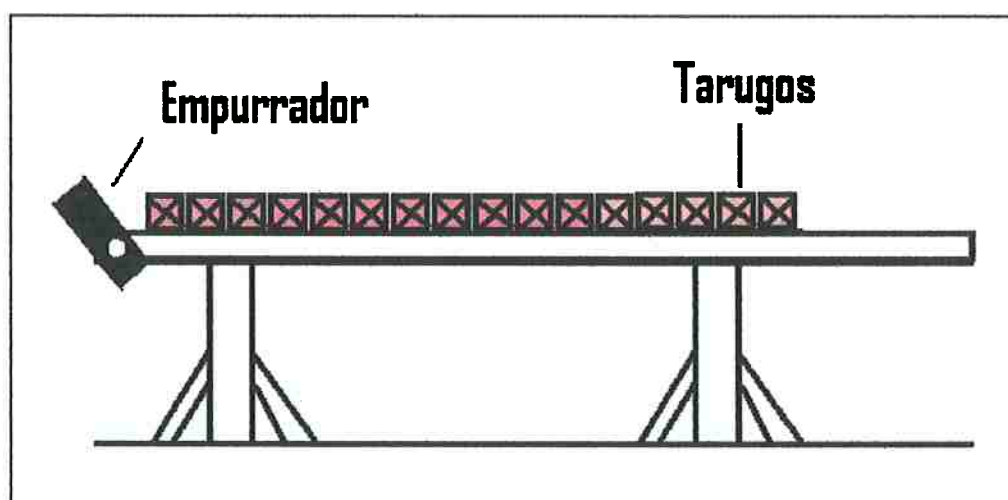


Figura 3. Representação do sistema de leito de resfriamento de tarugos.

O problema industrial tratado neste trabalho refere-se ao empeno dos tarugos de aço oriundos do lingotamento contínuo no leito de resfriamento.

As peças sucataadas devido ao empeno representam um refugo de, aproximadamente, 1 % do total da produção das aciarias das duas plantas, pois não é possível laminar peça muito empenada, tampouco endireitá-las, pois isto resultaria no surgimento de trincas pela peça, uma vez que sua estrutura é bruta de fusão.

Atualmente o tarugo padrão da usina tem 12 metros de comprimento, porém há um projeto em andamento para elevar este comprimento para 15 metros, o que acarretará em um aumento na produção da laminação. O aumento em 3 metros no comprimento do tarugo certamente afetará o problema de empeno de peças, podendo elevar ou diminuir o refugo. Neste trabalho foram estudados os tarugos de 12 metros de comprimento, porém, foram feitas simulações por elementos finitos na tentativa de prever o empeno de tarugos de 15 metros, que serão produzidos no futuro.

A metodologia utilizada para seu estudo foi a observação do processo para compreender o fenômeno e os fatores com ele envolvidos, análises por microscopia óptica de amostras de peças sucata devido ao empeno excessivo, a modelação por elementos finitos do resfriamento dos tarugos e das distorções volumétricas causadas pelo aumento diferencial de volume decorrente das transformações de fase que podem ocorrer no resfriamento dos aços. O estudo do caso proporcionou o conhecimento necessário para a proposição de uma possível solução deste problema.

A solução proposta foi acatada pela engenharia de fábrica que construiu um protótipo e o testou em aços cujo problema de empeno é crítico.

2. OBJETIVO

O trabalho de formatura apresentado ao final do curso de engenharia tem como objetivo intrínseco que o aluno execute individualmente uma tarefa de engenharia, utilizando os conhecimentos adquiridos durante o curso, produzindo um trabalho de nível profissional.

Este trabalho tem como objetivo o estudo, compreensão, modelamento por elementos finitos, previsão qualitativa e quantitativa dos defeitos e proposição de alternativas para resolver um problema industrial responsável por perda de produção de uma empresa siderúrgica de grande porte.

O defeito é o empeno excessivo de tarugos de aço provenientes de lingotamento contínuo, decorrente de resfriamento anisotrópico, causando o descarte de peças que, devido ao empeno, não são próprias para a etapa seguinte, a laminação.

Dentro do escopo do trabalho está também o acompanhamento dos testes realizados pela engenharia da fábrica do protótipo proposto para solucionar o problema.

3. CARACTERIZAÇÃO DO PROBLEMA

A observação do processo levou a uma causa provável dos descartes: o tipo de leito de resfriamento utilizado conduzia a um resfriamento anisotrópico da primeira peça da corrida ocasionando gradientes térmicos em seu interior, que causam sua distorção.

Este tipo de leito foi adotado visando maximizar a qualidade dos produtos, pois a equipe responsável pela instalação, alegou que, para a larga gama de aços produzidos, este seria o leito mais adequado, pois o leito tipo walkingbeam poderia ocasionar defeitos no material, caracterizados pela formação de trincas superficiais.

Porém, uma das desvantagens deste processo é que o primeiro tarugo saído do lingotamento tem contato direto com o ambiente por três faces, pois a primeira face, a superior e a inferior estão expostas ao ambiente, enquanto que a outra face está em contato com o tarugo subsequente, isto implica que, o primeiro tarugo troca calor de maneira anisotrópica com o meio, conduzindo a gradientes térmicos no interior da peça e a diferentes taxas de resfriamento em posições horizontalmente simétricas ao eixo central da peça.

Devido a este fato, as peças se distorcem no leito de resfriamento levando, muitas vezes, ao sucateamento de tarugos.

A figura 4 é um esquema das trocas térmicas que ocorrem nos tarugos. É importante salientar que, como as peças estão em temperaturas próximas, não há troca de calor na face que é vizinha à de outro tarugo, por isso, os tarugos subsequentes trocam calor com o meio somente através das faces superior e inferior, enquanto que o primeiro, além destas duas, troca calor também através da face exposta.

Os tarugos entram no leito a, aproximadamente, 800 °C e se resfriam através de radiação e de convecção até, aproximadamente, 200 °C para serem armazenados.

O resultado é que a face mais exposta do primeiro tarugo resfria rapidamente, ao passo que, a face oposta resfria lentamente, gerando gradientes térmicos no interior da peça e diferentes taxas de resfriamento. A distorção esperada decorrente deste fenômeno seria um empeno causado pela contração térmica diferencial. A face mais exposta resfria e contrai rapidamente, enquanto a face posterior resfria mais lentamente e, portanto fica

mais quente. A contração da face exposta gera tensões na face oposta que se deforma plasticamente porque seu limite de escoamento é baixo (alta temperatura). Em seguida a face oposta resfria e contrai, gerando tensões na face exposta. Estas, entretanto, não são aliviadas, pois o material nesta região já está frio e tem LE elevado.

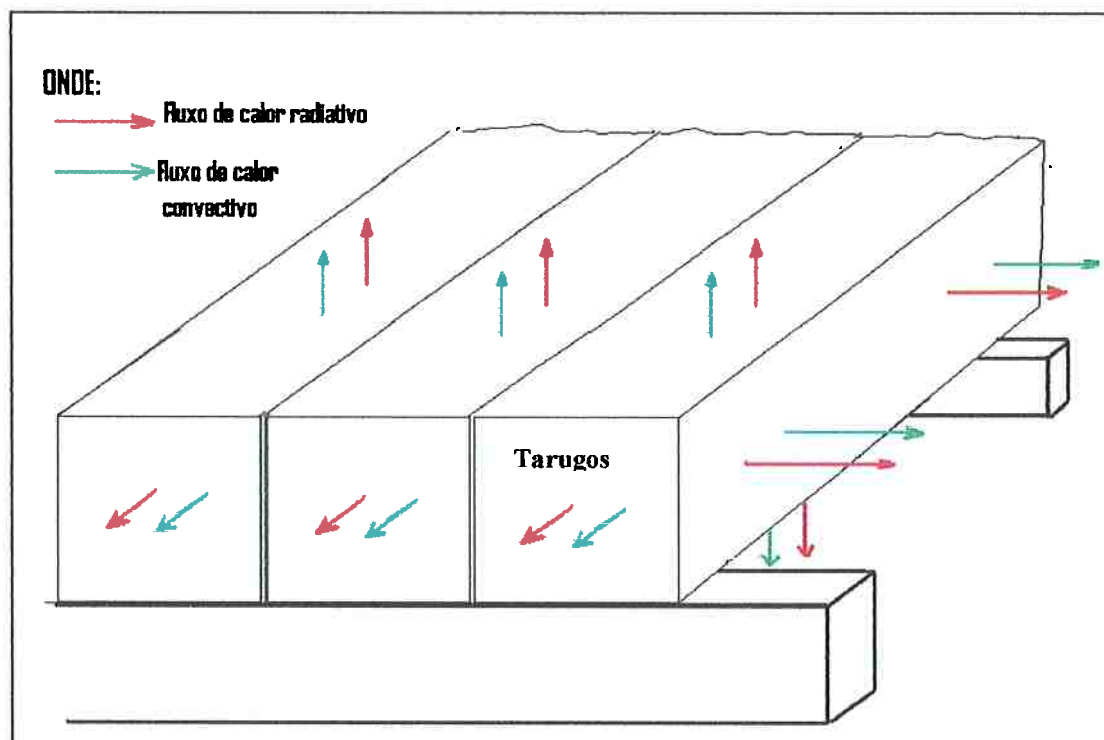


Figura 4. Esquema das trocas térmicas dos tarugos no leito de resfriamento.

O resultado disto seria uma peça com a face mais exposta menor do que a face menos exposta ocasionando um arqueamento do tarugo que, a princípio, deveria ser pequeno, pois os coeficientes de dilatação linear do aço são de $2,1 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, quando este encontra-se austenítico e de $1,7 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ para as demais microestruturas (ferrita, ferrita/perlita, bainita e martensita) e os gradientes térmicos não superam os 300 °C em nenhum momento.

Um caso de empeno ocasionado por este mecanismo está na figura 5. Esta figura é uma foto obtida de um tarugo de aço SAE 5230. O tarugo em questão era a primeira peça do leito e sua face côncava (à direita da foto) era a mais exposta. Neste caso, o

empeno foi pequeno, atingindo a flecha de, aproximadamente, 15mm. Como este aço tem baixa temperabilidade as transformações de austenita para ferrita e/ou perlita ocorrem quase que simultaneamente em toda a peça, e por esta razão não ocasionam campos de tensão nem deformações que possam empenar a peça. Assim predominam as tensões e deformações resultantes dos gradientes térmicos formados no tarugo, por exposição de sua face livre.



Figura 5. Tarugo empenado por efeito da contração linear decorrente do resfriamento diferencial.

Porém havia diversos casos em que o empeno era bem maior, chegando facilmente a 400 mm e o arqueamento era inverso, ou seja, a face côncava era a menos exposta ao meio. Este tipo de defeito contraria a hipótese de que o empeno seja causado predominantemente pelas diferenças de dilatações entre a face mais e menos exposta.

A figura 6 mostra uma peça com empeno excessivo, morfologicamente oposto ao efeito anteriormente descrito, ou seja, a face côncava era a menos exposta. Neste caso, a peça foi sucata, pois a flecha foi em torno de 200 mm o que tornava a peça imprópria para a laminação.

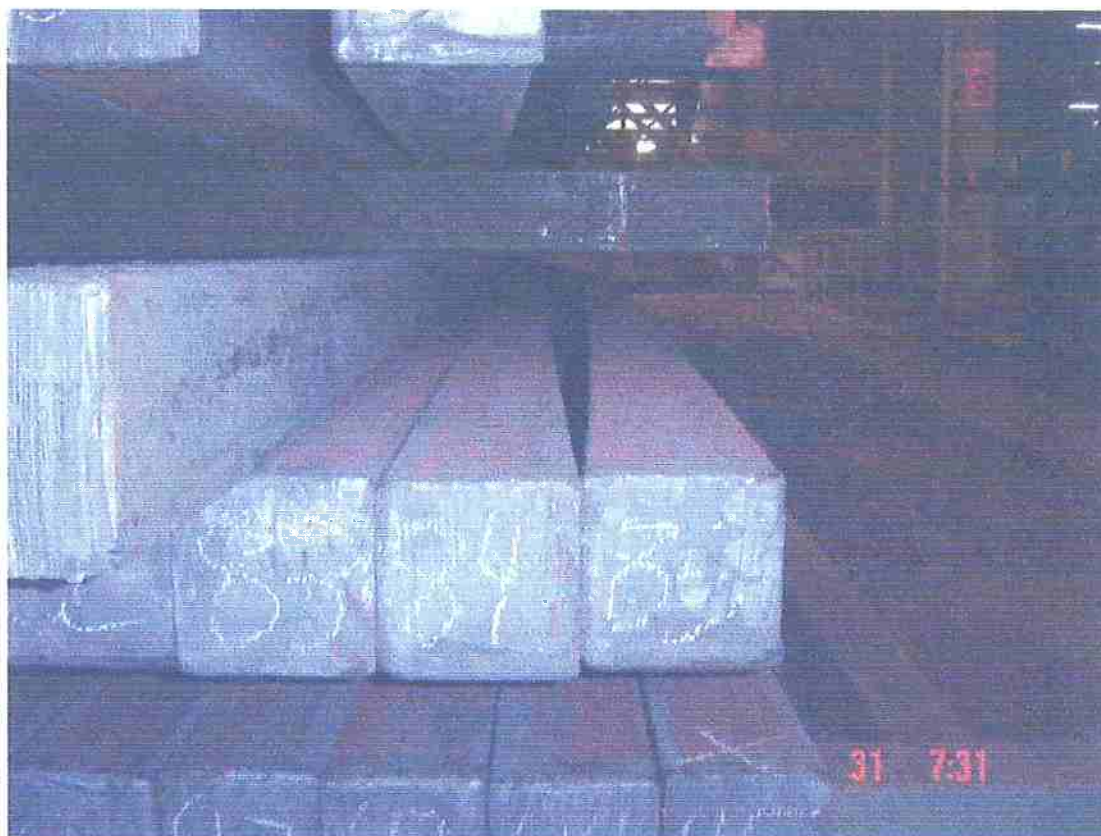


Figura 6. Tarugo empenado por efeito de transformação de fase.

Uma das hipóteses consideradas era que este tipo de empeno estivesse relacionado à ocorrência de transformação de fase, com forte expansão volumétrica, em regiões e em tempos diferentes, no interior do tarugo, devido a sua alta temperabilidade, (p.e aço SAE 4340). Então a transformação bainítica (com expansão volumétrica de cerca de 4,5% ^[4]) pode ocorrer na face exposta em temperaturas menores que 500 °C, enquanto a face oposta está ainda quente. De forma análoga ao anteriormente analisado, o tarugo empena e a face exposta fica mais comprida que a outra. São geradas tensões no

material, que são aliviadas na outra face pelo fato de a mesma estar ainda quente, com baixo limite de escoamento. Quando a face oposta transforma, também deverá ocorrer expansão volumétrica, porém a face exposta já está fria e resistente e não permite a ocorrência de deformação plástica.

Na tentativa de contornar o problema, os responsáveis pelo processo colocaram encostado ao primeiro tarugo uma grande barra de seção retangular com o intuito de impedir mecanicamente a ocorrência destas deformações. Esta barra tinha o comprimento do tarugo, 155 mm de altura e, aproximadamente 310 mm de largura. Em alguns casos, foram colocadas três destas barras em série para conter o problema.

Embora em alguns tipos de aço esta solução reduziu o refugo, na maioria dos casos acabou por acentuar o problema. Atualmente, esta solução é utilizada apenas para alguns tipos de aço.

3.1. Fenômenos Físicos e Metalúrgicos Envolvidos

Para a compreensão do problema é necessário que os fenômenos envolvidos sejam entendidos e assim se descubram quais os mecanismos atuantes. De posse destes dados, é possível propor soluções efetivas para a resolução do caso.

3.1.1. Transporte de Calor

O problema do empeno de tarugos se dá durante o resfriamento dos mesmos, logo após o lingotamento contínuo, portanto, o transporte de calor é um fenômeno participante do processo. Durante o lingotamento contínuo, a extração de calor é fundamental e deve ser bem controlada, pois já no molde refrigerado, o metal deve ter se solidificado na casca externa, enquanto que em seu núcleo, ainda há metal líquido e, ao final do processo, durante o corte, o material deve estar totalmente sólido.

Há dois tipos básicos de mecanismos de transferência de calor: condução e radiação. Entretanto, freqüentemente adota-se um terceiro mecanismo, chamado de convecção. A convecção é, a rigor, um processo que envolve movimento de fluidos e não exatamente um mecanismo de transferência de calor. Desta maneira, o termo mais adequado é “transferência de calor com convecção” ^[5]. Portanto, o fenômeno de transferência de calor é tratado utilizando três modelos: Condução, Convecção e Radiação.

A condução é o mecanismo de transporte de calor por movimentação molecular ou atômica. O mecanismo de condução em regime permanente e transiente é descrito, respectivamente, pela 1ª e 2ª Leis de Fourier, colocadas abaixo ^[5].

$$q = -k \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \quad 1^{\text{a}} \text{ Lei de Fourier}$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \cdot \nabla^2 T \quad 2^{\text{a}} \text{ Lei de Fourier}$$

Onde k é a condutibilidade térmica, α é a difusividade térmica, ρ é a densidade e C_p é o calor específico.

$$\alpha = \frac{k}{\rho.C_p}$$

A convecção é descrita pela Lei de Newton, colocada abaixo. O parâmetro h é o coeficiente de película, T_s , a temperatura da superfície e T_∞ , a temperatura do meio.

$$q = h.(T_s - T_\infty) \quad \text{Lei de Newton}$$

O coeficiente de película é um número relativamente difícil de se obter. Ele é função de características do fluido, como densidade e viscosidade e da velocidade relativa entre fluido e o corpo [5].

A radiação é o mecanismo de transporte de calor onde o corpo aquecido gera uma radiação eletromagnética de certo comprimento de onda que pode ser absorvido por outro corpo e o transformá-lo em movimento molecular. A equação que descreve este mecanismo a Lei de Stefan – Boltzmann, colocada abaixo [5].

$$q = \sigma.\varepsilon.\Delta T^4 \quad \text{Lei de Stefan – Boltzmann}$$

Onde σ é a constante de Stefan – Boltzmann ($5,67 \times 10^{-8} \text{ W/m}^2/\text{K}^4$) e ε é a emissividade. O valor tipicamente utilizado para a emissividade de aços oxidados é de 0,8. Este valor é uma medida da habilidade do corpo de emitir calor por radiação relativo a um corpo negro, que é um emissor perfeito.

A figura 7 é uma foto da vista frontal e lateral do processo de lingotamento contínuo. Neste ponto, os tarugos estão descendo na parte curva a uma velocidade de, aproximadamente 2 m/min. As temperaturas neste ponto são superiores a 1200 °C na casca, enquanto que no núcleo é possível que haja aço no estado líquido ainda [1].

Em temperaturas desta ordem de grandeza, o fenômeno de transferência de calor dominante é o de radiação, que é evidenciado pela intensa incandescência do metal quente ^[1].



Figura 7. Vista frontal e lateral do processo de lingotamento contínuo [1].

Após este ponto, o metal desce para o local onde é cortado por maçaricos e depois segue para o leito de resfriamento. O material adentra no leito a aproximadamente 800 °C e fica exposto ao ar. Nestas condições, a extração de calor das peças é significativa tanto por radiação, quanto por convecção ao ar. Em temperaturas mais baixas, na porção mais próxima ao final do leito, o fenômeno preponderante é o de convecção natural ao ar.

Há basicamente dois tipos de convecção: natural e forçada. Na convecção natural, a velocidade média do fluido no meio é nula (ou muito baixa). O transporte de calor se dá através do aquecimento do fluido por condução ou por radiação, que está próximo à peça quente. Por diferença de densidade, a tendência é que o fluido que está quente suba, provocando uma corrente ao redor da peça que a resfria. Na convecção forçada, o fluido é aquecido pelos mesmos mecanismos, porém, como sua velocidade relativa não é nula, ele circula pela peça. Como o aquecimento por condução do fluido se dá na camada limite, em ambos os casos, o transporte de calor por convecção forçada é mais eficiente, uma vez que a espessura média da camada limite é inversamente

proporcional à velocidade do fluido. Logo, a taxa de resfriamento em convecção forçada é maior ^[5].

No leito de resfriamento, a primeira peça resfria através de trocas térmicas nas faces superior, inferior e lateral externa. Entre a face encostada ao tarugo subsequente e estas faces há gradientes térmicos, portanto, há condução interna de calor durante o processo.

Logo, neste caso, há fenômenos de transferência de calor envolvendo condução, convecção e radiação.

O problema de empeno das peças está relacionado com as condições de resfriamento às quais os tarugos estão sujeitos, pois cada face troca calor com o meio de maneira diferente, de acordo com sua maior ou menor exposição. Isto leva ao fato de que diversas regiões da peça têm, em um determinado instante, temperaturas diferentes e estão sujeitas a taxas de resfriamento distintas, o que pode levar à formação de diferentes microestruturas no interior do tarugo. Por exemplo, em regiões próximas às faces mais expostas, é possível que haja microconstituintes típicos de elevadas taxas de resfriamento (bainita, martensita), ao passo que, próximo das faces menos expostas, os microconstituintes presentes, provavelmente serão típicos de baixas velocidades de resfriamento (ferrita, perlita).

O fenômeno de resfriamento deve ser controlado para que não se formem gradientes térmicos excessivos no interior da peça. Tendo isto em vista, é compreensível o fato de que a colocação da grande barra de apoio ao lado do primeiro tarugo acabou por piorar a situação. O tarugo estando em contato com a barra perde calor por condução ao aquecê-la. Neste caso, a taxa de transferência de calor é bem maior do que o resfriamento por convecção natural ao ar, logo, o problema é acentuado.

3.1.2. Transformações de Fase nos Aços

Uma das hipóteses considerada era que durante o resfriamento no leito após o lingotamento as transformações de fase no aço não tinham relação com o problema do empeno.

Os tarugos resfriavam de maneira heterogênea, sendo que a primeira face e as faces superior e inferior, que estão mais expostas ao meio, resfriavam sob uma taxa maior do que a face encostada no tarugo subsequente. Portanto, há temperaturas diferentes em diversas posições do tarugo ao mesmo tempo. No caso de materiais de baixa temperabilidade, a transformação austenita $\rightarrow$ perlita / ferrita se dá quase que simultaneamente em toda a peça, então, a expansão ocasionada pela transformação não gera campos de tensão para deformar o tarugo, assim, o empeno se dá somente pelas tensões decorrentes da contração linear diferencial das faces da peça.

Neste caso, o empeno é pequeno (~ 15 mm), a face exposta é menor do que a protegida e o material pode ser laminado sem maiores problemas.

Porém, em diversos casos, o problema ocorre de maneira inversa e bem mais intensa. A face mais exposta é a maior, com o arqueamento na direção da face menos exposta e o empeno chega facilmente a 400 mm.

Este tipo de empeno é observado em materiais de elevada temperabilidade. Nestes casos, durante o resfriamento, a face mais exposta sofre uma transformação de fase com forte expansão volumétrica muito antes da face oposta, que, por ainda estar em elevada temperatura, apresenta baixo limite de escoamento e se deforma plasticamente aliviando as tensões decorrentes da transformação. Neste momento a peça tende a arquear com a face exposta que se expandiu assumindo a forma convexa. No momento que a face oposta se transforma o tarugo tende a retornar ao formato original, porém, a expansão decorrente da transformação da face protegida gera tensões no interior da peça que não são aliviadas, uma vez que a face exposta está fria (com alto limite de escoamento) e, portanto não se deforma, logo a peça não retorna ao seu formato original.

Portanto, há dois tipos de empeno de tarugos, um não influenciado pela expansão volumétrica decorrente da transformação de fase, típico em aços de baixa

temperabilidade e o outro, que tem relação com este fenômeno, e é muito comum em aços de elevada temperabilidade. Estes dois casos ocorrem na prática.

Há dois tipos de transformação de fase nos sólidos: transformações dependentes de fenômenos de difusão e transformações independentes^[6].

No ferro, assim como nos aços ferríticos, a estrutura atômica de equilíbrio à temperatura ambiente é do tipo cúbica de corpo centrado (CCC), esquematizada na figura 8. Esta estrutura é chamada de ferrita e é designada pela letra grega alfa (α). Ao aquecer o metal, (a temperatura de transformação austenítica do ferro puro, a pressão atmosférica, é de 912°C) ocorre uma mudança no reticulado cristalino, que passa de cúbico de corpo centrado para cúbico de face centrada (CFC). Esta fase é chamada de austenita e é designada pela letra grega gama (γ), descrita na figura 9. Nos aços a temperatura que ocorre esta transformação depende dos seguintes fatores: pressão^[6], teor de carbono e presença e concentração de outros elementos de liga^[7].

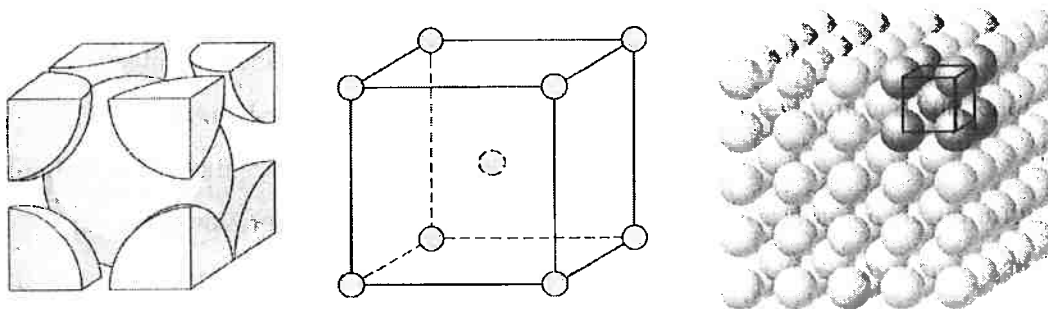


Figura 8. Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) [9].

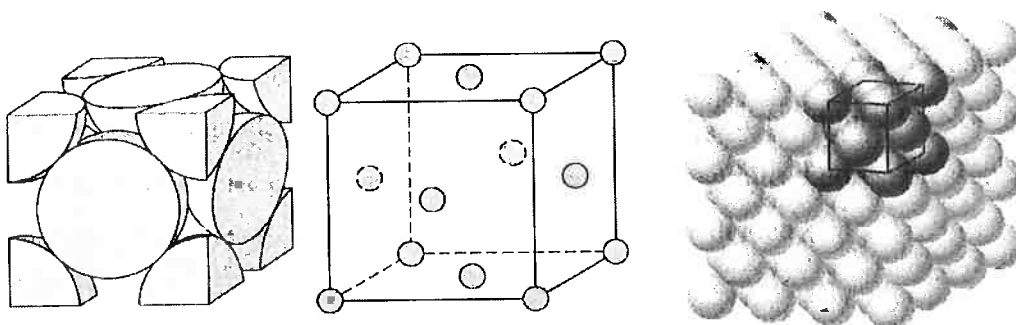


Figura 9. Estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) [9].

Aquecendo-se ainda mais, uma outra transformação de fase ocorre, de modo que o arranjo cristalino de equilíbrio volta a ser cúbico de corpo centrado. Esta fase, conhecida como ferro δ , é estável de 1394 a 1538 °C, quando ocorre a fusão do ferro.

Todas estas transformações de fase são fenômenos dependentes de difusão no estado sólido, portanto, são termicamente ativados. Por isso, durante o resfriamento, as transformações inversas não necessariamente ocorrem, podendo gerar diversas estruturas diferentes, em função da composição do material e da taxa de resfriamento. Este fenômeno é utilizado para melhorar as propriedades mecânicas dos aços, por meio de tratamentos térmicos ^[8].

A figura 10 é o diagrama de equilíbrio metaestável do sistema ferro carbono. Neste diagrama, estão explicitados os microconstituintes presentes em cada temperatura e composição do material. Porém, estas microestruturas são somente as que estão em equilíbrio metaestável e ocorrem somente com resfriamento muito lento, de modo a garantir que a difusão no estado sólido ocorra.

Por isto, diversas informações não são fornecidas pelo diagrama de fases, como fases presentes em materiais que sofreram resfriamento rápido (fora das condições de equilíbrio), proporção das fases presentes nestes casos e o efeito de outros elementos de liga sobre as temperaturas de transformação e sobre os campos de estabilidade das fases.

Os aços são ligas de ferro com até 2% carbono (em massa), podendo ter diversos outros elementos de liga a fim de modificar uma ou mais propriedades. Os materiais com teor de carbono acima deste patamar são conhecidos como ferros fundidos. De acordo com o diagrama de fases mostrado na figura 10, o ponto eutetóide equivale a um material com 0,77% em massa de carbono. Uma liga com esta composição é um aço eutetóide, abaixo disto, é hipoeutetóide e acima disto, é hipereutetóide.

SISTEMA FERRO - CARBONO

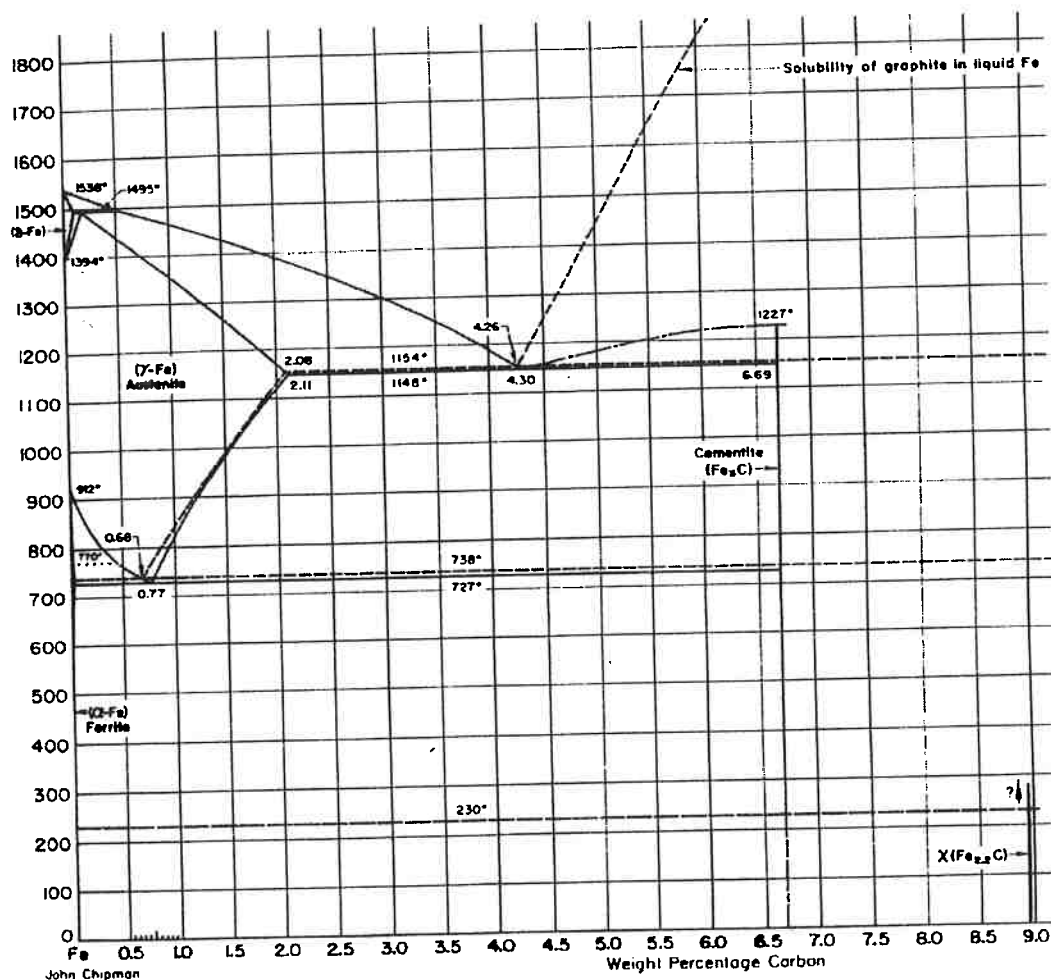


Figura 10. Diagrama de equilíbrio metaestável do sistema Fe - C [8].

Os tratamentos térmicos têm como objetivo melhorar alguma (s) propriedade (s) dos materiais promovendo alterações na microestrutura através do efeito da temperatura. Há diversos tipos de tratamentos térmicos, como têmpera, revenimento, precipitação, recozimento, martêmpera, austêmpera, etc...

Os tratamentos térmicos que visam elevar a resistência mecânica dos aços, como a têmpera, geralmente resultam em materiais que apresentam microconstituintes que não são estáveis em temperatura ambiente.

A têmpera nos aços consiste em elevar a temperatura do material até austenitizá-lo e, em seguida, resfriá-lo rapidamente de forma que a transformação a partir da austenita resulte em microestruturas com elevada resistência mecânica. Outros tratamentos térmicos devem ser feitos em conjunto com a têmpera para que o material resultante apresente as propriedades satisfatórias [7].

É usual submeter o aço a um tratamento térmico chamado de normalização antes da têmpera. Este tratamento consiste em manter a peça em temperaturas elevadas, dentro do campo austenítico, para que o grão cresça e se uniformize. Após a têmpera, o material normalizado, geralmente apresenta maior uniformidade microestrutural [8].

Após a têmpera, geralmente aplica-se um tratamento térmico denominado revenimento. Nesta etapa, objetiva-se elevar a tenacidade do material temperado, que, normalmente apresenta elevada resistência mecânica, porém é um material frágil, através do aquecimento da peça em temperaturas inferiores à de transformação para que, desta forma, alivie-se as tensões residuais da transformação elevando a tenacidade, porém, há uma redução na dureza e no limite de escoamento e de resistência dos aços ao longo do revenimento [8].

O resfriamento dos aços a partir da austenita pode resultar em diversas estruturas, como será visto mais adiante. O que determina qual microestrutura será resultante é a taxa de resfriamento sofrida e a composição química do metal. Para determinar as relações entre a taxa de resfriamento do material e os microconstituintes presentes, adotam-se as curvas de resfriamento contínuo, exemplificada na figura 11.

Cada tipo de material tem sua própria curva, sendo que nela, destacam-se os cotovelos das reações perlítica e bainítica e as temperaturas de início (M_s) e término (M_f) da transformação martensítica. Os diagramas tempo temperatura e transformação são obtidos através de esnáios isotérmicos

Na figura 11 estão exemplificados três tipos de tratamentos térmicos de um aço eutetóide [9]. No caso (a), a partir da austenita, resfria-se rapidamente até a temperatura de, aproximadamente, 350°C. Mantendo-se nesta temperatura, o aço atinge o cotovelo bainítico, portanto, sua estrutura será composta de 100% de bainita. No caso (b), a taxa de resfriamento é muito rápida, a ponto de suprimir as demais reações (bainítica e

perlítica) que são controladas por mecanismos de difusão, e a peça atinge a temperatura M_s ainda austenítica. Mantendo-a acima de M_f , a estrutura esperada será 100% martensítica (caso a temperatura caia abaixo de M_f e a transformação ainda não tenha ocorrido totalmente, a peça apresentará austenita retida). Por fim, no caso (c), a peça é mantida por 20 segundos a 650 °C. Em seguida é resfriada rapidamente a 400°C, essa temperatura é mantida por cerca de 1000 segundos e em seguida é resfriada até a temperatura ambiente, logo a estrutura esperada é uma mistura de perlita e bainita ^[9].

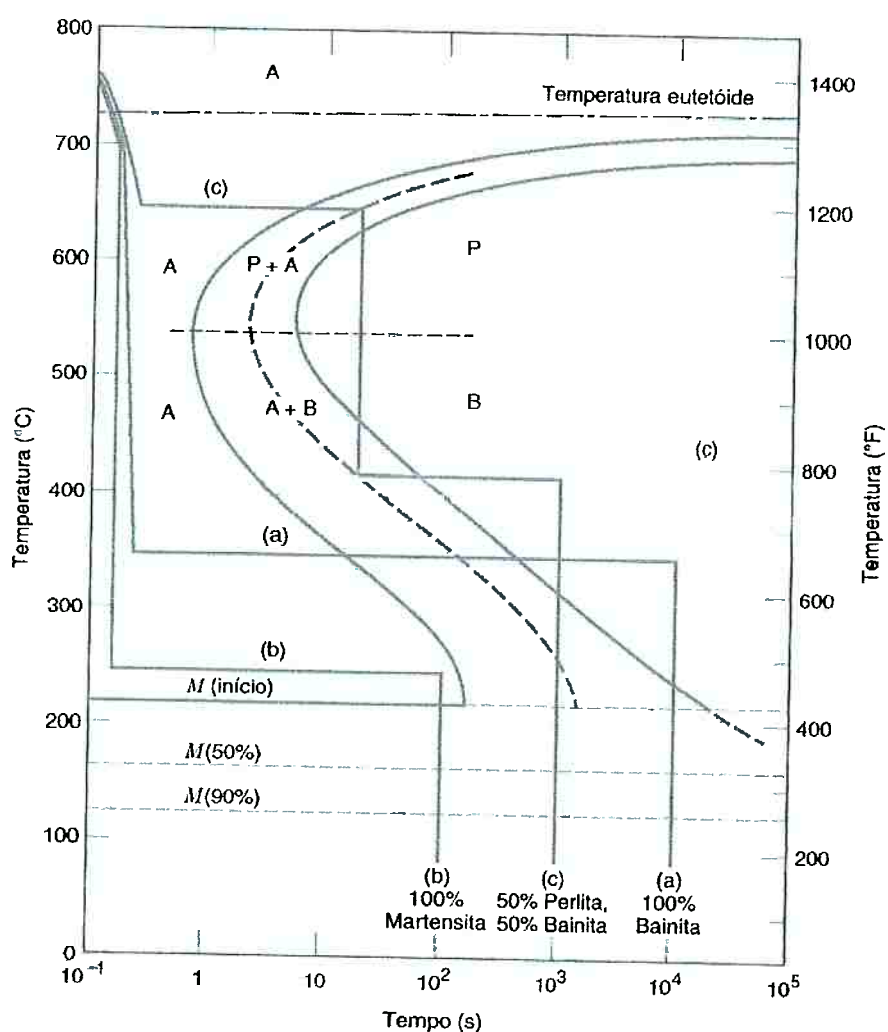


Figura 11. Curva RC esquemática e tipo de tratamentos térmicos [9].

Uma vez que cada aço tem sua própria curva RC, o resultado do tratamento térmico é dependente da taxa de resfriamento a qual a peça é submetida. A velocidade

de resfriamento de uma peça é função do meio de resfriamento (fluido), da velocidade deste fluido (devido à sua relação com o coeficiente de película na convecção), da difusividade térmica do material e das dimensões da peça (em peças de grandes dimensões, a condução de calor entre o núcleo e a superfície é mais lenta, o que causa a redução da taxa de resfriamento da peça, conforme aumenta seu tamanho).

Peças de diversas dimensões podem ser tratadas termicamente, porém, embora as temperaturas de transformação dependam somente do material tratado, a formação da microestrutura depende da taxa de resfriamento sofrida. Esta taxa é função, dentre outras coisas, do tamanho da peça. Logo, uma peça grande submetida a um tratamento térmico não apresentará a mesma microestrutura de uma peça pequena que sofreu o mesmo tratamento.

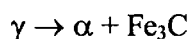
Porém, os microconstituintes que conferem as melhores propriedades mecânicas são decorrentes das maiores taxas de resfriamento, como a martensita e a bainita inferior. Para contornar este problema, se adicionam elementos de liga para melhorar a resposta do material em relação ao tratamento térmico elevando a temperabilidade do aço.

A presença dos elementos de liga acaba por modificar as curvas de resfriamento contínuo modificando os tratamentos térmicos dos aços, tornando possível o tratamento térmico de peças de grandes dimensões. Porém, aços ligados são mais difíceis de serem processados e os elementos de liga acabam por elevar os custos do material, então, durante a etapa de seleção de materiais é possível selecionar os aços pela temperabilidade, maximizando a relação custo / propriedade.

A seguir estão as possíveis reações a partir da austenita que podem ocorrer nos tratamentos térmicos dos aços. As primeiras reações listadas ocorrem sob taxas de resfriamento mais lentas, ao passo que as demais, ocorrem para taxas de resfriamento progressivamente mais rápidas.

3.1.2.1 A Reação Perlítica

Ao resfriar um aço eutetóide abaixo da temperatura $AC1$, de início de transformação austenítica, a austenita contendo cerca de 0,8% de carbono se torna supersaturada simultaneamente com relação à ferrita (ferro α) e cementita (Fe_3C), resultando na transformação eutetóide abaixo ^[8].



A microestrutura resultante é formada por lamelas de cementita envoltas por ferrita. Esta microestrutura é conhecida por perlita, onde tanto a ferrita quanto a cementita formam-se por contato direto com a austenita, como mostrado na figura 12 ^[8].

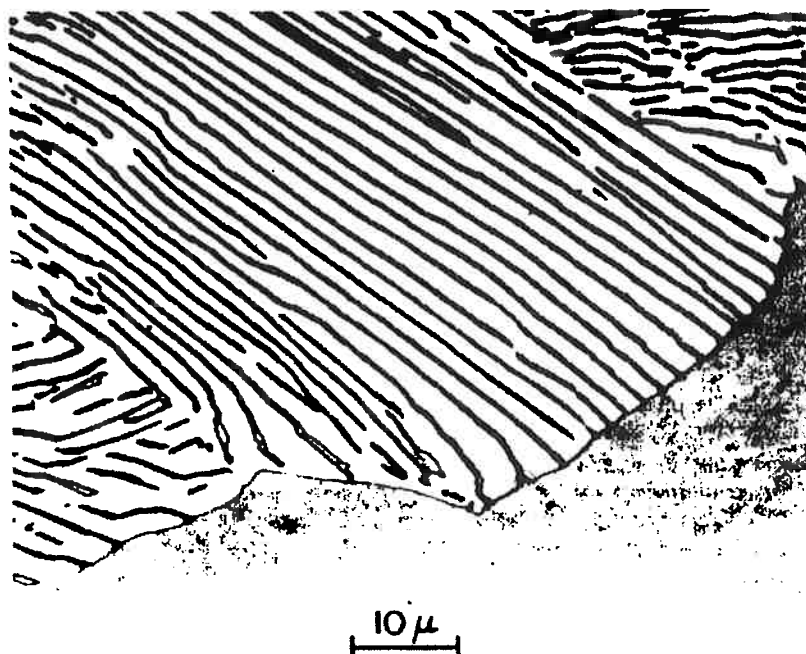


Figura 12. Colônia de perlita em crescimento sobre a austenita. 1000X [8]

Os nódulos de perlita nucleiam em contornos de grãos e crescem com velocidade radial aproximadamente constante dentro dos grãos de austenita adjacentes. Com reduzido grau de superesfriamento, o número de nódulos é reduzido e crescem como hemiesferóides sem interferência entre elas. Com maior superesfriamento a velocidade

de nucleação é muito mais elevada, podendo alcançar a saturação de locais de nucleação, onde todos os contornos de grão são rapidamente cobertos por nódulos que crescem ao mesmo tempo, formando uma camada de perlita que delinea os contornos da austenita ^[8].

Nucleação e crescimento

A primeira etapa da nucleação da perlita é a nucleação de uma das fases, ferrita ou cementita, nos contornos de grão. Qual das fases nucleará, depende da composição da liga e da estrutura do contorno de grão ^[8].

Caso a cementita nucleie primeiro, a austenita ao redor do núcleo ficará empobrecida em carbono o que aumentará o potencial termodinâmico para a precipitação de ferrita. O núcleo de ferrita é formado adjacente ao núcleo de cementita. O carbono rejeitado pela ferrita em crescimento difunde através da austenita, para a frente da cementita, como na solidificação eutética. O processo pode se repetir causando o crescimento lateral da colônia ao longo do contorno de grão ^[8].

A figura 13 representa a nucleação e crescimento da perlita a partir de um contorno de grão austenítico ^[8].

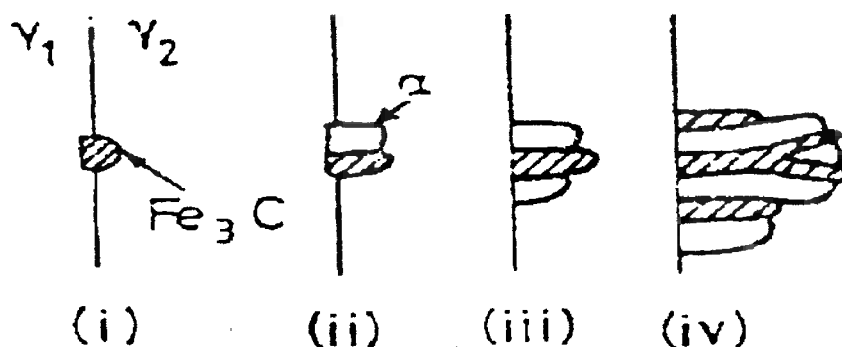


Figura 13. Nucleação e crescimento da perlita entre contornos de grão austeníticos. [8]

- i) A cementita nucleia no contorno de grão com interface coerente e relação de orientação com γ_1 e interface incoerente com γ_2 .
- ii) A ferrita (α) nucleia adjacente à cementita também com interface coerente e relação de orientação com γ_1 , resultando também, relações de orientação entre a cementita e a ferrita.
- iii) O processo de nucleação se repete lateralmente enquanto interfaces incoerentes crescem para dentro de γ_2 .
- iv) Novas lamelas também podem ser formadas por mecanismos de ramificação.

Quando a composição da liga não corresponde exatamente à composição eutetóide, o contorno de grão pode estar abrigando uma fase proeutetóide de ferrita ou cementita. Se, por exemplo, no contorno já existir uma camada de cementita, o primeiro núcleo de ferrita se formará com relação de orientação com esta cementita, mas do lado da interface de alta mobilidade (incoerente), como mostra a figura 14. Novamente, devido à alta mobilidade da interface incoerente, a perlita crescerá na austenita com a qual ele não tem relação de orientação [8].

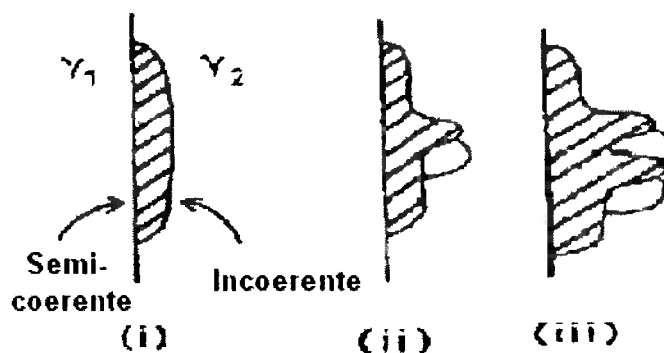


Figura 14. Nucleação e crescimento da perlita na presença de fase proeutetóide. [8]

Como se pode observar do acima exposto, a nucleação da perlita requer o estabelecimento de um crescimento cooperativo de duas fases que, por sua vez, requer

tempo para esta colaboração se estabelecer e a velocidade de nucleação de colônias aumenta com o tempo. Em alguns casos, a cooperação não se estabelece e a ferrita e a cementita crescem de modo não lamelar produzindo uma estrutura denominada de perlita degenerada ^[8].

O crescimento da perlita numa liga binária Fe-C é semelhante ao crescimento de um eutético lamelar com a austenita substituindo o líquido. O carbono pode difundir intersticialmente através da austenita para as pontas das lamelas de cementita em crescimento ^[8].

Conseqüentemente o mínimo espaçamento interlamelar possível deve variar inversamente com o superesfriamento abaixo da temperatura eutetóide ^[8].

3.1.2.2 A Precipitação da Ferrita

A precipitação de ferrita a partir da austenita não é precedida pela precipitação de fases de transição, isto é, a ferrita é a primeira fase a se precipitar. Nestas condições, os locais mais importantes para a nucleação são os contornos de grão e as superfícies de inclusões ^[8].

A figura 15 mostra o resultado de um reduzido superesfriamento onde a ferrita nucleia nos contornos de grão da austenita e cresce como blocos, formando a ferrita denominada alotriomorfa. Com o aumento do grau de super-resfriamento, a ferrita tende, cada vez mais, a crescer a partir do contorno de grão como plaquetas (ferrita de Widmanstätten), que se tornam cada vez mais finas com o aumento do superesfriamento, como mostrado nas figuras 16 a e b ^[8].

A ferrita pode precipitar também dentro do grão de austenita (ferrita intragranular). Locais propícios para esta nucleação heterogênea podem ser inclusões e discordâncias. Essa precipitação intragranular é geralmente equiaxial para pequenos superesfriamentos, caminhando para a morfologia de plaquetas com superesfriamentos crescentes ^[8].



Figura 15. Blocos de ferrita resultante de pequeno super-resfriamento. [8]



Figura 16. Ferritas de Widmanstaetten. [8]

Em geral, a velocidade de nucleação dentro dos grãos é menor que nos contornos, por esta razão, a ocorrência ou não de precipitação intragranular depende do tamanho de grão. Na austenita com grão fino, a concentração de carbono no centro dos grãos aumenta, reduzindo a supersaturação tornando a nucleação da ferrita mais difícil. Já com granulação grosseira da austenita, necessita-se de mais tempo para o carbono rejeitado pela ferrita alcançar o centro dos grãos, dando mais tempo para a nucleação da ferrita intragranular ^[8].

3.1.2 3. A Transformação Bainítica

Quando a austenita é submetida a um superesfriamento elevado, abaixo do cotovelo da curva de transformação perlítica, surge um novo produto eutetóide denominado bainita. Como a perlita, a bainita é uma mistura de ferrita e carboneto, mas estruturalmente distinta da perlita e que pode ser caracterizada por sua própria curva C num diagrama TTT. Nos aços carbono esta curva sobrepõe-se com a curva da perlita, de modo que em temperaturas ao redor de 500°C a perlita e a bainita se formam de modo competitivo, figura 17. Já em aços com elementos de liga, as duas curvas podem ser bem separadas como mostrado na figura 18 [8].

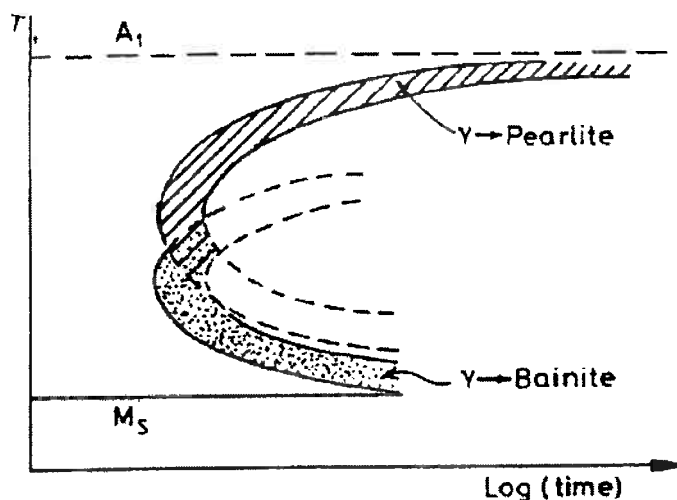


Figura 17. Diagrama TTT esquemático mostrando as posições relativas das curvas das transformações perlítica e bainítica em aço carbono. [8]

As principais variantes da reação bainítica quanto ao aspecto da microestrutura são as denominadas bainita superior e bainita inferior. O tipo de bainita que se forma depende principalmente da temperatura [8].

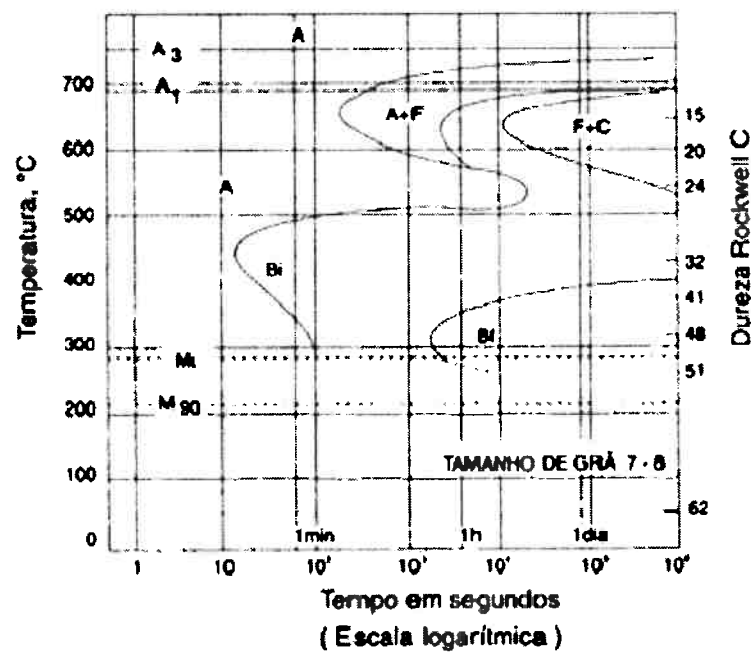


Figura 18. Curva TTT de aço de elevada temperabilidade [9].

i. Bainita Superior

A transformação em bainita superior ocorre na faixa mais elevada de temperatura de formação deste constituinte. A bainita superior consiste em ripas de ferrita com cementita precipitada entre as ripas como esquematizado na figura 19.

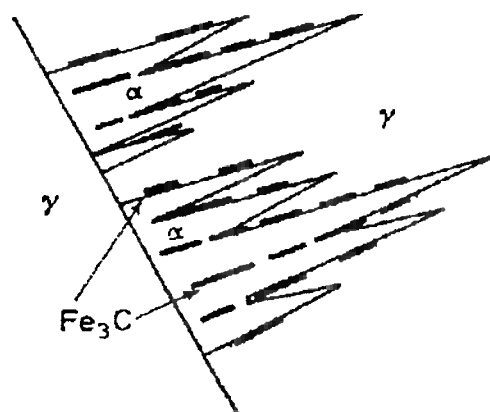


Figura 19 – Esquema ilustrativo da formação de bainita superior.

As ripas de ferrita crescem para dentro do grão de austenita de modo similar ao crescimento da ferrita de Widmanstaetten na austenita. A ferrita nucleia nos contornos de grão de austenita com relação de orientação. Como o superesfriamento é muito grande, o núcleo cresce rapidamente para dentro da austenita formando a ripa de ferrita com interfaces semi-coerentes. O fenômeno ocorre em vários locais ao longo do contorno de grão formando um conjunto de ripas finamente espaçadas. Com o espessamento das ripas, o teor de carbono da austenita aumenta e finalmente atinge um nível que permite a nucleação e crescimento da cementita. Com o decréscimo da temperatura de transformação, as ripas vão ficando cada vez mais finas e a resolução individual das ripas pode ser feita somente com microscopia eletrônica [8].

Na região onde a perlita e a bainita crescem competitivamente na mesma amostra, pode ser difícil distinguir as colônias de perlita da bainita superior. Ambas têm o aspecto de camadas alternadas de cementita e ferrita, mas com acentuada diferença quanto às características de natureza cristalográfica. No caso da perlita, a cementita e a ferrita não têm relações de orientação com a austenita onde elas crescem, enquanto que, no caso da bainita, a ferrita e a cementita têm relações de orientação específicas com o grão de austenita onde elas estão crescendo [8].

ii. Bainita Inferior

Para temperaturas de transformação inferiores a cerca de 350 °C a microestrutura da bainita muda, com as ripas se transformando em plaquetas e a dispersão dos carbonetos se tornando muito mais fina, similar a uma martensita revenida. Neste caso, observam-se relações de orientação da cementita com a ferrita evidenciando que a precipitação do carboneto ocorre dentro da plaqueta de ferrita na interface do avanço, figura 20 [8].

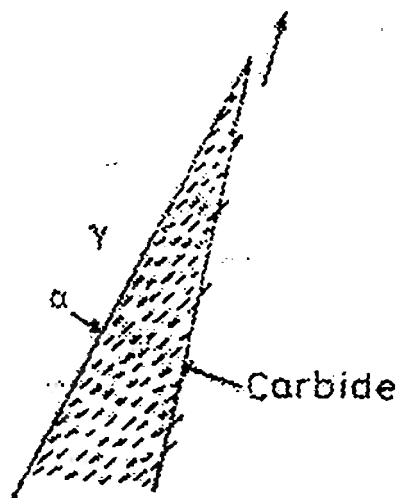
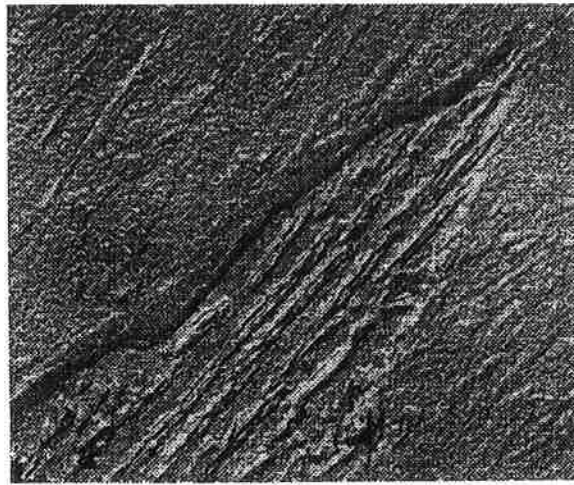


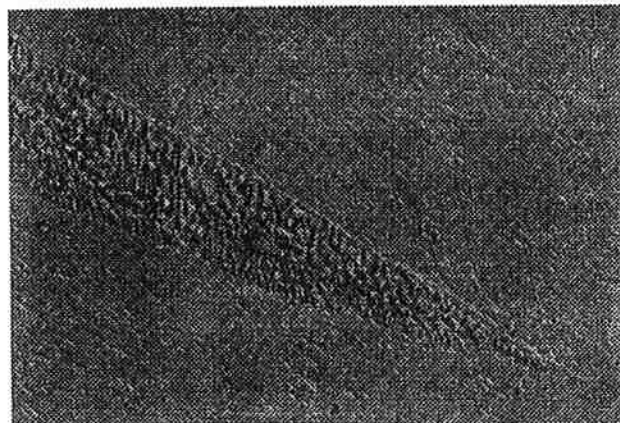
Figura 20. Esquema ilustrativo da formação de bainita inferior. [8]

A difusão do carbono é muito mais lenta na faixa de temperatura de formação da bainita inferior, nestas condições a plaqueta de ferrita aumenta de espessura mais rapidamente do que a precipitação de cementita na interface. Neste processo, o excesso de carbono da austenita permite um pequeno avanço da interface antes que se forme um novo acúmulo de carbono ^[8].

As figuras 21 e 22 mostram a estrutura fina da bainita superior e inferior obtidas por réplicas com microscopia eletrônica de transmissão. A figura 21 trata de uma bainita superior de um aço SAE 4340 austenitizado e transformado parcialmente a 450°C e temperado. Já a figura 22 é de uma bainita inferior de um aço SAE 4360 austenitizado e transformado parcialmente a 340 °C e temperado. O aumento das duas fotos é de 10.000 vezes ^[8].



**Figura 21 – Réplica obtida por MET de bainita superior de um aço SAE 4340.
Ataque Pirai - 10.000 X – [8]**



**Figura 22 – Réplica obtida por MET de bainita inferior de um aço SAE 4360.
Ataque Pirai - 10.000 X - [8]**

Os aços com estrutura bainítica, em particular de bainita inferior apresentam excelentes propriedades mecânicas ^[8].

3.1.2 4. A Reação Martensítica

As transformações da fase austenita para ferrita, perlita e bainita (superior e inferior) acarretam a participação do carbono por difusão no estado sólido em um processo termicamente ativado. Esta difusão pode ser suprimida por taxas de resfriamento suficientemente elevadas, dando origem a um novo produto, a martensita^[8].

O termo martensita é utilizado em metalurgia física para designar todas as transformações sem difusão, caracterizadas por uma movimentação individual dos átomos menor que um espaçamento inter – atômico ^[8].

A transformação martensítica pode ocorrer em muitos tipos de cristais, sejam metálicos ou não, desde que a velocidade de resfriamento seja suficientemente elevada para prevenir a transformação por um mecanismo alternativo envolvendo o movimento difusional dos átomos. No caso dos aços a velocidade de resfriamento deve ser suficiente para que os átomos de carbono que estão em solução na austenita permaneçam em solução no ferro α . Logo, a martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro α ^[8].

Nesta transformação há o movimento ordenado de planos atômicos em distâncias menores que as inter-atômicas em velocidades da ordem da do som no material mudando a estrutura cristalina de CFC para tetragonal de corpo centrado (TCC), demonstrada na figura 23. Este material apresenta resistência mecânica muito elevada, porém, é frágil, logo, quase todas as aplicações tecnológicas exigem um tratamento posterior chamado revenimento, a fim de elevar a tenacidade do aço. Os aços com estrutura de martensita revenida são os que apresentam as melhores propriedades mecânicas, combinando elevada resistência e dureza à tenacidade ^[8].

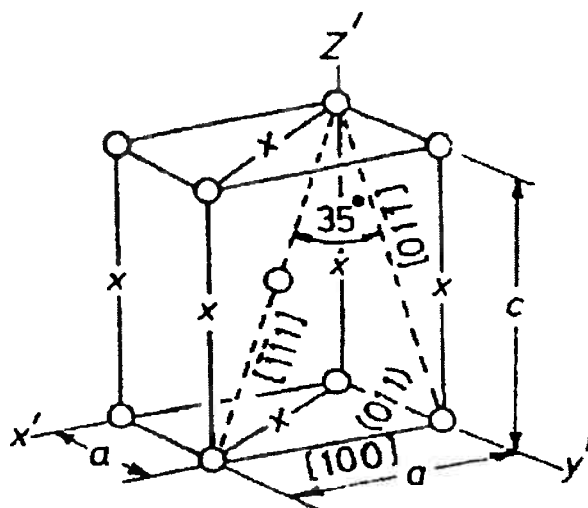


Figura 23. Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) [9].

No início da formação da martensita, as primeiras plaquetas são limitadas no comprimento pelo tamanho do grão onde elas se formaram, tomando freqüentemente a forma de uma lente. O início da transformação se dá em uma temperatura denominada Ms (Martensite start) associada ao potencial termodinâmico para a transformação. Em aços de baixo carbono, a temperatura Ms é de aproximadamente 500 °C decrescendo progressivamente como o aumento do teor de carbono. A temperatura Mf (Martensite finish) corresponde à temperatura abaixo da qual não há aumento na quantidade de martensita. Na prática, Mf pode não corresponder a 100% de martensita e alguma austenita retida permanecer abaixo de Mf [8].

3.1.3. Temperabilidade e Mudanças Dimensionais

Na busca por melhores propriedades, sejam elas mecânicas, elétricas ou de corrosão, é comum adicionar-se diversos elementos de liga nos aços, que têm diferentes efeitos, a fim de melhorar as propriedades deste material. Em aços voltados para construção mecânica, um dos principais objetivos da adição de elementos de liga é melhorar a resposta do material a tratamentos térmicos, através do aumento da temperabilidade.

A temperabilidade, ou a facilidade do material temperar é definida no Metals Handbook (v1, 8th ed.) como a propriedade das ligas ferrosas que determina a profundidade e a distribuição da dureza produzida pela têmpera. A temperabilidade pode ser definida também como capacidade de aço em transformar a austenita em uma determinada porcentagem de martensita, numa certa profundidade e sob certas condições de resfriamento [8]. A temperabilidade é avaliada através do ensaio Jominy [8].

Aços com elevada temperabilidade podem ter habilidade de apresentar microestruturas bainítica ou martensítica sob taxas de resfriamento muito mais lentas que os aços ao carbono comuns. Em muitos casos, estes aços chegam a temperar ao ar, isto pode dificultar seu processamento, pois as transformações de fase envolvem mudanças dimensionais. A usina siderúrgica em questão tem em sua gama de produtos aços de elevada temperabilidade, estes aços, apresentam a maior porcentagem de

defeitos decorrentes do problema do empeno. Nestes aços, a transformação de fase que ocorre no resfriamento acaba por distorcer significativamente a peça.

Uma das maiores dificuldades no tratamento térmico de uma peça de aço são as mudanças dimensionais que ocorrem durante a têmpera e o revenimento. Há duas principais causas das mudanças dimensionais: tensões térmicas, relacionadas à contração que ocorre no material durante o resfriamento e as tensões decorrentes da mudança de volume na transformação martensítica e bainítica.^[4]

A distorção volumétrica causada por contração se dá da seguinte forma: quando um corpo resfria, a camada externa resfria mais rapidamente e se contrai. A parte interior que está mais quente e mais mole, tende a assumir a forma esférica, que é a que oferece menor resistência à deformação. Portanto, a regra geral para este caso é que todos os corpos resfriados rapidamente tenderão a assumir a forma esférica, distorcendo-se da forma inicial ^[4].

Já os processos de aquecimento e resfriamento de aços, envolvem uma série de transformações de estrutura. As várias microestruturas possíveis possuem fatores de empacotamento atômico diferentes e, conseqüentemente, possuem densidade e volumes específicos diferentes ^[4].

Uma das evidências da transformação de fase ferrita – austenita, é o súbito aumento da densidade que ocorre na temperatura de transformação, isto está associado ao fato de que os átomos se arranjam de uma forma mais compacta na austenita (CFC) que nas demais fases e microconstituintes. Este efeito está esquematicamente descrito na figura 24.

No resfriamento, acontece o efeito inverso, os átomos deixam de se organizar em uma estrutura mais compacta (CFC) para uma menos compacta, ocasionando a expansão volumétrica após o resfriamento.

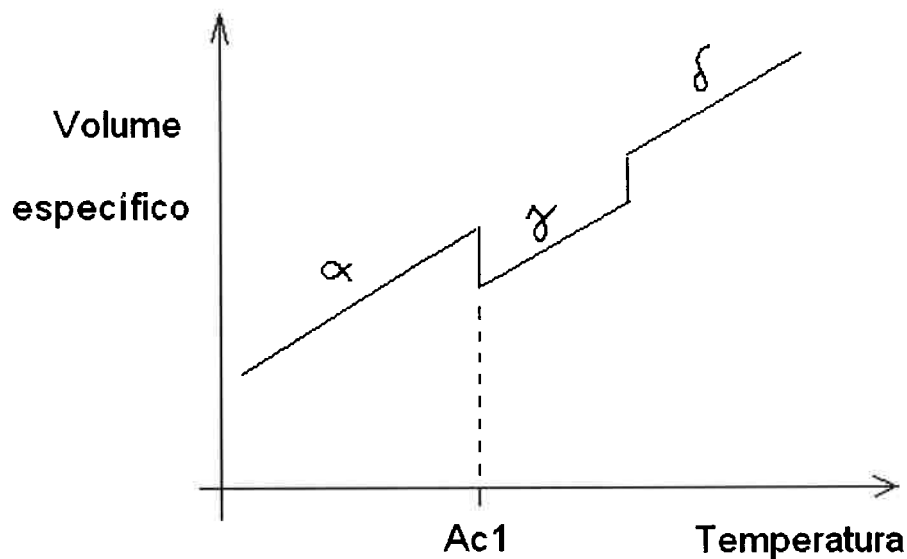


Figura 24. Representação esquemática da variação do volume específico de aços de baixo carbono com a temperatura.

Esta distorção também dificulta a fabricação de peças acabadas tratadas termicamente devido ao fato de que, após o tratamento, a dureza do aço é elevada, portanto, a etapa de usinagem deve ser feita com o material no estado recozido. Porém, na usinagem não é possível dar o formato final da peça, pois após o tratamento térmico a peça muda de forma, logo, deve-se adicionar mais uma etapa na fabricação que é onde se ajusta as dimensões finais, elevando o custo de todo o processo.

Prever estas distorções pode otimizar alguns processos de fabricação, reduzindo a perda de material na retífica. O método dos elementos finitos é a ferramenta que tem sido mais utilizada para tal objetivo, conforme alguns trabalhos encontrados na revisão bibliográfica a presente no trabalho.

3.2 Importância Econômica e Industrial

Empresas produtoras de materiais, como as siderúrgicas, devem apresentar elevada produção e custos operacionais baixos, para serem competitivas. Qualquer problema que haja nos equipamentos da usina que interrompa a produção por algum tempo representa uma perda muito grande para a empresa. O mesmo se pode dizer sobre produtos que apresentam defeitos ao longo dos processos, como é o caso do empeno dos tarugos.

Um dos objetivos das gestões empresariais modernas é baseado no conceito de melhoria contínua da empresa como um todo, visando elevar a competitividade. Nesta filosofia, qualquer problema deve ser rápida e eficazmente resolvido, de modo a não tornar a aparecer.

O problema do empeno excessivo dos tarugos de lingotamento contínuo representa o sucateamento de cerca de 1 % do total da produção das aciarias das duas plantas, sendo mais comum em aços mais nobres, com elevada temperabilidade. A produção de tarugos de aço para construção mecânica, lingotados continuamente das duas aciarias é cerca de 450.000 toneladas / ano. Com isso, a massa total sucutada devido a este problema é de, aproximadamente, 375 t/mês.

Considerando o preço da barra laminada de aço para construção mecânica como sendo de R\$ 750,00 / ton, a perda de faturamento da empresa decorrente deste problema chega a cifras de, aproximadamente, R\$ 280.000,00 / mês, o que equivale a, aproximadamente, R\$ 3.400.000,00 (US\$ 1.350.000,00) ao ano.

Embora o material não seja perdido, uma vez que ele é recarregado ao forno de fusão, há gastos com energia, transporte de material, elementos de liga, perda de produtividade geral e, conseqüentemente, de faturamento.

4. REVISÃO DA LITERATURA

No levantamento bibliográfico foram encontrados diversos artigos tratando de distorções dimensionais e das tensões residuais decorrentes dos tratamentos térmicos dos aços, bem como diversos trabalhos tentando prever pelo método de elementos finitos estas distorções.

O artigo de Badeshia [10] trata das tensões residuais nos materiais que sofrem tratamentos térmicos. Neste trabalho, o autor relaciona as tensões residuais com as seguintes propriedades: condutividade térmica, capacidade térmica, coeficiente de expansão térmica, módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, plasticidade, cinética e termodinâmica de transformações e com a deformação decorrente das tensões de transformação.

Além destes fatores, o autor também relaciona as tensões residuais, com o fenômeno de deformação causada no tratamento térmico dos aços, decorrente da mudança microestrutural.

O artigo de Denis et al [11], trata das tensões residuais induzidas no tratamento térmico dos aços. O autor relata que os fatores que devem ser considerados são a severidade de têmpera e a não uniformidade da microestrutura, como o caso de um aço que apresenta martensita na superfície e bainita no núcleo. Segundo o autor, a magnitude das tensões residuais depende do gradiente microestrutural na peça. Uma rápida transformação de uma microestrutura martensítica para perlita, leva ao aparecimento de elevadas tensões residuais, ao passo que uma mudança gradual não gera tensões tão elevadas, pois as tensões decorrentes de transformação são maiores para as transformações que ocorrem mais rapidamente. A velocidade de mudança da microestrutura depende da severidade de têmpera e da temperabilidade do aço.

O trabalho de Aksakal [12] tenta prever as tensões residuais de cilindros maciços e ocos que sofreram resfriamento brusco através do método de elementos finitos. Neste trabalho, o autor não considera os efeitos da deformação decorrente das transformações de fase dos aços, porém, ele considera que as propriedades dos materiais mudam com a temperatura.

O trabalho resulta no perfil de tensões residuais calculado através do programa Ansys. Foi aproveitada a simetria axial do cilindro e os efeitos de borda foram considerados. O trabalho chegou às seguintes conclusões: que as tensões que ocorrem nos estágios iniciais do resfriamento são de tração na superfície e de compressão no núcleo, há um momento que este perfil se inverte e que há diferenças significativas nas tensões residuais ao temperar um cilindro maciço e um oco.

Na tese de Camarão [13] e no artigo de Heming [14] et al, os autores calcularam pelo método de elementos finitos as tensões residuais de um cilindro de aço temperado por indução, considerando o efeito da deformação decorrente da transformação. Os resultados demonstraram um perfil de tensões residuais em função do tempo. No início, há tração na superfície e compressão no núcleo, porém, a partir de um tempo, as tensões mudam de perfil, ficando, no final do tratamento, o núcleo sob tração e a superfície em compressão.

A respeito da deformação causada pela transformações de fase em peças que sofreram tratamentos térmicos, na pesquisa bibliográfica foi encontrado um software chamado SYSWELD [15]. De acordo com o texto de divulgação, este programa faz o modelamento a partir de complexos fenômenos físicos, como eletromagnetismo, transferência de calor, difusão e precipitação para calcular as tensões residuais de transformação, bem com as distorções dimensionais em peças tratadas termicamente.

No artigo de Ding et al [16], o autor formula um modelo para estudar na sequência de forjamento e de tratamento térmico de uma peça com simetria axial as estruturas presentes na peça, a temperatura em cada passo e as tensões e deformações no tratamento térmico. O programa utiliza uma descrição Euleriana. O estado elasto-plástico do material é relacionado com a deformação, a taxa de deformação, e o efeito da temperatura no limite de escoamento. A simulação demonstra uma correta tendência na previsão da temperatura ao longo do processo, das microestruturas e das tensões residuais ao longo do raio do componente.

5. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia adotada para a compreensão do problema se deu nas seguintes etapas: observação da operação e do processo, retirada das amostras de peças sucata para as observações metalográficas, metalografia com microscópio óptico e as simulações por elementos finitos em diferentes condições.

5.1 Análises Metalográficas

As amostras observadas metalograficamente foram obtidas de um tarugo de 12 metros de aço SAE 4340 sucata por empeno excessivo. O tarugo apresentava empeno equivalente a uma flecha de, aproximadamente, 500 mm, o que o tornava impróprio para a laminação.

As amostras foram retiradas utilizando-se um maçarico para corte dos tarugos. Os tarugos foram cortados transversalmente em cinco pontos, sendo o primeiro a 100 mm da cabeça, o segundo a 1.000 mm do primeiro, o terceiro no meio do tarugo (6.000 mm), o quarto, a 1.000 mm do pé e o quinto a 100 mm do pé, como mostra a figura 25. Os cortes com o maçarico resultaram em 5 fatias de, aproximadamente 100 mm cada, que, posteriormente, foram cortadas ao meio utilizando uma serra e esta face foi analisada.

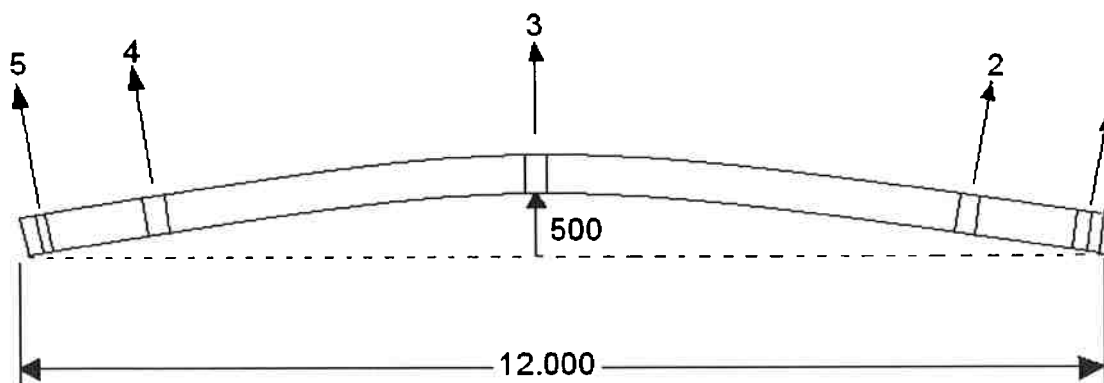


Figura 25. Representação das posições onde as amostras foram retiradas de um tarugo muito empenado.

Cada amostra de 100 mm foi cortada transversalmente ao meio com uma serra para que o efeitos do aquecimento, decorrente do oxicorte, não afetassem a microestrutura da face a ser analisada.

Como o objetivo desta fase do trabalho era analisar as microestruturas presentes em cada face, cada amostra foi cortada longitudinalmente com a serra em cinco partes e estas foram analisadas. A figura 26 ilustra a seção original do tarugo, as amostras cortadas e suas dimensões (em milímetros).

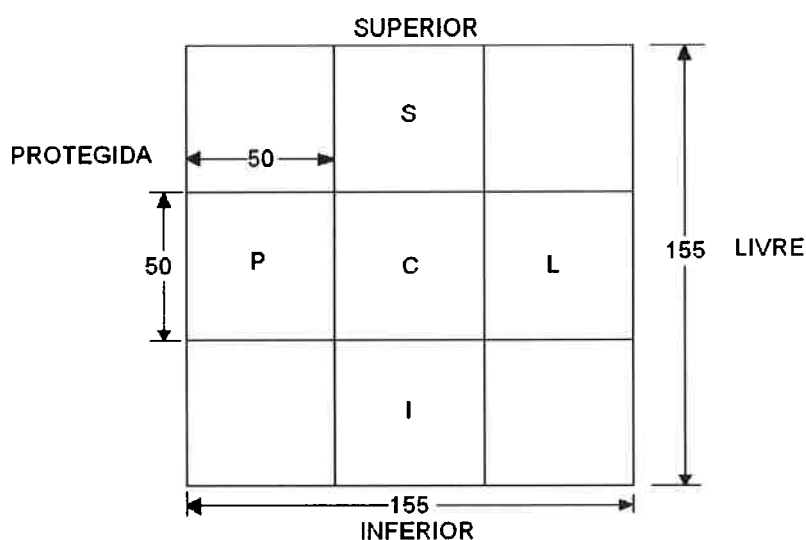


Figura 26. Representação da seção do tarugo onde foram retiradas as amostras metalográficas.

Com as cinco amostras cortadas, iniciaram-se as preparações metalográficas. Inicialmente, as amostras foram lixadas com lixas de granas de 100, 200, 320, 400, 600 e 1.000, posteriormente, foram polidas em panos de polimento utilizando pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm . Uma vez polidas, as amostras foram atacadas metalograficamente com nital a 2,0 % para revelar as microestruturas. O ataque consistiu na imersão das amostras no reagente por, aproximadamente, 10 segundos.

A retirada de cinco amostras do tarugo teve como objetivo o estudo dos efeitos da perda de calor pela ponta do tarugo (efeitos de borda) e para verificar se havia diferença significativa entre as amostras próximas ao pé e à cabeça do tarugo.

A análise permitiu concluir que não havia diferença significativa entre as amostras 2 e 4 próximas de 1.000 mm à cabeça e ao pé do tarugo, respectivamente, e também não havia diferença significativa entre estas amostras (2 e 4) e a amostra 3, retirada do centro do tarugo, logo, nas amostras retiradas das posições distantes de 1.000 mm tanto do pé quanto da cabeça, eram significativas para as análises, uma vez que, elas não apresentavam sinais de efeitos de borda, tampouco diferenças significativas entre si.

Já as amostras 1 e 5, que distavam 100 mm da cabeça e do pé do tarugo, respectivamente, apresentavam sinais de resfriamento mais rápido que a amostra 3, retirada do centro do tarugo, logo, nenhuma destas amostras seriam significativas para a análise.

Como as amostras 2, 3 e 4 não apresentavam diferenças significativas entre si, a análise prosseguiu somente com a amostra retirada na posição 4, próxima ao pé do tarugo.

A análise metalográfica visou a identificação das fases e microconstituintes presentes das amostras nas posições C, L, S, I e P (figura 26), que representam, respectivamente, as regiões central, livre (exposta ao meio), superior, inferior e protegida (encostada no segundo tarugo) do primeiro tarugo de lingotamento contínuo de aço SAE 4340, o tipo de aço com o maior índice de empeno dentre todos produzidos. A tabela 1 mostra a composição química da amostra estudada e a composição padrão para este tipo de aço.

Tabela 1. Composição química da amostra de aço SAE 4340 retirada de um tarugo empenado por transformação de fase.

Porcentagem em massa dos elementos de liga								
4340	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
Amostra	0,38	0,76	0,011	0,005	0,25	1,81	0,89	0,20
Padrão	0,38 a	0,60 a	0,030	0,040	0,15 a	1,65 a	0,70 a	0,20 a
	0,43	0,80	(máx)	(máx)	0,35	2,00	0,90	0,30

Verifica-se que a amostra está dentro da composição padrão em todos os elementos de liga.

5.2 Simulação por Elementos Finitos

O resfriamento dos tarugos e as distorções volumétricas foram simulados por elementos finitos, levando em consideração o efeito da transformação de fase sobre o empeno como também ignorando este efeito durante o resfriamento. O programa utilizado foi o Cosmos Design Star.

Inicialmente, foram feitos dois desenhos de tarugos em Autocad 2004, sendo um com o comprimento de 12 metros e o outro com o comprimento de 15 metros, ambos com a mesma seção quadrada de 155 milímetros de lado.

Utilizando o comando acisoutver 16 do Autocad, os desenhos foram exportados para o Cosmos Design Star. A figura 27 mostra a tela inicial do programa Cosmos Design Star com o tarugo de 12 metros para ser analisado.

5.2.1 Simulações de resfriamento

A primeira simulação feita teve como objetivo reproduzir o resfriamento dos tarugos partindo de uma temperatura homogênea de 800 °C, aproximadamente igual à que os tarugos têm ao adentrar no leito.

Para isto, um estudo térmico, denominado de ET-1 (Estudo térmico 1), em regime transiente (não linear) foi iniciado no programa Cosmos Design Star. A partir do desenho da peça no software, as condições iniciais e de resfriamento foram colocadas, conforme mostra a figura 28: temperatura inicial de 800 °C, resfriamento nas faces livre, superior e inferior por radiação (detalhe em laranja na figura 28) e por convecção natural ao ar (detalhe em verde na figura 28). A face em contato com o tarugo subsequente não trocava calor e as trocas térmicas pelas pontas dos tarugos (efeitos de borda) foram desprezados.

A simulação calculou o resfriamento ao longo de 6.000 segundos, que foram divididos em 10 passos de 600 segundos cada. Em cada passo, o programa fornecia o perfil de temperatura no interior da peça. Na usina, os tarugos ficam resfriando no leito

por cerca de 1 hora e meia (5.400 segundos) a duas horas (7.200 segundos). Foi isto que, determinou o tempo adotado na simulação.

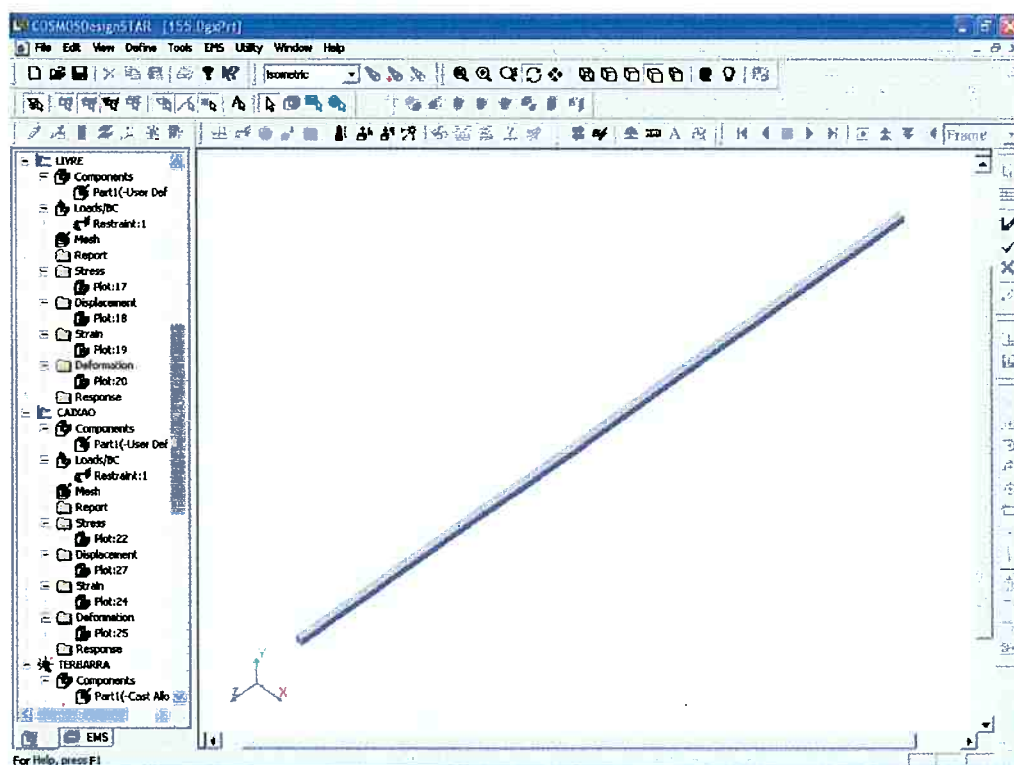


Figura 27 – Página inicial do programa de elementos finitos Cosmos Design Star .

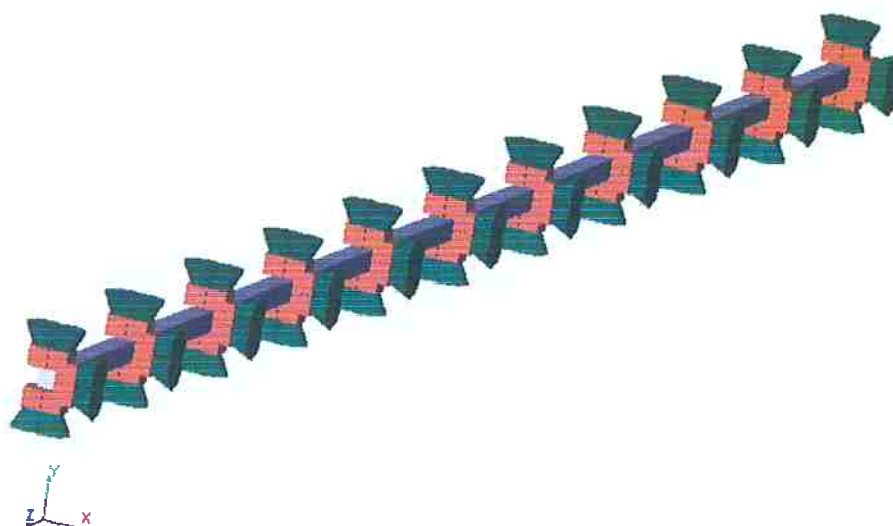


Figura 28. Desenho do tarugo no programa Cosmos Design Star com as representações das trocas térmicas (convecção em verde e radiação em laranja).

Foi criada automaticamente pelo programa uma malha padrão (Standard mesh) com as seguintes características: tipo padrão de alta qualidade, sem refinamento, com elemento de 10 centímetros, gerando 8.389 nós e 4.276 elementos, que está ilustrada na figura 29.

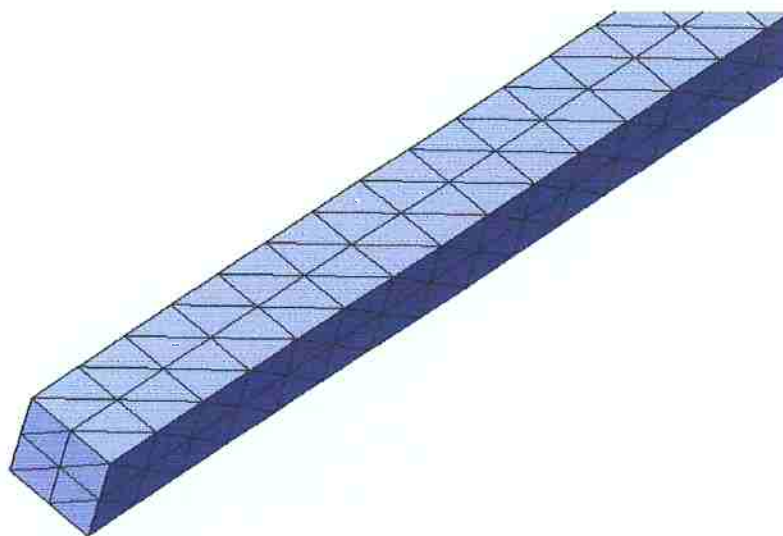


Figura 29. Desenho do tarugo com detalhe da malha utilizada no programa de elementos finitos.

Para otimizar o funcionamento do programa, fazendo com que ele realize o menor número de iterações possíveis, mas gerando resultados confiáveis, foi feito um estudo de malha ótima. Esta otimização consistiu na simulação do resfriamento utilizando uma malha muito fina, para obter um resultado confiável. Na sequência, os elementos da malha foram sendo progressivamente aumentados, até que a malha ficasse tão grosseira, a ponto de fornecer resultados não confiáveis. A malha acima descrita fornece resultados confiáveis e o programa trabalha com um número relativamente baixo de equações.

Dentre as opções disponíveis no programa de elementos finitos para a resolução das equações deste problema não linear, foi adotada a Direct Sparce. De acordo com o manual de instruções do software, o solver Direct Sparce tem maior possibilidade de convergência para problemas altamente não lineares, ao passo que o outro solver disponível, o FFE Plus, é mais eficiente para problemas com muitos nós, é mais rápido,

porém, o Direct Space converge para um maior número de casos. A iteração utilizada foi a de Newton-Raphson.

As propriedades do material foram definidas no programa de elementos finitos utilizando os dados da biblioteca padrão do programa para aço alta liga fundido. O material foi suposto isotrópico e suas propriedades estão listadas na tabela 2. É importante salientar que neste estudo, as propriedades foram assumidas constantes por efeito de simplificação, uma vez que módulo de elasticidade, módulo de cisalhamento, tensão de ruptura em tração e em compressão e limite de escoamento variam significativamente com a temperatura. Porém, como este estudo tratava somente de uma simulação do resfriamento das peças, isto provavelmente não levou a erros na simulação.

Tabela 2. Propriedades do material adotadas no programa de elementos finitos.

Aço Alta Liga Fundido			
Propriedades	Descrição	Valor	Unidades
EX	Módulo de elasticidade	$1,9 \times 10^{11}$	N/m ²
NUXY	Coefficiente de Poisson	0,26	----
GXY	Módulo de cisalhamento	$7,8 \times 10^{10}$	N/m ²
DENS	Densidade	7.300	Kg/m ³
SIGXT	Tensão de ruptura em tração	450	MPa
SIGXC	Tensão de ruptura em compressão		
SIGYLD	Limite de escoamento	241	MPa
ALPX	Coefficiente de dilatação linear	$1,5 \times 10^{-5}$	K ⁻¹
KX	Condutividade térmica	38	W/m.K
C	Calor específico	440	J/kgK

Este método computacional tenta simular as condições de um problema físico de resfriamento, por isso, depende fortemente dos dados experimentais de entrada.

No caso da transferência de calor por radiação, os dados de entrada no programa foram: emissividade para radiação igual a 0,8 (valor típico de aço oxidado), as faces

livre, superior e inferior da peça trocam calor com o meio e a temperatura do meio, igual a 30 °C.

Para a transferência de calor com convecção, os dados de entrada são as faces que trocam calor com o meio (livre, superior e inferior), a temperatura do meio e o coeficiente de película em convecção natural (h).

Este coeficiente pode ser calculado através do adimensional de Nusselt, obtido a partir dos adimensionais de Grashoff e de Prandtl ^[5], o que está feito na equação 1.

Cálculo do coeficiente de película h.

$$Nu = 0,902 \cdot \sqrt[4]{\frac{Gr \cdot Pr^2}{4 \cdot (861 \cdot Pr)}} \quad \text{Equação 1}$$

As propriedades do ar são tomadas como se este estivesse na temperatura média entre o meio e os tarugos.

$$T_{AR} \approx 350 \text{ °C}$$

Assim, as propriedades do ar são:

$$Pr = 0,684$$

e

$$Gr = 9,85 \times 10^7 \cdot (T_0 - T_\infty) \cdot (L^3) \quad \text{Equação 2}$$

Onde Pr é o número de Prandtl, Gr é o número de Grashoff, T_0 é a temperatura do tarugo (adotada 500 °C), T_∞ é a temperatura do meio e L é a dimensão característica, que é 155×10^{-3} m. Portanto:

$$Gr = 21,5 \times 10^6$$

$$Gr \cdot Pr = 14,7 \times 10^6$$

Como o produto de Gr.Pr está entre 10^4 e 10^{10} , é válida a equação (1). Substituindo-se os valores tem-se:

$$Nu = 32,1$$

$$h = Nu \cdot \frac{k}{L} = 32,1 \cdot \left[\frac{38 \cdot 10^{-3}}{0,155} \right] = 8,0 \frac{W}{m^2 \cdot K} \quad \text{Equação 3}$$

Onde k é a condutibilidade térmica do aço.

Portanto, o fator de película para as condições de resfriamento com convecção natural dos tarugos é de $8 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$. Este valor foi colocado no estudo térmico.

O programa foi colocado em operação e em cada passo, forneceu as temperaturas na seção do tarugo.

Um segundo estudo térmico, chamado de ET-2, foi implementado, utilizando as mesmas condições de resfriamento (convecção e radiação nas faces livre, superior e inferior com os mesmos coeficientes utilizados em ET-1 e a face em contato com o tarugo subsequente não trocava calor), a mesma malha, os mesmos tempo e passos de simulação (6.000 segundos em 10 passos de 600 segundos), o mesmo solver e as mesmas propriedades do material adotadas em ET-1, porém, na condição inicial, a peça estava à temperatura homogênea de $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

O terceiro estudo térmico, chamado de ET-3, foi implementado visando reproduzir as condições de resfriamento do primeiro tarugo, quando este está em contato com uma grande barra de aço de seção retangular de $310 \times 155 \text{ mm}$ com seu comprimento a fim de impedir mecanicamente o empeno. É sabido que a barra extrai calor do tarugo, pois, ao ser colocada junto a peça, ela ainda está fria, logo, há um fluxo de calor da peça para a barra.

Este novo estudo utilizava a mesma malha, o mesmo solver, as mesmas propriedades do material, os mesmos tempo e passos de simulação (6.000 segundos em 10 passos de 600 segundos) e a peça partia da mesma condição inicial (temperatura homogênea de $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$) de ET-2. Porém, para simular o efeito da barra, sobre o resfriamento da peça no programa de elementos finitos, uma nova condição de resfriamento foi adotada.

No estudo térmico ET-3, a peça estava sujeita às trocas térmicas por radiação e por convecção nas faces superior e inferior, utilizando os mesmos coeficientes de ET-1 e de ET-2 (emissividade igual a 0,8, coeficiente de película para convecção natural igual a $8 \text{ W/m}^2.\text{K}$ e temperatura ambiente de $30 \text{ }^{\circ}\text{C}$) e a face protegida também não trocava calor, porém, na face que em ET-1 e em ET-2 estava livre, agora havia uma barra de

aço, então, a troca térmica neste caso, foi suposta como um fluxo de calor da peça para reproduzir a condução no interior da barra de apoio.

O modelo do tarugo no estudo ET-3 com as representações das trocas térmicas está na figura 30, com os detalhes em verde representando a troca de calor com convecção, os detalhes em laranja representando as trocas térmicas radiativas e os detalhes em vermelho (a direita da ilustração) representando o fluxo de calor que simula a barra em contato com a face livre do tarugo.

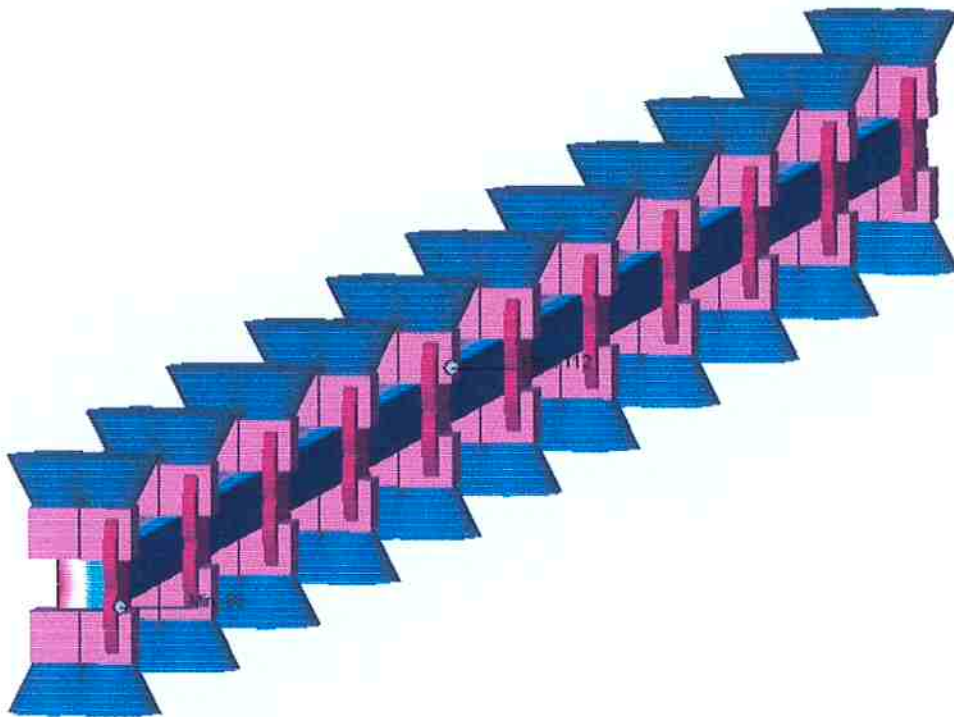


Figura 30. Modelo do tarugo no programa de elementos finitos representando a extração de calor da peça simulando uma barra de aço em contato com a face exposta

O fluxo de calor foi calculado da seguinte forma: quando a barra é colocada em contato com o primeiro tarugo, este está a cerca de 900 °C, pois ela é colocada logo no início da corrida, então, o calor do tarugo vai aquecendo a barra. A hipótese assumida é que, na temperatura de transformação de fase (temperatura igual à de condição inicial de ET-2, ET-3 e de ET-4, ou seja, de 500 °C), o fluxo de calor por condução na barra esteja em estado estacionário. Então, o fluxo de calor necessário para aquecer a barra foi desconsiderado nesta simulação.

Esta hipótese é plausível, desde que a face da barra em contato com o tarugo esteja na mesma temperatura deste e a face livre esteja na temperatura ambiente. Porém, mesmo que isto não ocorra na prática, o fluxo de calor por condução dentro da barra no estado estacionário, é, certamente, menor do que o fluxo de calor real enquanto a barra está aquecendo. Portanto, a hipótese de que o fluxo de calor esteja em estado estacionário é uma aproximação moderada das condições reais.

Com a hipótese de estado estacionário, o fluxo de calor foi calculado utilizando a Primeira Lei de Fourier para condução e calor. O cálculo está reproduzido abaixo.

$$q = -k \frac{\partial T}{\partial l} \quad 1^{\text{a}} \text{ Lei de Fourier}$$

Onde q é o fluxo de calor, k é a condutibilidade térmica e o outro termo é o gradiente de temperatura.

$$\rightarrow q \approx -k \cdot \frac{\Delta T}{\Delta l} \Rightarrow q = -38 \cdot \frac{(T - 30)}{0,155}$$

Como o fluxo depende da diferença de temperatura, a tabela 3 a seguir foi implementada e seus valores foram colocados no programa de forma que ele os utilizasse no estudo térmico de acordo com a temperatura dos elementos da face em contato com a barra.

Tabela 3. Variação do fluxo de calor em função da temperatura da face do tarugo em contato com uma barra de aço.

Fluxo de calor por condução	
Temperatura (°C)	Fluxo de calor (W/m²)
500	115.220
400	90.700
250	53.900
100	17.160

A figura 31 é o gráfico do valor do fluxo de calor em função da temperatura da face livre do tarugo que o programa de elementos finitos interpreta. Ele foi obtido a partir da tabela 3.

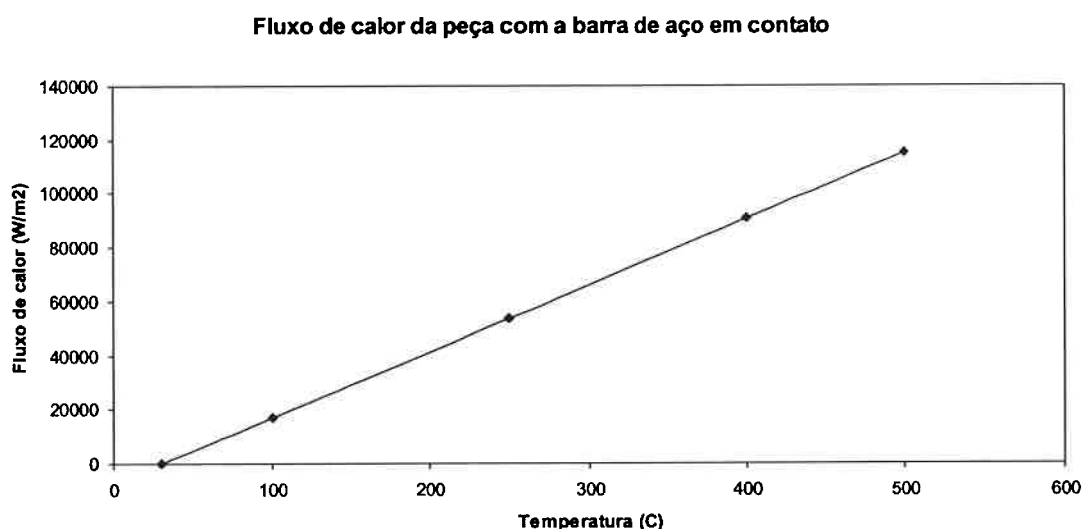


Figura 31. Fluxo de calor na face da primeira peça simulando o contato com uma barra de aço.

Desta forma, a troca de calor por condução do tarugo para a barra é simulada pelo software da seguinte forma: a temperatura dos elementos da face em contato com a barra (eixo x da figura 31) em cada passo é o dado de entrada para o cálculo do valor do fluxo de calor utilizado (eixo y da figura 31) em cada passo. O fluxo é calculado através da extrapolação dos dados da curva acima. Esta ferramenta é chamada de “temperature curve” no programa Cosmos Design Star e é utilizada quando uma (s) propriedade (s) varia com a temperatura, ou quando o usuário quer impor que um carregamento varia com a temperatura.

O último estudo térmico feito, chamado de ET-4, teve como objetivo simular as condições de resfriamento do primeiro tarugo quando este está em contato com uma caixa isolante composta de fibra cerâmica a fim de reduzir a velocidade de resfriamento e os gradientes térmicos na peça. Esta caixa é a solução proposta para reduzir o refugo de peças devido ao empeno.

Os resultados desta simulação servirão de argumento para a construção ou não da caixa. Isto é um exemplo de como o método de elementos finitos pode realmente reduzir custos com protótipos e testes.

A caixa isola o tarugo o protegendo do meio externo, como mostrado nas figuras 32 e 33 abaixo. O material de preenchimento proposto é a vermiculita que apresenta condutividade térmica em torno de $0,2 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ [4].



Figura 32. Protótipo da solução proposta durante um teste.

A fim de simular as condições de resfriamento da primeira peça quando esta está em contato com a caixa isolante, o estudo térmico ET-4 foi montado da mesma maneira que o ET-3, utilizando a mesma malha, o mesmo solver, as mesmas propriedades do material, os mesmos tempo e passos de simulação (6.000 segundos em 10 passos de 600 segundos) a mesma temperatura inicial da peça ($500 \text{ }^{\circ}\text{C}$) e características de extração de calor semelhantes às de ET-3.

Os resultados desta simulação servirão de argumento para a construção ou não da caixa. Isto é um exemplo de como o método de elementos finitos pode realmente reduzir custos com protótipos e testes.

A caixa isola o tarugo o protegendo do meio externo, como mostrado nas figuras 32 e 33 abaixo. O material de preenchimento proposto é a vermiculita que apresenta condutividade térmica em torno de $0,2 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ [4].



Figura 32. Protótipo da solução proposta durante um teste.

A fim de simular as condições de resfriamento da primeira peça quando esta está em contato com a caixa isolante, o estudo térmico ET-4 foi montado da mesma maneira que o ET-3, utilizando a mesma malha, o mesmo solver, as mesmas propriedades do material, os mesmos tempo e passos de simulação (6.000 segundos em 10 passos de 600 segundos) a mesma temperatura inicial da peça (500 °C) e características de extração de calor semelhantes às de ET-3.



Figura 33. Protótipo da solução proposta durante um teste.

No estudo térmico ET-4, assim como em ET-3, a peça estava sujeita a trocas térmicas por radiação e por convecção nas faces superior e inferior, utilizando os mesmos coeficientes de ET-1, de ET-2 e de ET-3 (emissividade igual a 0,8, coeficiente de película para convecção natural igual a $8 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$ e temperatura ambiente de 30°C) e a face protegida também não trocava calor, porém, na face que em ET-3 a peça estava em contato com uma barra de aço, agora há uma caixa isolante, então, as trocas térmicas neste caso foram, de maneira análoga ao caso ET-3, suposta como um fluxo de calor nesta face da peça para reproduzir a condução no interior da fibra cerâmica na caixa.

O modelo do tarugo no estudo ET-4 com as representações das trocas térmicas está na figura 34, com os detalhes em verde representando a troca de calor com convecção, os detalhes em laranja representando as trocas térmicas radiativas e os

detalhes em vermelho (a direita da ilustração) representado o fluxo de calor da peça para a caixa isolante.

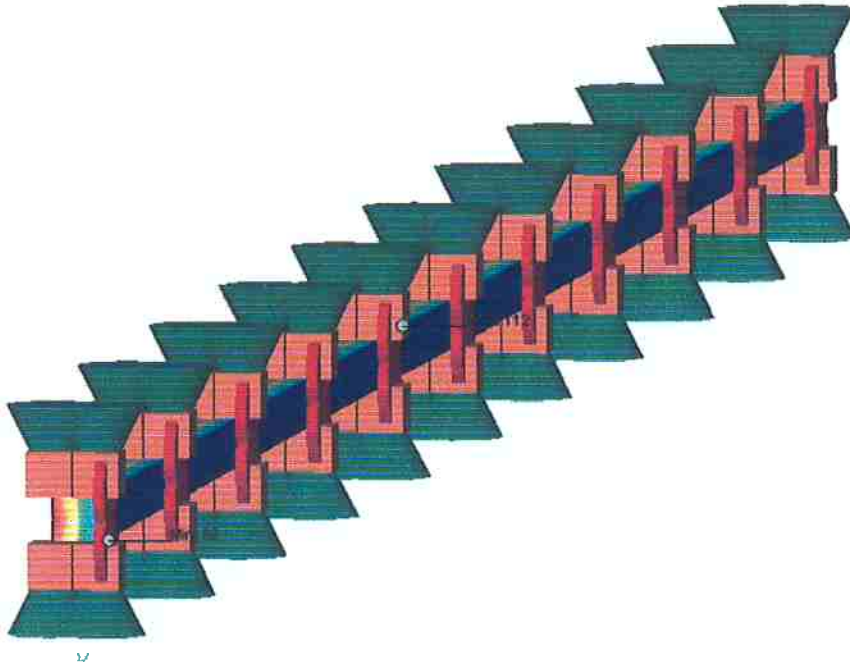


Figura 34. Modelo do tarugo no programa de elementos finitos mostrando as condições de extração de calor adotadas reproduzindo a caixa isolante.

O fluxo de calor da barra para a caixa isolante foi novamente suposto em regime permanente, pois a caixa é colocada em contato com o tarugo no início da corrida, quando a temperatura das peças está maior que 900 °C. Então, foi adotada a hipótese de que, na temperatura de transformação, a fibra cerâmica da caixa que está em contato com a primeira peça tem a mesma temperatura da face encostada na caixa, que o fluxo de calor na caixa esteja em regime permanente e que a caixa impeça completamente a passagem de ar nesta face da peça (impedindo a convecção).

A hipótese do fluxo de calor ser em estado estacionário é plausível no caso da caixa isolante estar aquecida no momento que o tarugo atinge a temperatura de transformação de fase, portanto, a partir deste momento, o fluxo de calor dentro da caixa se daria por condução em regime permanente, calculado a partir da primeira Lei de Fourier, de maneira análoga ao feito em ET-3.

Cálculo do fluxo de calor com a caixa isolante:

$$q = -k \frac{\partial T}{\partial l} \quad 1^{\text{a}} \text{ Lei de Fourier}$$

$$\rightarrow q \approx -k \cdot \frac{\Delta T}{\Delta l} \Rightarrow q = -0,2 \cdot \frac{(T - 30)}{0,155}$$

Como o fluxo depende da diferença de temperatura, a tabela 4 a seguir foi implementada e seus valores foram colocados no programa de forma que ele os utilizasse no estudo térmico de acordo com a temperatura dos elementos da face em contato com a barra.

Tabela 4. Variação do fluxo de calor em função da temperatura da face do tarugo em contato com caixa isolante.

Fluxo de calor por condução com a caixa protetora	
Temperatura (°C)	Fluxo de calor (W/m²)
500	606
400	500
250	330
100	110

A figura 35 é o gráfico do valor do fluxo de calor em função da temperatura da face livre do tarugo que o programa de elementos finitos interpreta. Ele foi obtido a partir da tabela 4.

De maneira análoga a ET-3, a troca de calor por condução do tarugo para a barra é simulada pelo software em função da temperatura, pois uma outra “temperature curve” foi feita no estudo térmico ET-4. Esta curva está demonstrada na figura 35.

Fluxo de calor na peça simulando condição de contato com a caixa isolante

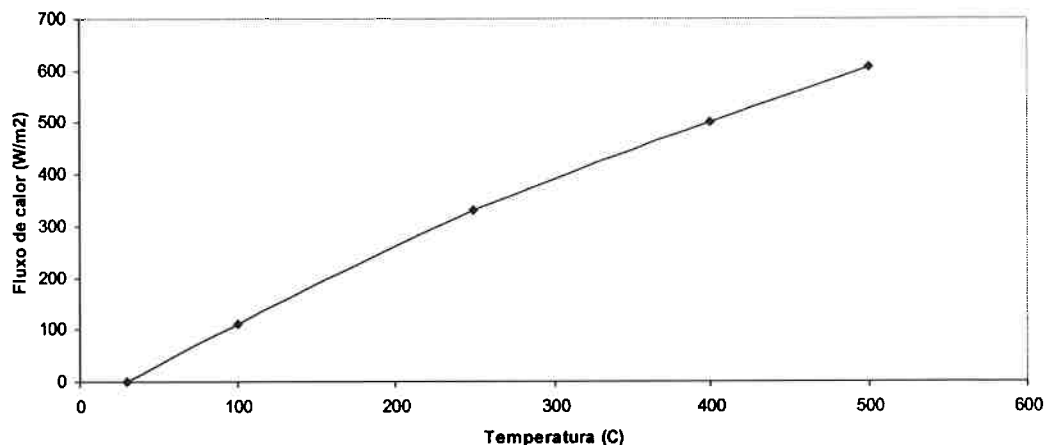


Figura 35. Fluxo de calor na face da primeira peça simulando o contato com a caixa isolante.

Todas as simulações dos estudos térmicos (ET-1, ET-2, ET-3 e ET-4) foram calculadas para os tarugos de 12 e de 15 metros com seção quadrada de 155 mm de lado, fornecendo o perfil de temperatura em 10 passos, isto é, a cada 600 segundos após o início da simulação, que, em ET-1 era de 800 °C e em ET-2, ET-3 e em ET-4, era de 500 °C, homogênea em todo o tarugo.

A tabela 5 é o resumo das condições de todas as simulações do resfriamento feitas.

Tabela 5. Resumo de todas as simulações de resfriamento feitas.

	Temp inicial (°C)	Trocas térmicas				Simulação	Tempo (s)	Nº de passos	Solver
		Face Livre	Face Superior	Face Inferior	Face Protegida				
ET-1	800	Conv + Rad	Conv + Rad	Conv + Rad	-----	Peça livre	6000	10	D-S
ET-2	500	Conv + Rad	Conv + Rad	Conv + Rad	-----	Peça livre	6000	10	D-S
ET-3	500	Condução	Conv + Rad	Conv + Rad	-----	Barra de aço	6000	10	D-S
ET-4	500	Condução	Conv + Rad	Conv + Rad	-----	Caixa isolante	6000	10	D-S

5.2.2 Simulações do empeno

Para simular o empeno das peças, um novo estudo não linear, denominado ED12-1 (estudo das distorções em peças de 12 metros número 1) foi feito, utilizando os dados do estudo térmico ET-1, com a peça partindo de 800 °C.

Este estudo visava obter as distorções nos tarugos de 12 metros que resfriavam ao ar nas três faces (livre, superior e inferior) causadas predominantemente por transformação de fase. Este tipo de estudo utiliza os efeitos de um estudo térmico para, a partir dos resultados, calcular as tensões e deformações causadas pela temperatura.

Nestes casos o programa de elementos finitos utiliza um tempo adimensional que vai de 0 até 1, com incrementos de 0,1. Cada passo deste estudo, utiliza os resultados de cada passo do estudo térmico.

A malha utilizada nestes estudos de distorções foi a mesma utilizada no estudo térmico (tipo padrão de alta qualidade, sem refinamento, com elemento de 10 centímetros, gerando 8.389 nós e 4.276 elementos). A malha também foi otimizada neste estudo para calcular o empeno, seguindo o mesmo procedimento de refinamento de malha utilizado no estudo térmico, isto é, calcula-se o empeno com uma malha bem refinada para obter um resultado confiável e diminui-se progressivamente o número de elementos até que o resultado não seja mais confiável. Novamente neste caso, a malha proposta fornece resultados confiáveis e o programa trabalha com um número relativamente pequeno de equações.

As propriedades gerais deste estudo foram: cálculo automático do incremento (passo), reforma a matriz de rigidez e faz iteração de equilíbrio em todos os passos, com convergência de 0,001 e atualizando a direção da carga com o carregamento.

O solver utilizado foi novamente o Direct Sparse, que, segundo o manual de instruções do programa, tem maior chance de convergir em problemas não-lineares, ante à maior velocidade de convergência do FFE Plus, que é indicado para casos com muitos nós (nas simulações utilizando o outro solver disponível, o FFE Plus, o programa não convergiu para uma resposta).

Na sequência foram definidas as propriedades do material. Nesta etapa, a biblioteca padrão do programa Cosmos Design Star foi utilizada, adotando o modelo de plasticidade de Von Misses, com as propriedades mecânicas de aço de alta liga fundido. Na tabela 6 estão explicitadas todas as propriedades de entrada no programa para este tipo de cálculo.

Na tabela, as propriedades Limite de Escoamento (SIGYLD) e Coeficiente de Dilatação Linear (ALPX) apresentam valores unitários porque neste estudo são propriedades que variam com a temperatura.

Tabela 6. Propriedades do material no estudo não linear do empeno causado por transformação de fase.

Propriedades do material para o estudo da deflexão decorrente da transformação de fase.				
Propriedades	Descrição	Valor	Unidades	Temperatura
EX	Módulo de elasticidade	$1,9 \times 10^{11}$	N/m ²	
NUXY	Coeficiente de Poisson	0,26	----	
SIGYLD	Limite de escoamento	1	N/m ²	Curva 1
ETAN	Módulo tangente	$2,1 \times 10^9$	N/m ²	
ALPX	Coef. de dilatação linear	1	K ⁻¹	Curva 1
DENS	Densidade	7.300	Kg/m ³	

A figura 36 representa a variação do limite de escoamento de um aço com a temperatura que foi carregada no programa. Esta curva foi obtida do artigo de referencia [12].

Para calcular uma propriedade que varia com a temperatura, é necessário carregar no software uma “temperature curve” da variação da propriedade com a temperatura. Assim, os elementos que estiverem a certa temperatura em determinado passo, terão a propriedade que é extrapolada da curva. Neste caso, programa procura o limite de escoamento extrapolado do gráfico da figura 36 e o multiplica pelo valor mostrado na tabela (que neste caso é unitário) o que quer dizer que ele interpreta a variação do limite de escoamento com a temperatura de acordo com o gráfico.

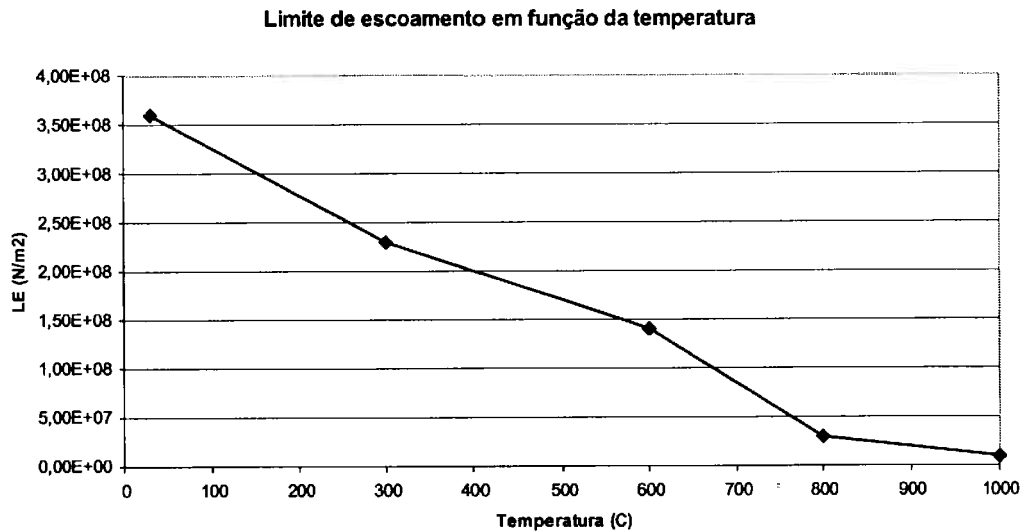


Figura 36. Variação do limite de escoamento do aço com a temperatura.

A propriedade “ETAN” é como o programa identifica o regime plástico do material, ou seja, uma vez que o limite de escoamento é superado, o programa passa a calcular a relação tensão x deformação a partir deste coeficiente. Neste modelo, esta propriedade foi tomada constante com a temperatura, porém, isto é apenas uma simplificação, pois, de fato, esta propriedade varia significativamente com a temperatura. O mesmo pode-se dizer a respeito do módulo de elasticidade, que neste caso também foi considerado constante, por motivos de simplificação.

Para calcular a deflexão causada pela transformação de fase, a peça foi virtualmente engastada no programa em uma das pontas, detalhe verde na figura 37.

Finalmente para que o programa calculasse a deformação decorrente da transformação de fase era necessário que, a partir de alguma temperatura (a de início de transformação), o material que estava se contraindo pelo resfriamento, passasse a se expandir devido à transformação de fase que ocorria. Então o software deveria utilizar os resultados do estudo térmico (para o estudo não linear ED12-1 utiliza os resultados de ET-1), e calcular, utilizando o modelo de plasticidade de Von Misses, a deflexão dos tarugos decorrente da transformação de fase, considerando que, somente o limite de

escoamento e o coeficiente de dilatação linear variassem com a temperatura, sendo que todas as demais propriedades mantivessem-se constantes.

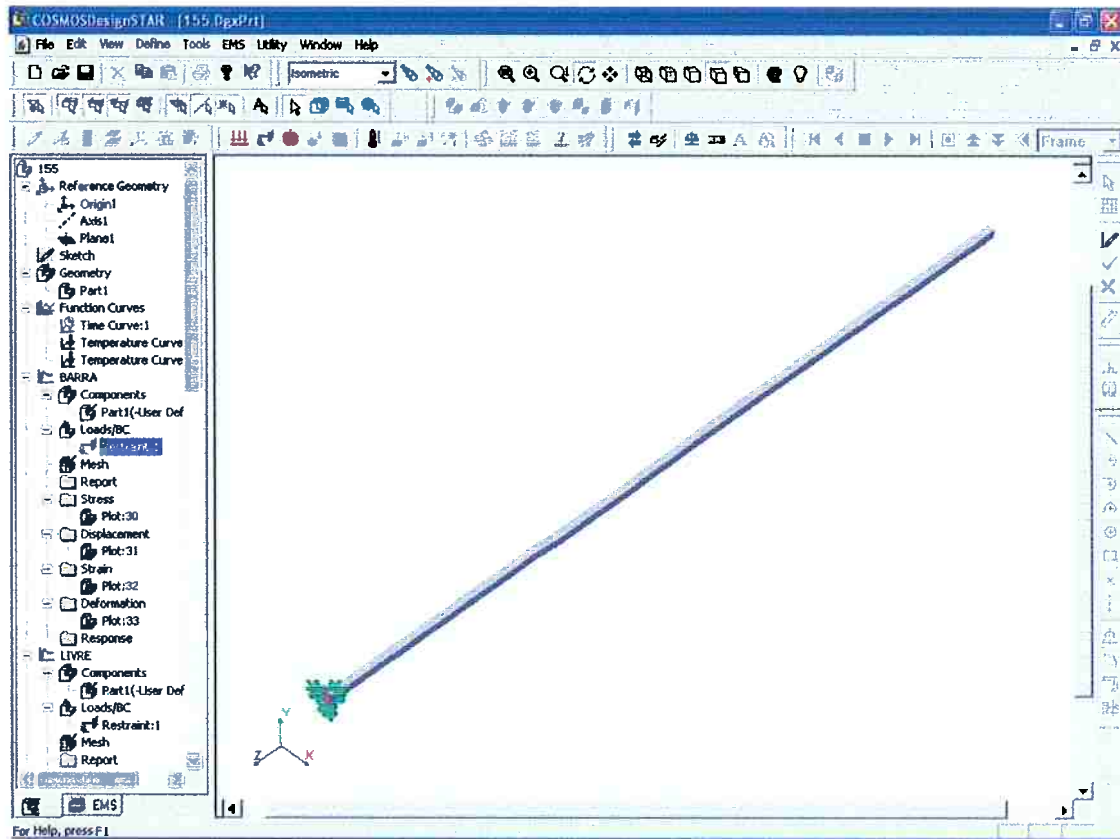


Figura 37. Detalhe do engastamento da peça.

A pesquisa bibliográfica ^[4] forneceu as variações de volume de acordo com a transformação de fase que ocorre nos aços em função do teor de carbono do material. Esta variação de volume está na tabela 7. Na terceira coluna da tabela 7, estão calculadas as variações previstas para cada transformação do aço SAE 4340, que tem 0,4 % em massa de carbono em sua composição.

É importante salientar que, as variações volumétricas relacionadas na tabela 7 com as transformações perlita esferoidizada → martensita, perlita esferoidizada → bainita inferior e perlita esferoidizada → bainita superior são somente valores obtidos através da medida de volume de um material com uma determinada microestrutura (p.e. Martensita) e a medida do volume do mesmo material após um tratamento térmico, para

obter outra microestrutura (p.e. perlita esferoidizada após recozimento), uma vez que estas transformações não existem.

Tabela 7. Variação de volume em função da transformação de fase e do teor de carbono.

Transformação	Mudança de volume (%)	Aço 4340
Perlita esferoidizada → Austenita	$- 4,64 + 2,21.(\%C)$	- 3,756 %
Austenita → Martensita	$4,64 \cdot 0,53. (\%C)$	4,428 %
Perlita esferoidizada → Martensita	$1,68. (\%C)$	0,672 %
Austenita → Bainita inferior	$4,64 - 1,43. (\%C)$	4,068 %
Perlita esferoidizada → Bainita inferior	$0,78. (\%C)$	0,312 %
Austenita → Bainita superior	$4,64 - 2,21. (\%C)$	3,756 %
Perlita esferoidizada → Bainita superior	0	0

Portanto, todas as transformações de fase nos aços geram alteração volumétrica, mas, as transformações a partir da austenita, em particular austenita → martensita e austenita → bainita inferior são as que causam as maiores variações no volume, que chegam a ser superiores a 4%.

Assim, se durante o resfriamento dos tarugos, as transformações de fase de fato ocorrerem com grande defasagem de tempo entre as faces exposta e protegida do tarugo, a forte expansão volumétrica causada pela transformação da face livre levará à deformação plástica da peça, pois a face oposta certamente estará em temperatura elevada, portanto, com baixo limite de escoamento. Com a tendência de expansão, a face livre tenderá a ficar mais comprida, portanto, a peça assumirá uma curvatura de modo que a face exposta fique convexa e a protegida côncava. Enfim, quando a face oposta se transforma, ela tende a se expandir também, porém, como a peça, sobretudo a face exposta, já está fria a tensão decorrente de sua transformação não é aliviada por deformação plástica, portanto, o tarugo fica empenado e com tensões residuais em seu interior.

Para simular este efeito no software de elementos finitos, o coeficiente de dilatação linear do aço foi modificado em função da temperatura. O objetivo era que o programa identificasse que, a partir do momento que se atinge certa temperatura, os

elementos que estejam nela passam a se expandir ao invés de se contrair com a redução da temperatura. Esta temperatura era a de início de transformação de fase austenita → bainita (~500 °C). Já na temperatura de fim de transformação, o coeficiente de dilatação linear voltaria ao normal.

Na transformação bainítica, o aço deveria se expandir 4,07 %. Esta expansão teria de ser interpretada pelo programa. Para isto, foi calculado o coeficiente de dilatação linear para que o aço se expanda 4% no intervalo de temperatura de transformação. Com este valor foi implementada uma curva do coeficiente de dilatação linear em função da temperatura. Em temperaturas acima da de transformação, o coeficiente era o da austenita, ou seja, $2,1 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, no intervalo de temperaturas onde ocorreria a transformação, o coeficiente passaria a $-0,015 \text{ K}^{-1}$ (cálculo demonstrado adiante), e para temperaturas menores que a de transformação, o coeficiente era das demais fases e microconstituintes (ferrita, perlita, bainita e martensita), correspondendo a $1,5 \times 10^{-5} \text{ K}^{-1}$. O programa deveria interpretá-lo da mesma forma que ele interpretou a variação do limite de escoamento com a temperatura.

Para obter as temperaturas de início e final de transformação foram utilizadas as curvas de resfriamento contínuo (RC) dos aços estudados: SAE 4340 e SAE 5230. Para prever as fases presentes e as temperaturas de transformação foi utilizado um software chamado AC3, que utiliza como dados de entrada o tipo de aço, a forma da peça (cilindro infinito ou placa plana infinita), suas dimensões, a temperatura de austenitização (inicial), a temperatura a agitação e o tipo de meio de resfriamento, as condições de revenimento (não utilizado neste caso) e retorna a curva de resfriamento contínuo da peça, as temperaturas de transformação, uma previsão da microestrutura da superfície e do núcleo e o perfil de dureza ao longo do diâmetro da peça.

No aço SAE 4340 a simulação resultou que a microestrutura o tarugo seria predominantemente bainítica e perlítica, com as transformações iniciando em 500 °C e terminando em 300 °C. Nota-se que estas transformações ocorrem com certa defasagem no tempo e que as temperaturas na superfície e no núcleo são bem diferentes.

Já no aço SAE 5230, havia somente a previsão de microestrutura perlítica no tarugo, formada no núcleo e na superfície quase ao mesmo tempo e em temperaturas

próximas. Este resultado está de acordo com os resultados das análises metalográficas e das observações do tipo de empeno, uma vez que o aço SAE 4340 tem alta temperabilidade e o aço SAE 5230 tem temperabilidade mais baixa. Portanto, estes dois casos podem servir de exemplo para os demais produtos da usina. As figuras 38 e 39 mostram, respectivamente, as curvas RC para ambos os aços e a simulação pelo AC3 prevendo os microconstituintes presentes.

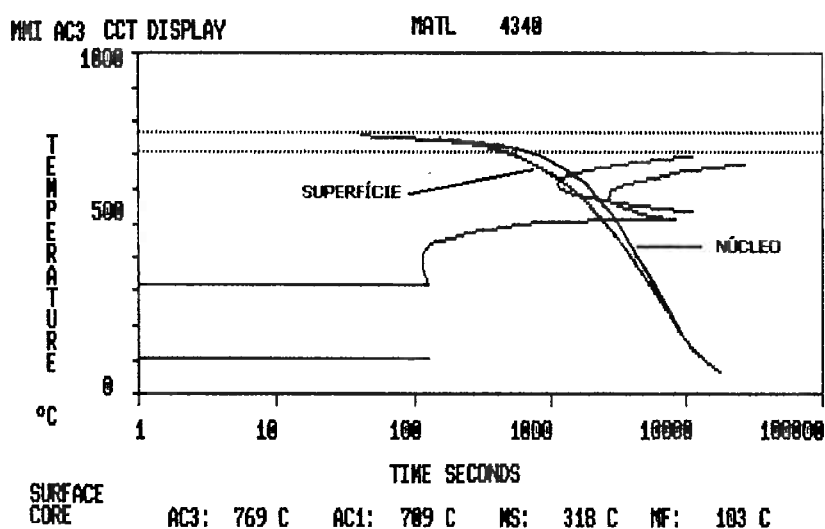


Figura 38. Curva RC de uma peça cilíndrica de diâmetro de 155 mm de aço SAE 4340.

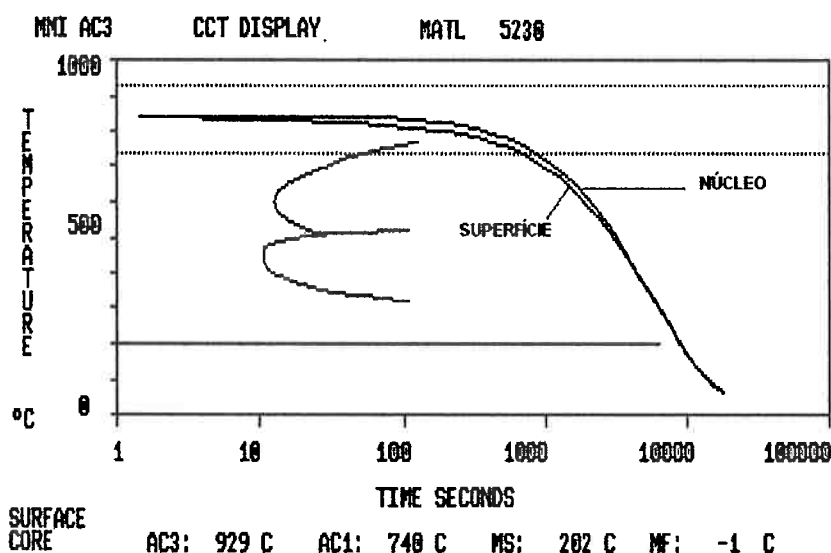


Figura 39. Curva RC de uma peça cilíndrica de diâmetro de 155 mm de aço SAE 5230.

O cálculo do coeficiente de dilatação linear necessário para obter a expansão correta está feito a seguir.

$$\Delta L = L_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T \quad (\text{Linear})$$

$$\Delta V = V_0 \cdot \gamma \cdot \Delta T \quad (\text{Volumétrica})$$

$$\text{Onde: } \gamma = 3 \cdot \alpha$$

$$V_f = 1,04 \cdot V_0$$

$$\Delta V = V_f - V_0 = 1,04 \cdot V_0 - V_0 = V_0 \cdot \gamma \cdot \Delta T \leftrightarrow 0,04 = \gamma \cdot \Delta T$$

$$\text{Como } \Delta T \approx 200 \text{ }^\circ\text{C}, \gamma \approx 0,0052 \rightarrow \alpha = 0,015$$

Na figura 40 a seguir está a curva do coeficiente de dilatação linear em função da temperatura colocado no programa.

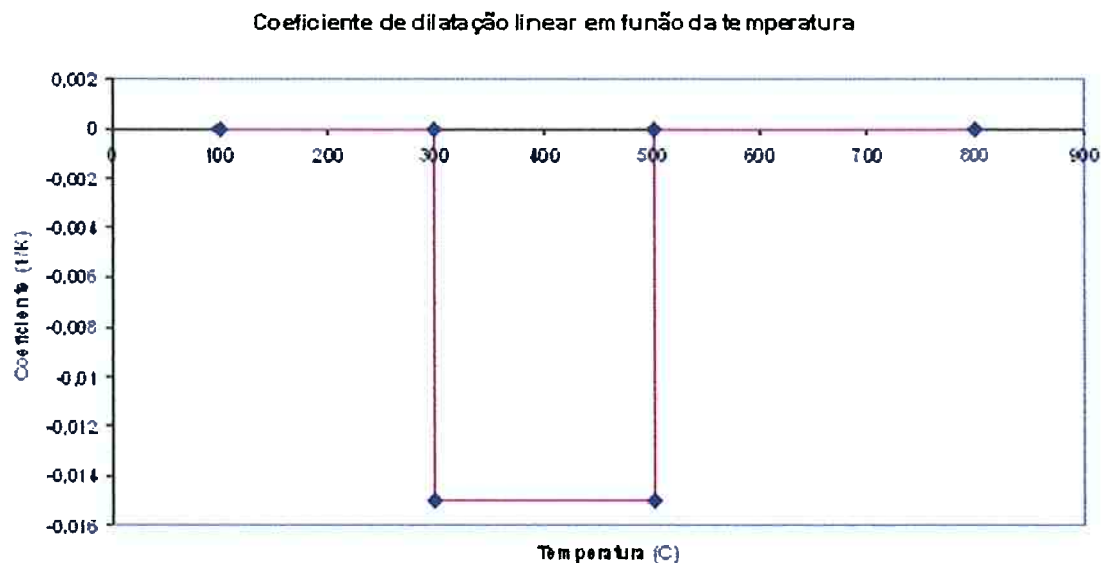


Figura 40. Coeficiente de dilatação linear utilizado no programa para simular a deformação causada pela transformação de fase.

É importante salientar, entretanto, que isto foi somente um artifício virtual para que o programa interpretasse a variação de volume causada pela transformação de fase.

Porém, a simulação ED12-1, que utilizava os dados do estudo térmico ET-1 (com temperatura inicial de 800 °C) e com as propriedades de limite de escoamento e coeficiente de dilatação linear variando com a temperatura como mostram,

respectivamente, as curvas nas figuras 36 e 40 não estava convergindo para uma solução.

Após diversos testes verificou-se que o programa não estava “aceitando” a “temperature curve” 2 que variava a densidade com a temperatura a tentativa de prever a distorção volumétrica causada pela transformação de fase.

Então, foi adotada a hipótese de que as deflexões até a temperatura de transformação de fase eram desprezíveis (verificado em um modelo feito para prever este valor), uma vez que não havia ocorrido nenhuma transformação de fase e os gradientes térmicos no interior da peça até 500 °C foram também desprezados. Esta segunda hipótese é uma importante fonte de erros na simulação.

Com estas hipóteses, os estudos térmicos partiam de peças que estavam a temperatura homogênea de 500 °C.

Os estudos ED12-2, ED12-3, ED12-4, ED15-2, ED15-3 e ED15-4 foram implementados para prever a deformação causada pela transformação de fase nas peças de 12 e de 15 metros.

Tanto o estudo ED12-2 quanto o estudo ED 15-2 foram construídos para simular a distorção volumétrica causada pela transformação de fase na peça sujeita a resfriamento ao ar (radiação e convecção) pelas faces livre, superior e inferior, portanto, utilizavam os resultados do estudo térmico ET-2, que partia de 500 °C.

Todas as propriedades deste estudo (gerais, malha, solver, modelo de plasticidade de Von Misses, etc...) foram iguais às adotadas no estudo não linear ED12-1, anteriormente descrito, porém, o coeficiente de dilatação linear adotado era constante e igual a $-0,015 \text{ K}^{-1}$.

Para simular as deflexões causadas por transformação de fase nos tarugos que têm uma barra de aço encostada em sua face livre, foram implementados os estudos não lineares ED12-3 e ED15-3, que utilizavam os resultados do estudo térmico ET-3, com temperatura de partida de 500 °C e resfriamento por radiação e por convecção nas faces superior e inferior e resfriamento por condução na face livre, reproduzido por um fluxo de calor, simulando a barra de aço (Tabela 3).

Todas as propriedades deste estudo (gerais, malha, solver, modelo de plasticidade de Von Misses, etc...) foram iguais às adotadas no estudo não linear ED12-1, anteriormente descrito, porém, o coeficiente de dilatação linear adotado era constante e igual a $-0,015 \text{ K}^{-1}$.

Já para simular as deflexões causadas por transformação de fase nos tarugos protegidos por uma caixa isolante encostada em sua face livre, foram implementados os estudos não lineares ED12-4 e ED15-4, que utilizavam os resultados do estudo térmico ET-4, com temperatura de partida de $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ e resfriamento por radiação e por convecção nas faces superior e inferior e resfriamento por condução na face livre, reproduzido por um fluxo de calor, simulando a caixa isolante (Tabela 4).

Todas as propriedades deste estudo (gerais, malha, solver, modelo de plasticidade de Von Misses, etc...) foram iguais às adotadas no estudo não linear ED12-1, anteriormente descrito, porém, o coeficiente de dilatação linear adotado era constante e igual a $-0,015 \text{ K}^{-1}$.

Na tabela 8 está um resumo de todos os estudos não lineares feitos para prever o empeno das peças decorrente da transformação de fase.

Tabela 8. Resumo de todas as simulações feitas para calcular o empeno.

	Dados do	Temp.	Limite de	Coef. De	Compr	Efeito de
	estudo	Inicial	Escoamento	dilatação	do tarugo	Transf.
	térmico	($^{\circ}\text{C}$)	(MPa)	linear ($1/\text{K}$)	(m)	de fase
EC12-1	ET-1	800	Figura 36	Figura 40	12	Sim
EC12-2	ET-2	500	Figura 37	-0,015	12	Sim
EC12-3	ET-3	500	Figura 38	-0,015	12	Sim
EC12-4	ET-4	500	Figura 39	-0,015	12	Sim
EC15-1	ET-1	800	Figura 41	Figura 40	15	Sim
EC15-2	ET-2	500	Figura 42	-0,015	15	Sim
EC15-3	ET-3	500	Figura 43	-0,015	15	Sim
EC15-4	ET-4	500	Figura 44	-0,015	15	Sim

No caso de tarugos de 15 metros, a simulação foi feita para tentar prever o fenômeno, uma vez que, a partir de janeiro de 2005 a usina passará a produzir tarugos com este comprimento, portanto, é importante o conhecimento de como o fenômeno do empeno se dará com esta alteração e, para isto, o método de elementos finitos demonstrou ser muito adequado.

Em suma, a metodologia adotada consistiu na observação do processo, para determinar quais os fenômenos físicos e metalúrgicos estavam relacionados ao problema e para diferenciar os dois tipos de empeno que ocorriam, em seguida, foram feitas análises metalográficas de amostras de tarugos com empeno excessivo para tentar confirmar a hipótese e que havia diferentes microconstituintes nas regiões que estavam sujeitas a diferentes condições de resfriamento (face livre, superior, inferior e protegida) e, relacionar estas transformações com o mecanismo de empeno, e, por fim, diversas simulações por elementos finitos foram feitas para estudar o resfriamento e prever o empeno causado pelas transformações de fase que ocorrem defasadas entre as faces livre e protegida do tarugo e nas condições atuais e futura, com a caixa protetora.

Os resultados das simulações foram confrontados com os práticos sempre que estes estavam disponíveis.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Os resultados do trabalho foram divididos em três partes, que estão relacionadas às três etapas da metodologia do estudo: observação do processo, análises metalográficas e simulações por elementos finitos.

6.1 Observação do Processo

A observação analítica do processo foi uma etapa fundamental para a compreensão do problema.

Nesta etapa, algumas observações importantes foram notadas. Primeiramente, foi possível a compreensão dos fatores físicos envolvidos com o problema de empeno, e este é o primeiro resultado importante no trabalho: o problema provavelmente está relacionado com o resfriamento diferencial do primeiro tarugo no leito de resfriamento.

Ocorre que, quando os tarugos saem do corte ao término do lingotamento, estão a cerca de 800 °C e são colocados no leito. Neste local, as peças ficam todas em contato e um mecanismo empurra os tarugos. Logo, a primeira peça tem uma face que está em contato com o segundo tarugo, que tem aproximadamente a mesma temperatura do primeiro, e as outras três expostas ao ambiente. Então, a face em contato com o segundo tarugo não troca calor, ao passo que as demais perdem calor para o meio por radiação e convecção. Isto gera gradientes térmicos no interior da peça e diferentes velocidades de resfriamento em regiões diferentes (face exposta sofre elevadas taxas de resfriamento, ao passo que a face protegida resfria lentamente).

Aços de elevada temperabilidade transformam da austenita para bainita ao ar nas faces mais expostas (livre, superior e inferior) e transformam da austenita para ferrita / perlita nas faces menos expostas (protegida) isto ocasiona uma grande defasagem no tempo da transformação na peça que leva ao empeno, enquanto que nos aços de baixa temperabilidade, a defasagem no tempo de transformações não é tão significativa, e, por isso, a expansão volumétrica decorrente da transformação não ocasiona o empeno.

O segundo passo importante nesta etapa foi a discriminação de dois tipos de defeitos de empeno de tarugos com características bem distintas.

O primeiro tipo é muito comum em aços de baixa temperabilidade, onde o empeno se dá de forma que o tarugo se arqueia com a face livre assumindo a forma côncava. Este tipo de empeno foi notado em diversos tarugos e sua flecha nunca ultrapassou os 70 mm. As peças com estas características não são descartadas e, portanto, não representam perda alguma para a usina.

Já o segundo tipo de empeno, comum nos aços de alta temperabilidade, é morfologicamente oposto ao primeiro tipo e causa uma deformação muito mais intensa. Neste caso, o empeno leva a um arqueamento de modo que a face mais exposta ao meio assume a forma convexa e as flechas nestes casos facilmente ultrapassam os 400 mm. Este tipo de defeito é o principal responsável pelo elevado descarte dos tarugos que sofrem empeno no leito de resfriamento do lingotamento contínuo.

As temperaturas dos tarugos, dispostas na tabela 9, desde o final do lingotamento, até o resfriamento no leito foram medidas com um pirômetro óptico na face inferior das peças e na metade do seu comprimento (As medidas foram feitas sob o leito de resfriamento).

Tabela 9. Temperatura dos tarugos em diferentes pontos do processo.

Temperaturas dos tarugos saídos do lingotamento contínuo		
Posição	Temperatura (°C)	Tempo (minutos)
Após o corte	> 1.000	-----
Entrada do Leito	800	0
Saída do Leito	240	90

A partir das observações do processo e dos defeitos, foi possível formular dois modelos conceitualmente distintos para cada tipo de defeito.

No primeiro tipo de empeno, foi assumida a hipótese de que no resfriamento de peças de baixa temperabilidade, a transformação de fase ocorre quase que simultaneamente na peça toda, portanto, a expansão volumétrica decorrente da

transformação não tem influência no empeno dos tarugos, que é causado somente pela diferença de contração linear que ocorre na peça.

Neste caso o mecanismo de empeno proposto é que, no resfriamento, a face livre resfria primeiro e se contrai, gerando tensões que são aliviadas por deformação plástica da peça que ainda está quente, com baixo limite de escoamento. A deformação causa um arqueamento na peça de modo que a face exposta fica menor (assumindo concavidade). Ao se resfriar, a face oposta se contrai, porém, as tensões decorrentes da contração linear desta face não são aliviadas por deformação plástica, uma vez que a peça já está fria. Então, a peça fica com empeno permanente, de forma que a face exposta tem formato côncavo.

Como a magnitude da contração linear é relativamente baixa (os coeficientes são da ordem de 10^{-5}), as peças empenadas por este mecanismo têm pequenas flechas e não são sucataadas.

O segundo tipo é muito comum em aços de alta temperabilidade e causa um empeno muito mais intenso (flechas da ordem de 500 mm) nos tarugos que assumem a forma oposta das peças empenadas pelo primeiro mecanismo (a face exposta é a convexa). Neste modelo, foi assumida a hipótese de que as transformações de fase ocorriam na face exposta muito antes das transformações na face oposta (hipótese verificada nos ensaios metalográficos de um tarugo de aço SAE4340 sucataado por empeno excessivo que apresentava microestrutura bainítica na face exposta e perlítica na protegida e nas simulações do programa AC3).

Então a transformação bainítica (com expansão volumétrica de cerca de 4,5% ^[5]) pode ocorrer na face exposta em temperaturas menores que 500 °C, enquanto a face oposta está ainda quente. O tarugo empena e a face exposta fica mais comprida que a outra. São geradas tensões no material, que são aliviadas na outra face pelo fato de a mesma estar ainda quente, com baixo limite de escoamento. Quando a face oposta transforma, também deverá ocorrer expansão volumétrica, porém a face exposta já está fria e resistente e não permite a ocorrência de deformação plástica.

A última observação relevante nesta etapa era que, em alguns aços, era colocada uma grande barra de aço de seção retangular (155 x 310 mm) com o comprimento das

peças com a finalidade de que isto fosse uma barreira mecânica para o empeno dos tarugos. Porém, em aços de alta temperabilidade, isto elevava ainda mais o empeno. Isto é causado, provavelmente, devido ao fato de que há um fluxo de calor do tarugo para a barra, que acelera as trocas térmicas e, conseqüentemente, aumentam os gradientes térmicos.

A partir destas observações, foram traçadas as demais etapas da metodologia para se compreender o problema. A próxima etapa destinava-se a descobrir se havia de fato fases diferentes nas diferentes regiões do tarugo. Para isto, foi analisado metalograficamente uma seção de um tarugo muito empenado de aço SAE 4340, de alta temperabilidade.

6.2 Metalografia

As amostras que foram observadas no microscópio ótico foram retiradas de um tarugo muito empenado de aço SAE 4340, cuja foto está na figura 41. As posições da retirada das amostras, os cortes e o procedimento estão descritos no capítulo materiais e métodos.



Figura 41. Foto do tarugo de aço SAE 4340 de onde foram retiradas as amostras para a metalografia.

A figura 42 é uma ilustração que reproduz os cortes na seção do tarugo onde as amostras foram obtidas para a observação ao microscópio ótico. As designações S, P, I, L e C, representam, respectivamente, regiões próximas às faces superior, vizinha ao segundo tarugo, inferior, livre (em relação ao meio) e central. A sequência de micrografias abaixo são fotos obtidas por microscópio ótico de regiões diferentes das cinco seções. A figura 42 é uma guia para as fotos, que tem a designação em seu canto superior esquerdo.

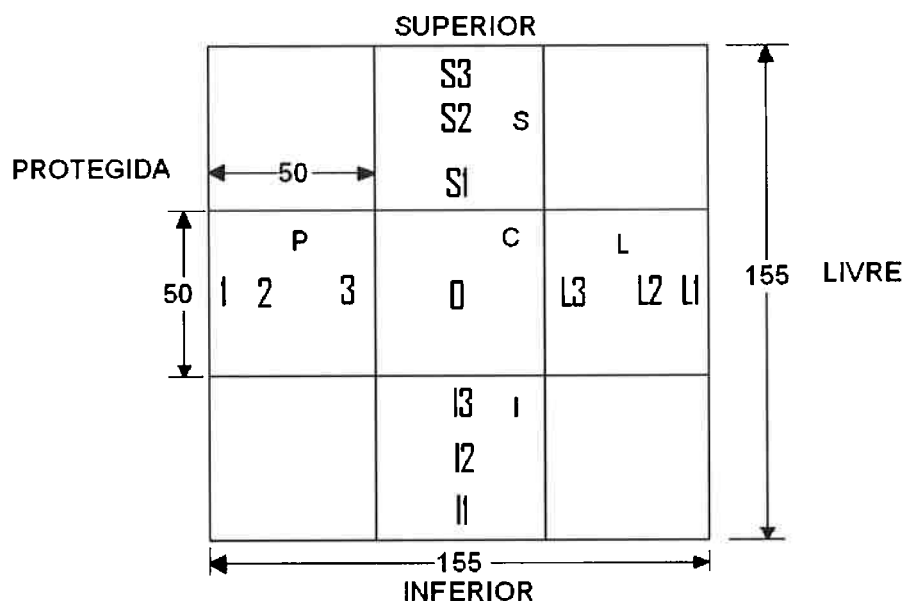


Figura 42. Representação da seção transversal do tarugo onde foram obtidas as amostras metalográficas com detalhe da posição das amostras observadas

A sequência de micrografias a seguir foi obtida de regiões próximas à face livre do tarugo. A figura 43 é uma micrografia da região L1, ou seja, a mais próxima à face exposta ao meio. A microestrutura é predominantemente bainítica com traços de martensita e de perlita. A figura 44 é a micrografia da região L2, que está à meia altura do pedaço mais próximo à face livre. Em sua microestrutura, observa-se somente a presença de bainita. E a figura 45 é a micrografia da região mais próxima ao centro da face mais exposta. Sua microestrutura é uma mistura de, aproximadamente 70% de bainita e de 20% de perlita e um pouco de ferrita.

Esta microestrutura predominantemente bainítica aponta que estas regiões, próximas à face livre, sofreram taxas de resfriamento relativamente rápidas, o que levou à nucleação da bainita com alguns traços de martensita.



Figura 43. Micrografia obtida por microscopia óptica da região do tarugo mais exposta ao meio (L1). Aumento 50x.



Figura 44. Micrografia obtida por microscopia óptica de uma amostra da região a meia altura da face exposta do tarugo (L2). Aumento: 50x.

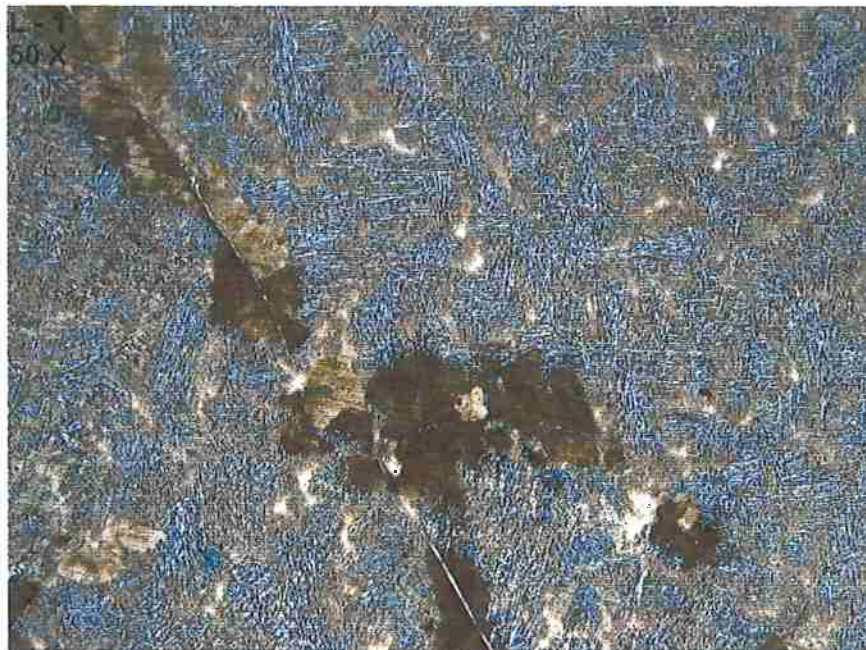


Figura 45. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região da face exposta do tarugo próxima ao centro da peça (L3). Aumento: 50x.

A figura 46 é a micrografia da região S3, que é a região mais externa da face superior do tarugo. Nesta localização a microestrutura apresenta, aproximadamente, 95% de bainita e 5% de perlita. Já a figura 47 é a micrografia da região S2 que é a região de meia altura da face superior do tarugo, sua microestrutura é composta de, aproximadamente, 85 % de bainita e de 15 % de perlita. A figura 48 abaixo representa a face mais próxima ao centro da face superior do tarugo. Nesta região a microestrutura é composta por, aproximadamente, 70% de bainita e de 20% de perlita.

A microestrutura também é predominantemente bainítica e demonstra que estas regiões, próximas à face superior, também sofreram taxas de resfriamento relativamente elevadas, porém, as evidências microestruturais apontam que a face livre resfriou mais rapidamente do que a superior.



Figura 46. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região mais próxima à face superior do tarugo (S3). Aumento: 50x.



Figura 47. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região a meia altura da face superior do tarugo (S2). Aumento: 50x.

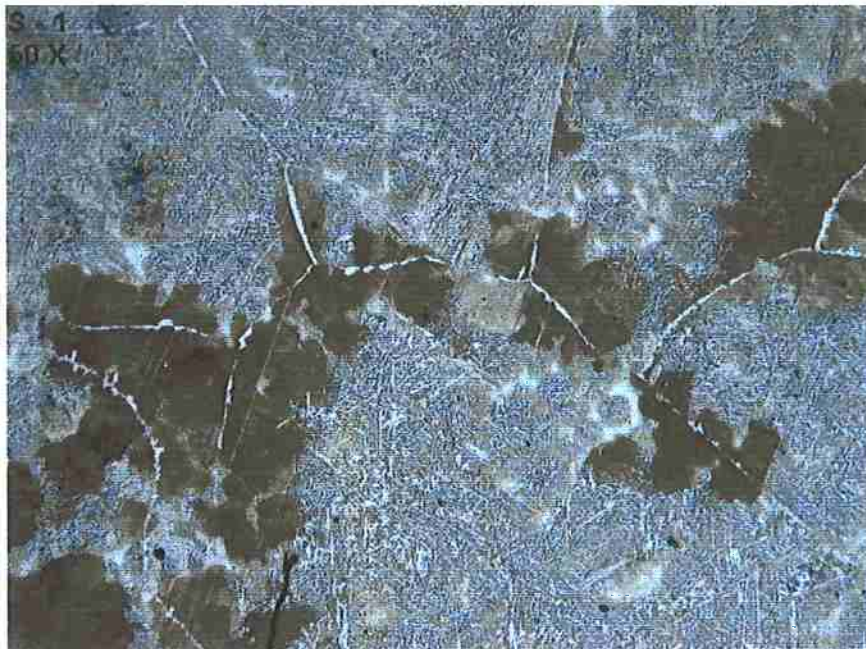


Figura 48. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região da face superior do tarugo próxima ao centro da peça (S1). Aumento: 50x.

A figura 49 é a micrografia da região II, que é a região mais externa da face inferior do tarugo. Nesta localização a microestrutura apresenta, aproximadamente, 70% de bainita e 30% de perlita. Já a figura 50 é a micrografia da região S2 que é a região de meia altura da face inferior do tarugo, sua microestrutura é composta de, aproximadamente, 60 % de bainita e de 40 % de perlita. A figura 51 representa a face mais próxima ao centro da face inferior do tarugo. Nesta região a microestrutura é composta por, aproximadamente, 30% de bainita e de 70% de perlita.

As microestruturas das regiões próximas à face inferior já apresentam sinais de que a taxa de resfriamento foi substancialmente menor que a que as regiões próximas à face livre e à face superior sofreram. Porém, ainda apresenta microestrutura típica de taxas de resfriamento relativamente alta.

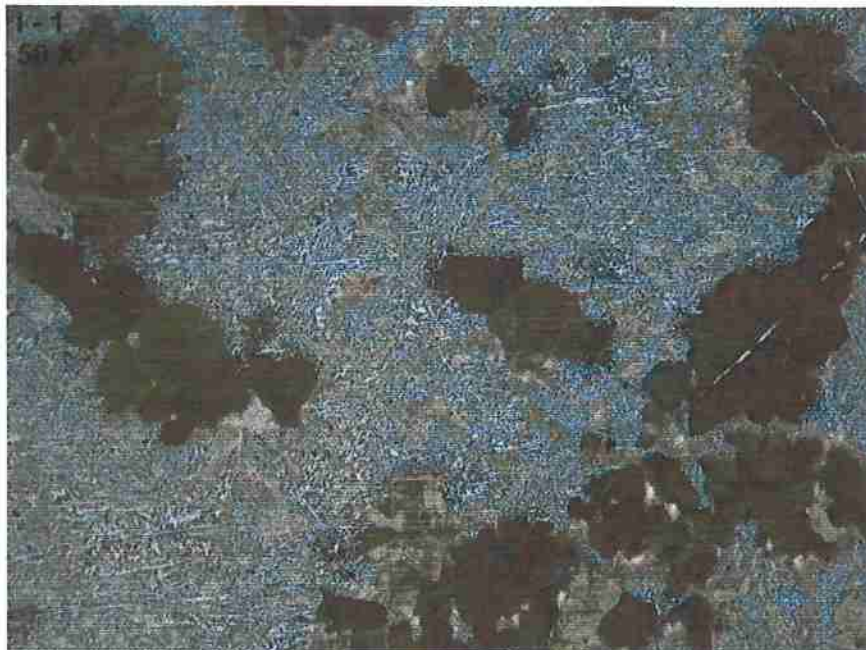


Figura 49. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região mais próxima à face inferior do tarugo (I1). Aumento: 50x.

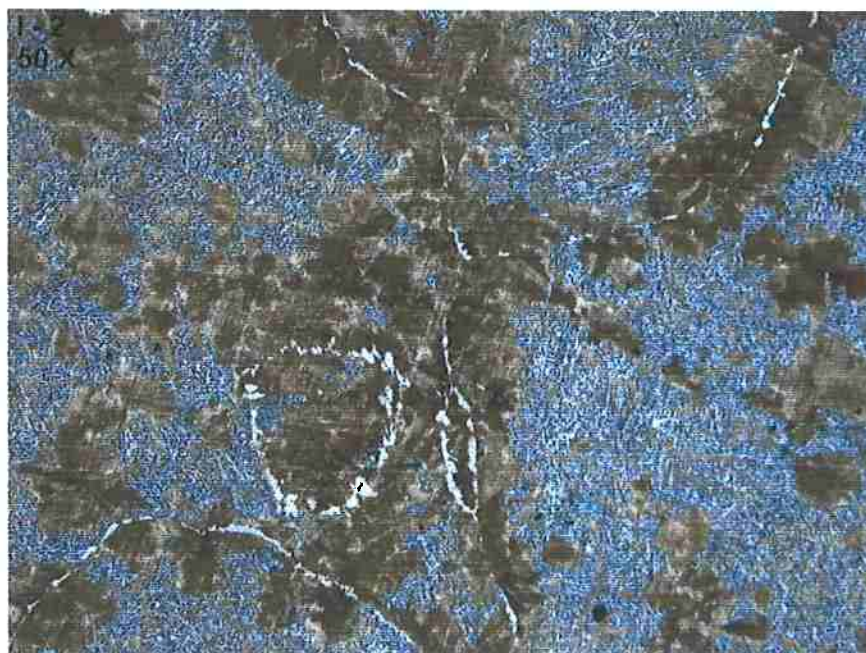


Figura 50. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região a meia altura da face inferior do tarugo (I2). Aumento: 50x.

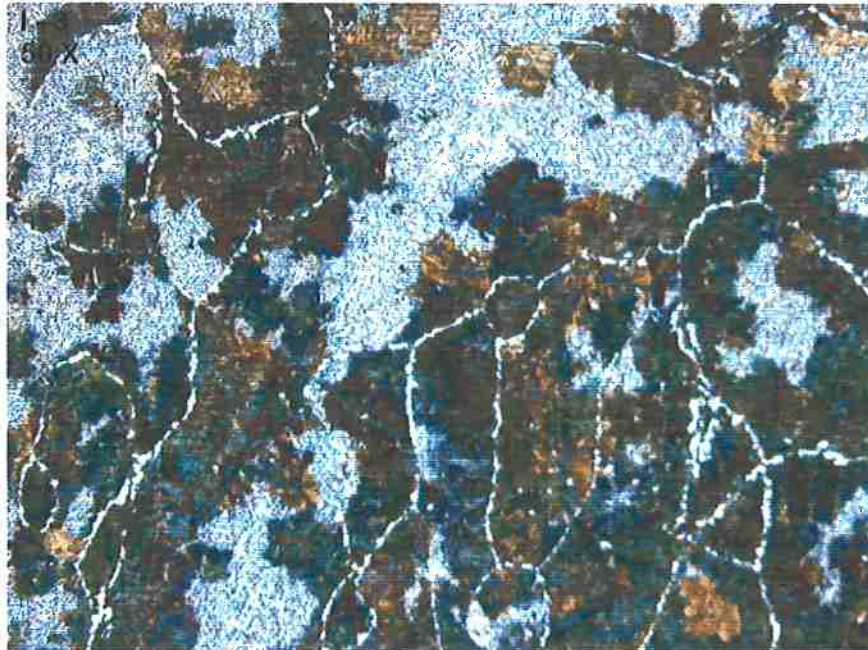


Figura 51. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região da face inferior do tarugo próxima ao centro da peça (I3). Aumento: 50x.

A figura 52 é a micrografia da região 1, que é a região mais externa da face do tarugo em contato com o tarugo subsequente. Nesta localização a microestrutura apresenta, aproximadamente, 20% de bainita e 80% de perlita. Já a figura 53 é a micrografia da região 2 que é a região de meia altura da face do tarugo em contato com a peça subsequente, sua microestrutura é preponderantemente perlítica, assim como a região 3, próxima ao centro, cuja micrografia está na figura 54.

As micrografias das regiões próximas à face em contato com o outro tarugo demonstram claramente que a taxa de resfriamento sofrida foi a menor dentre todas as regiões observadas.

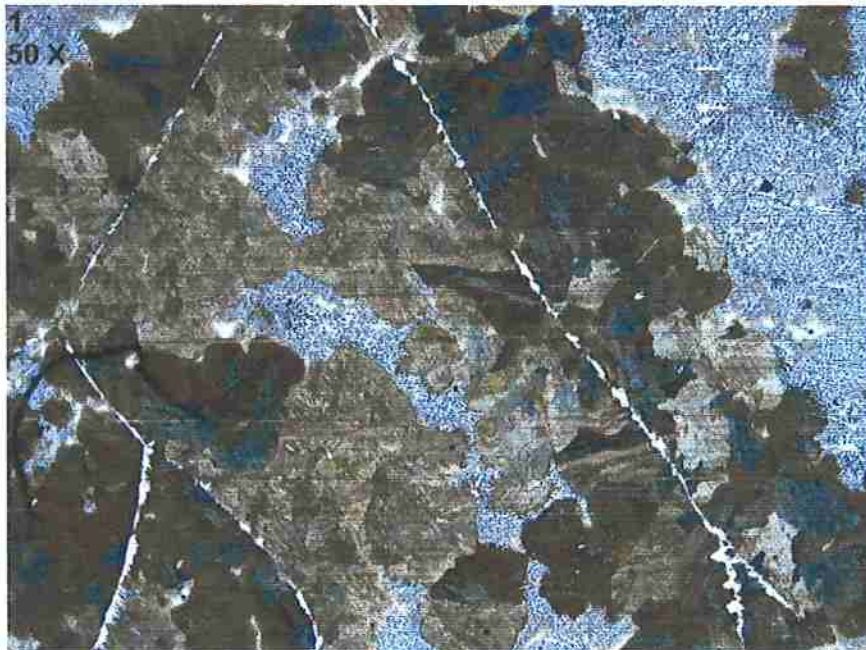


Figura 52. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região mais próxima à face protegida do tarugo (1). Aumento: 50x.



Figura 53. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região a meia altura da face protegida do tarugo (2). Aumento: 50x.



Figura 54. Micrografia obtida por microscopia ótica de uma amostra da região da face protegida do tarugo próxima ao centro da peça (3). Aumento: 50x.

A tabela 10, apresenta um resumo dos resultados das análises metalográficas de uma seção de um tarugo de aço SAE 4340 sucitado por empeno excessivo.

Os resultados permitem concluir que a face livre (mais exposta) foi a que apresentou evidências microestruturais de maiores velocidades de resfriamento, devido à microestrutura bainítica, portanto, a troca de calor por convecção nesta face foi a mais eficiente.

A face superior também demonstrou evidências de elevadas taxas de resfriamento, pois a microestrutura encontrada nas regiões vizinhas a ela também apresentava microconstituintes que caracterizavam um resfriamento relativamente rápido (bainita).

Já as microestruturas das regiões vizinhas à face inferior apresentavam sinais de taxas e resfriamento menores do que a sofrida pelas regiões próximas às faces livre e superior, evidenciado pela presença de microconstituintes típicos de taxas de resfriamento menores (mistura de perlita e bainita).

Tabela 10. Resumo dos resultados das análises microestruturais da amostra do tarugo de aço SAE 4340 sucitado por empeno excessivo.

LOCALIZAÇÃO			MICROESTRUTURAS		
Face	Posição		Bainita	Perlita	Outras
Livre	L1		100%	-----	Martensita
	L2		100%	-----	-----
	L3		70%	30%	Ferrita
Superior	S3		95%	5%	-----
	S2		85%	15%	-----
	S1		70%	30%	-----
Inferior	I1		70%	30%	-----
	I2		60%	40%	-----
	I3		30%	70%	-----
Protegida	1		20%	80%	Ferrita
	2		-----	100%	Ferrita
	3		-----	100%	Ferrita

SUPERIOR		
	S3	
	S2	S
	S1	
P	C	L
1 2 3	0	13 12 11
INFERIOR		
	I3	I
	I2	
	I1	

As microestruturas das regiões próximas à face encostada no tarugo subsequente (protegida) evidenciam que esta face resfriou mais lentamente do que todas as demais, devido a microestrutura predominantemente perlítica. Isto evidencia que a hipótese assumida de que os tarugos não trocam calor através da face que está em contato com a peça subsequente é plausível.

Desta forma é possível inferir que a troca de calor pela face mais exposta foi, durante todo o processo, muito mais intensa do que a troca de calor pela face protegida, portanto, a peça esteve sujeita a gradientes térmicos durante toda a etapa de resfriamento.

O fato de que a face superior resfriou mais rapidamente que a inferior evidencia que a troca de calor por cima do leito é mais eficiente que por baixo. Isto deve estar relacionado ao fato de que o ar circula por cima do leito ao passo que, sob o leito, ele fica enclausurado, por isso, o coeficiente de película (h) de convecção na face superior deve ser maior que na face inferior. Isto certamente leva a gradientes térmicos na direção vertical dos tarugos também, porém, não é verificado o problema de empeno na direção vertical, pois os gradientes térmicos são menores que os gradientes térmicos na direção horizontal.

A principal conclusão desta etapa é que, como há uma grande diferença entre as microestruturas das regiões próximas à face livre e das regiões próximas à face protegida, fica evidente que estes dois locais sofreram transformações de fase muito distintas (austenita → bainita na face exposta e austenita → perlita na face protegida). Isto confirmou a segunda hipótese que considerou que o empeno era causado devido à defasagem entre transformação de fase que ocorria na face exposta e protegida.

Como a face exposta sofreu transformação tipo austenita → bainita e a face oposta sofreu transformação austenita → perlita, fica evidente que deve ter havido uma diferença de tempo significativa entre a ocorrência da transformação bainítica na face livre e a transformação perlítica na face oposta. A partir disto, é possível concluir que, provavelmente, no início da transformação da face exposta, a peça, em particular a face oposta, estava em alta temperatura, logo, o material tinha baixo limite de escoamento neste momento, portanto as tensões decorrentes da expansão volumétrica da transformação bainítica da face oposta, foram aliviadas por deformação plástica da peça, que se arqueou. Então, quando a face oposta sofreu a transformação perlítica, a peça, em particular, a face exposta já estava fria, logo, a tensão decorrente da expansão volumétrica da transformação perlítica não foi aliviada por deformação plástica, pois o material apresentava limite de escoamento muito alto. Então a peça fica empenada (com a face exposta em formato convexo) e com tensões residuais.

Este resultado valida o modelo conceitual proposto e provém os dados fundamentais para a construção da simulação do empeno no software de elementos finitos.

6.3 Modelo Computacional

As simulações por elementos finitos geraram resultados tanto nos estudos térmicos, fornecendo os perfis de temperatura em cada passo, quanto nos estudos de empeno, retornando o valor da flecha e a morfologia do defeito em cada passo.

6.3.1 Estudo térmico

O estudo térmico ET-2 foi utilizado para simular as condições de resfriamento do tarugo, trocando calor por radiação e por convecção pelas faces livre, superior e inferior, assumindo que não há troca térmica pela face em contato com o tarugo subsequente e partindo da temperatura inicial de 500 °C.

Os perfis de temperatura na seção do tarugo ao longo dos dez passos estão mostrados no anexo A. É importante salientar que, como os efeitos de borda foram desprezados, este resultado é válido para os tarugos de 12 e de 15 metros e que cada passo corresponde a 600 segundos.

A figura 55 é o perfil térmico gerado pelo programa de elementos finitos para a peça no primeiro passo que corresponde ao tempo de 10 minutos com a temperatura inicial de 500 °C.

Como pode ser visto no anexo A, o perfil de temperatura manteve-se praticamente o mesmo ao longo de toda a simulação.

No estudo térmico ET-2 foi assumido transporte de calor por radiação e por convecção nas faces livre, superior e inferior, que não havia trocas térmicas pela face em contato com o tarugo subsequente (face protegida), coeficiente de película (h) de convecção natural ao ar, de 8 W/m².K, emissividade de 0,8 temperatura ambiente de 30°C e desprezando os efeitos de borda. Esta simulação reproduz as condições nas quais as amostras do tarugo de aço SAE 4340 sucata foram retiradas.

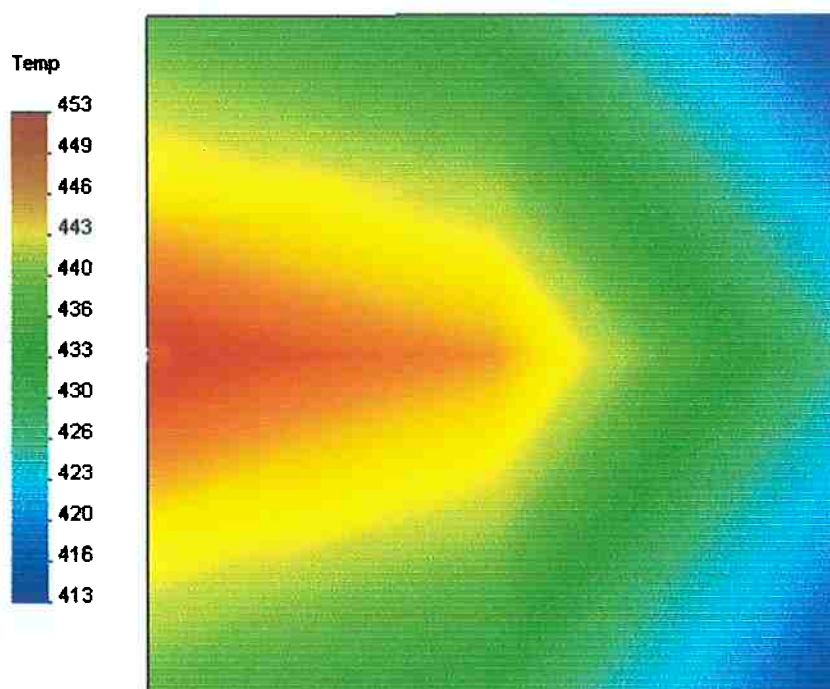


Figura 55. Perfil de temperatura obtido no primeiro passo do estudo térmico ET-2.

O perfil de temperatura em todos os passos está no anexo A. A tabela 11 apresenta o passo, o tempo correspondente a ele, a temperatura máxima e mínima do tarugo em cada etapa da simulação e a diferença entre elas.

Tabela 11. Temperaturas máximas e mínimas obtidas nos dez passos do estudo térmico ET-2.

ESTUDO TÉRMICO ET-2				
TEMPERATURAS				
Passo	Tempo (min)	Máxima	Mínima	Diferença
0	0	500	500	0
1	10	453	413	40
2	20	406	369	37
3	30	366	335	31
4	40	333	307	26
5	50	305	282	23
6	60	281	261	20
7	70	260	243	17
8	80	241	227	14
9	90	225	212	13
10	100	211	199	12

A máxima diferença de temperatura entre as faces do tarugo calculado por ET-2 é de 40°C, porém, isto não corresponde à realidade, pois neste estudo térmico, foi assumido que o material adentra no leito a 500°C, ou seja, cerca de 400°C abaixo do que ele realmente entra. Logo os gradientes reais devem ser bem maiores. Isto foi necessário devido ao fato de que não foi possível simular os efeitos da expansão volumétrica causada pela transformação de fase fazendo o coeficiente de dilatação linear variando com a temperatura, tampouco, iniciar um estudo térmico partindo de 900°C, modificar o coeficiente de dilatação a 500°C e continuar a análise.

Ao se comparar os resultados experimentais do tempo de resfriamento no leito, dispostos na tabela 9, verifica-se que as estimativas dos parâmetros das trocas térmicas (emissividade de 0,8 e coeficiente de película de 8,0 W/m²/K), em particular o coeficiente de película para a transferência de calor com convecção, foram subestimados, uma vez que, na realidade o tarugo adentra no leito a cerca de 800 °C e, após 90 minutos, este encontra-se em torno de 240 °C, ao passo que, na simulação por elementos finitos, o tarugo parte de uma temperatura homogênea de 500 °C e, 90 minutos depois, encontra-se acerca de 220 °C.

Porém, o coeficiente de transmissão de calor com convecção natural (coeficiente de película h), que, neste caso, foi calculado pelo adimensional de Nusselt, obtido a partir dos adimensionais de Grashoff e de Prandtl ^[5], não está tão longe do coeficiente que simularia com fidelidade as condições reais.

A figura 56 e a tabela 12 representam, respectivamente, o perfil de temperatura do primeiro passo do estudo térmico ET-3 e os valores máximos, mínimos das temperaturas e a diferença entre eles em todos os passos da simulação.

No estudo térmico ET-3 foi assumido transporte de calor por radiação e por convecção superior e inferior, que não havia trocas térmicas pela face em contato com o tarugo subsequente (face protegida), a face livre perdia calor a um fluxo em função da temperatura (tabela 3), coeficiente de película (h) de convecção natural ao ar, de 8 W/m².K, emissividade de 0,8 temperatura ambiente de 30°C e desprezando os efeitos de borda. Esta simulação reproduz as condições de resfriamento nas quais as peças estão submetidas quando se coloca a barra de aço apoiando-os.

Os perfis térmicos em todos os passos do estudo ET-3 estão no anexo B. Nota-se que os perfis térmicos são razoavelmente semelhantes ao longo do tempo de resfriamento. Comparando os resultados obtidos no estudo térmico ET-3 com os obtidos em ET-2 observa-se que os gradientes térmicos no interior da peça que está em contato com a grande barra de aço são muito mais intensos do que na peça que resfria ao ar com a face exposta livre.

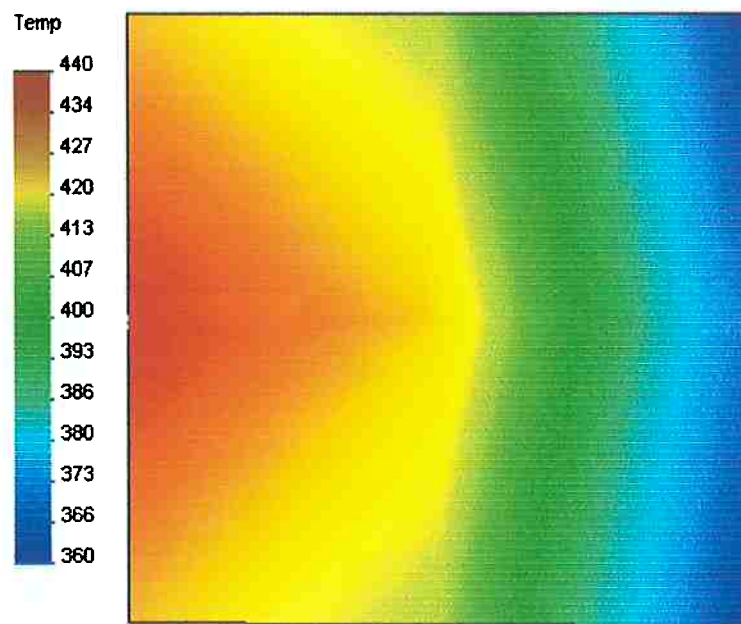


Figura 56. Perfil de temperatura obtido no primeiro passo do estudo térmico ET-3.

Nota-se que há uma forte tendência de extração de calor pela barra (à direita da ilustração). Isto eleva a magnitude dos gradientes térmicos na peça o que agrava tanto o problema de empeno causado por transformação de fase, quanto o empeno onde não há muita influência da expansão volumétrica da transformação.

Tabela 12. Temperaturas máximas e mínimas obtidas nos dez passos do estudo térmico ET-3.

ESTUDO TÉRMICO ET-3				
TEMPERATURAS				
Passo	Tempo (min)	Máxima	Mínima	Diferença
0	0	500	500	0
1	10	440	360	80
2	20	376	296	80
3	30	320	250	70
4	40	273	213	60
5	50	233	182	51
6	60	200	157	43
7	70	173	135	38
8	80	149	117	32
9	90	129	101	28
10	100	112	88	24

Destes resultados pode-se concluir que a adoção de uma barra de aço colocada em contato com os tarugos leva ao aumento dos gradientes térmicos no interior da peça que acentua o problema de empeno.

A figura 57 e a tabela 13 representam, respectivamente, o perfil de temperatura do primeiro passo estudo térmico ET-4, os valores máximos, mínimos das temperaturas e a diferença entre eles em todos os passos da simulação.

No estudo térmico ET-4 foi assumido transporte de calor por radiação e por convecção superior e inferior, que não havia trocas térmicas pela face em contato com o tarugo subsequente (face protegida), a face livre perdia calor a um fluxo em função da temperatura (tabela 4), coeficiente de película (h) de convecção natural ao ar, de $8 \text{ W/m}^2\text{.K}$, emissividade de 0,8 temperatura ambiente de 30°C e desprezando os efeitos de borda. Esta simulação tenta reproduzir o efeito da solução proposta sobre os gradientes térmicos. A solução proposta é a colocação de uma caixa isolante composta de uma estrutura metálica e com o núcleo feito de fibra cerâmica (figuras 32 e 33).

Os perfis térmicos em todos os passos do estudo ET-4 estão no anexo C. Nota-se que os perfis térmicos são razoavelmente semelhantes ao longo do tempo de resfriamento. Comparando os resultados obtidos no estudo térmico ET-4 com os obtidos em ET-2 e em ET-3 observa-se que os gradientes térmicos entre as faces protegida e exposta da peça foram muito reduzidos.

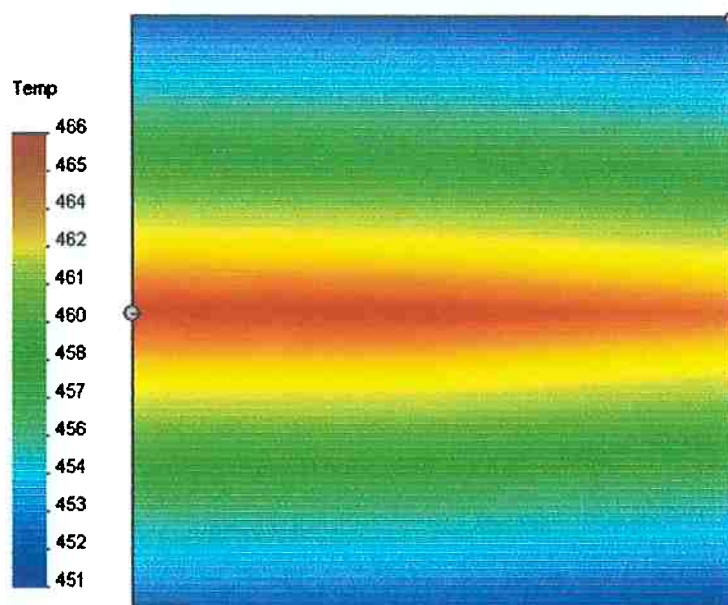


Figura 57. Perfil de temperatura obtido no primeiro passo do estudo térmico ET-4.

Isto prova que, caso as hipóteses sejam realmente plausíveis e a caixa funcione conforme o previsto (evitando fato a convecção), esta solução reduz muito os gradientes térmicos no interior da peça. Assim espera-se que, nos aços de elevada temperabilidade, as transformações de fase que ocorrem nas faces exposta e oposta aconteçam em tempos e em temperaturas mais próximos, evitando que a expansão volumétrica decorrente da transformação cause o empeno.

Tabela 13. Temperaturas máximas e mínimas obtidas nos dez passos do estudo térmico ET-4.

ESTUDO TÉRMICO ET-4				
TEMPERATURAS				
Passo	Tempo (min)	Máxima	Mínima	Diferença
0	0	500	500	0
1	10	466	451	15
2	20	433	418	15
3	30	404	391	13
4	40	378	367	11
5	50	355	345	10
6	60	335	326	9
7	70	317	308	9
8	80	300	292	8
9	90	285	277	8
10	100	271	264	7

Os dados da tabela 13 e do anexo C mostram que os gradientes térmicos horizontais na peça são muito pequenos, por isso, as faces exposta e oposta devem atingir a temperatura de transformação quase que simultaneamente. Por isso, a expansão volumétrica causada pela transformação de fase não deve ocasionar o empeno.

Além disto, como os gradientes térmicos no interior da peça são menores e as velocidades de resfriamento das faces exposta e oposta são quase as mesmas, espera-se que o empeno causado pela contração linear diferencial também seja substancialmente reduzido.

Entretanto, a simulação por elementos finitos que reproduz o resfriamento das peças com a caixa isolante encostada em sua face externa (ET-4), revelou um ponto fraco da solução proposta. O resfriamento dos tarugos é mais lento com a caixa do que nas demais condições, logo, a adoção da caixa pode solucionar o problema, mas também pode gerar uma perda de produção da usina, caso a capacidade do leito de resfriamento seja pequena (efeito gargalo de produção), pois aumentará o tempo necessário para as peças resfriarem no leito.

Em uma das plantas da usina, o leito trabalha com bastante folga, pois tem capacidade bastante superior do que a máquina de lingotamento contínuo, porém, na outra planta, o leito trabalha muito próximo da sua capacidade, então, a adoção da caixa isolante nesta planta poderá ser mais problemática.

Novamente o método dos elementos finitos se mostrou muito eficiente, pois, além de comprovar a eficácia da solução proposta, previu também possíveis limitações desta.

6.3.2 Previsão do empeno

Foram feitos oito estudos não lineares para prever o empeno do tarugo decorrente das transformações de fase. O primeiro, denominado ED12-1, utilizava os dados do estudo térmico ET-1 com temperatura inicial de 800 °C, com o coeficiente de dilatação linear variando com a temperatura para simular a expansão volumétrica causada pela transformação e o limite de escoamento também variava com a temperatura, a fim de prever o empeno de peças de 12 metros de fase. Este estudo não convergiu.

O estudo ED15-1 tinha as mesmas condições de ED12-1, porém, tentava calcular o empeno dos tarugos de 15 metros de comprimento. Assim como o ED12-1, o estudo ED15-2 também não convergiu.

Então, um novo estudo, denominado de ED12-2, foi iniciado para tentar prever as distorções causadas pela transformação de fase nas peças de 12 metros. Este estudo utilizava os dados do estudo térmico ET-2, com a peça partindo de 500 °C (temperatura de início de transformação de fase) com apenas o limite de escoamento variando com a temperatura. O coeficiente de dilatação linear utilizado era de $-0,0015 \text{ K}^{-1}$ para simular a expansão volumétrica decorrente da transformação de fase.

A figura 58 mostra a saída do programa, que calculou uma deflexão de 281 milímetros no tarugo de 12 metros. A face convexa, que na figura aparece virada para cima, era a face livre da peça, e a face oposta (côncava) está na posição inferior da peça nesta figura. Isto mostra que a simulação reproduziu a morfologia do empeno causado predominantemente pela transformação de fase (face livre convexa e face protegida côncava) com uma flecha de 281 mm.

O resultado da simulação é muito próximo do observado na prática. Embora o empeno varie de acordo com o do tipo de aço, a flecha calculada pela simulação é comumente observada e os tarugos empenados assumem exatamente a mesma forma que a prevista no modelo computacional.

Se a peça simulada fosse um tarugo real, teria sido descartada, pois com esta flecha, não seria possível seu carregamento no forno de reaquecimento.

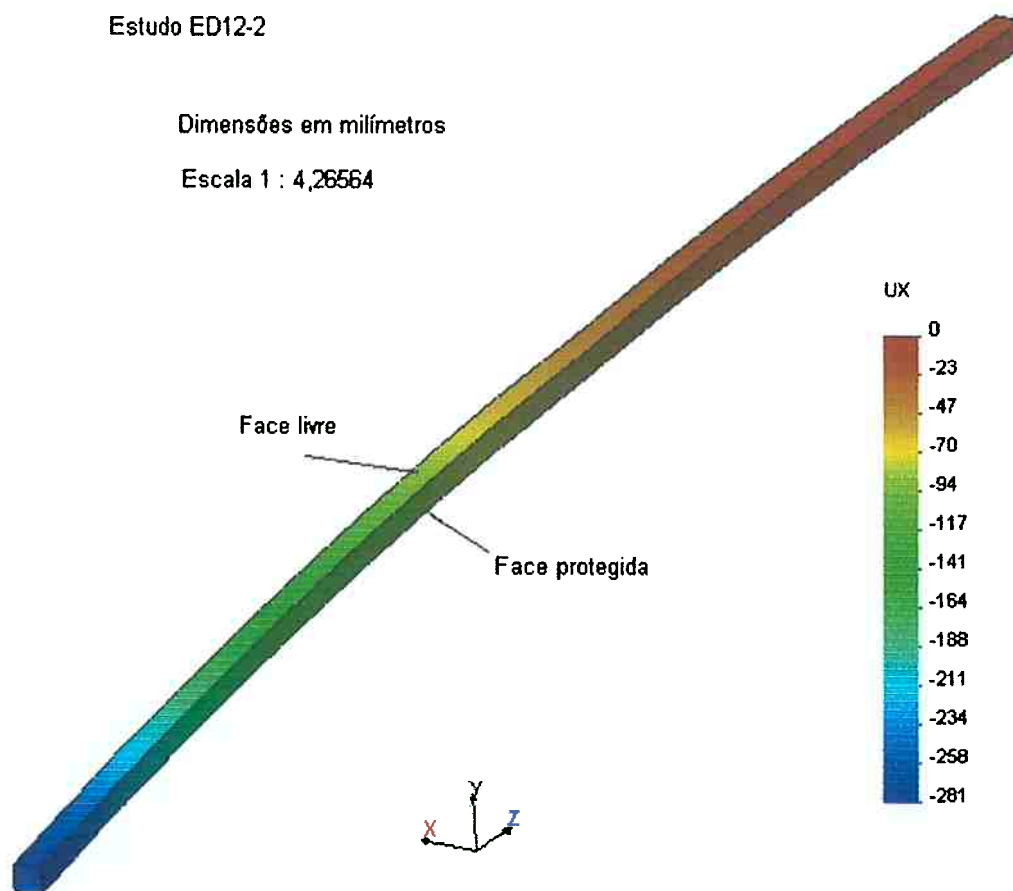


Figura 58. Resultado da deflexão de uma peça de 12 metros calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED12-2.

O estudo ED15-2 foi feito utilizando as mesmas condições e dados de origem do estudo não linear ED12-2, porém, calculada o empeno decorrente da transformação de fase para tarugos de 15 metros.

Na figura 59 está o resultado da simulação ED15-2, que calculou a distorção decorrente da transformação de fase no tarugo de 15 metros. Novamente, a morfologia do resultado é a mesma que é típica do empeno que ocorre devido à transformação de fase na prática, com a face livre assumindo a forma convexa e a oposta, assumindo a forma côncava.

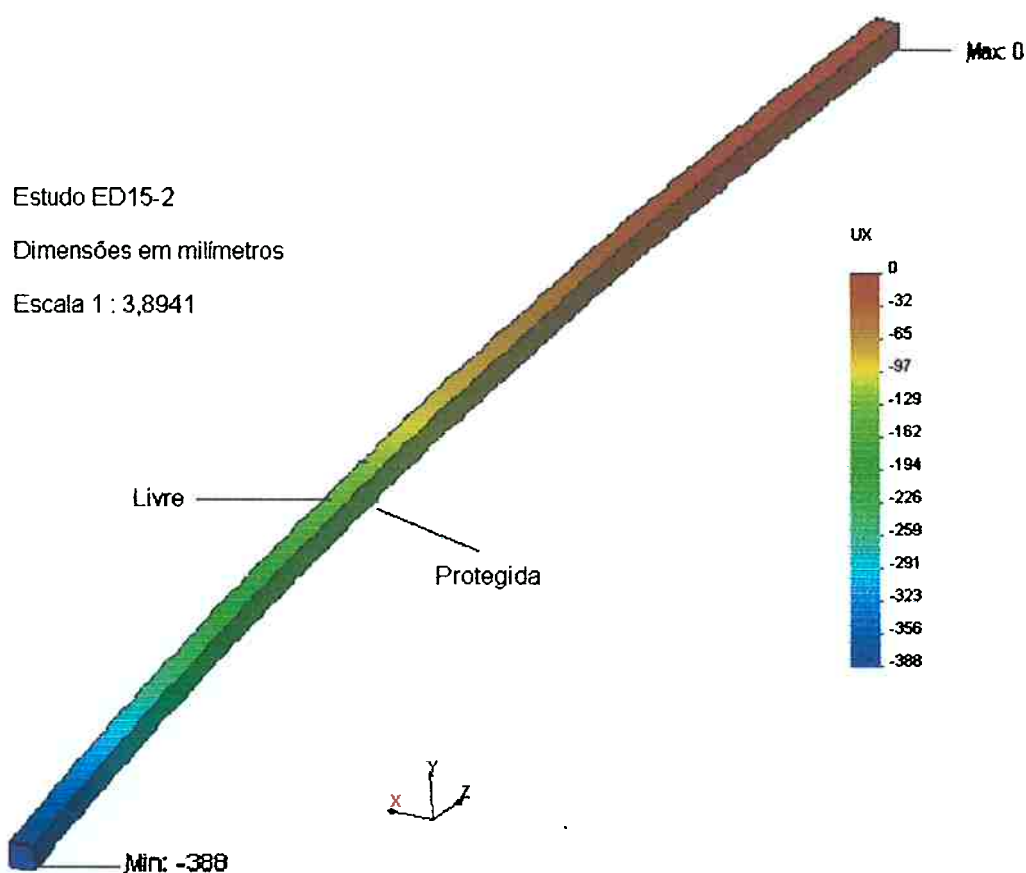


Figura 59. Resultado da deflexão de uma peça de 15 metros calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED15-2.

Os resultados deste estudo apontam para o agravamento do problema de empeno, portanto, a expectativa é que o percentual de peças refugadas aumente para tarugos de 15 metros. Assim, será ainda mais importante a solução do problema do empeno.

O estudo não linear ED12-3 foi feito para simular o empeno das peças de 12 metros que são colocadas em contato com uma grande barra a fim de impedir mecanicamente o empeno. Logo, o estudo ED12-3 utiliza os dados do estudo térmico ET-3, onde foram consideradas trocas térmicas por radiação e por convecção nas faces superior e inferior do tarugo e a face livre perde calor por um fluxo dependente da temperatura, reproduzindo a perda de calor do tarugo para a barra.

A figura 60 está o resultado da simulação ED12-3, que calculou a distorção decorrente da transformação de fase no tarugo de 12 metros quando este é colocado em contato com uma grande barra de aço. A morfologia do resultado é a mesma que é típica do empeno que ocorre devido à transformação de fase na prática, com a face livre assumindo a forma convexa e a oposta, assumindo a forma côncava e o fenômeno é muito mais intenso, conforme era esperado

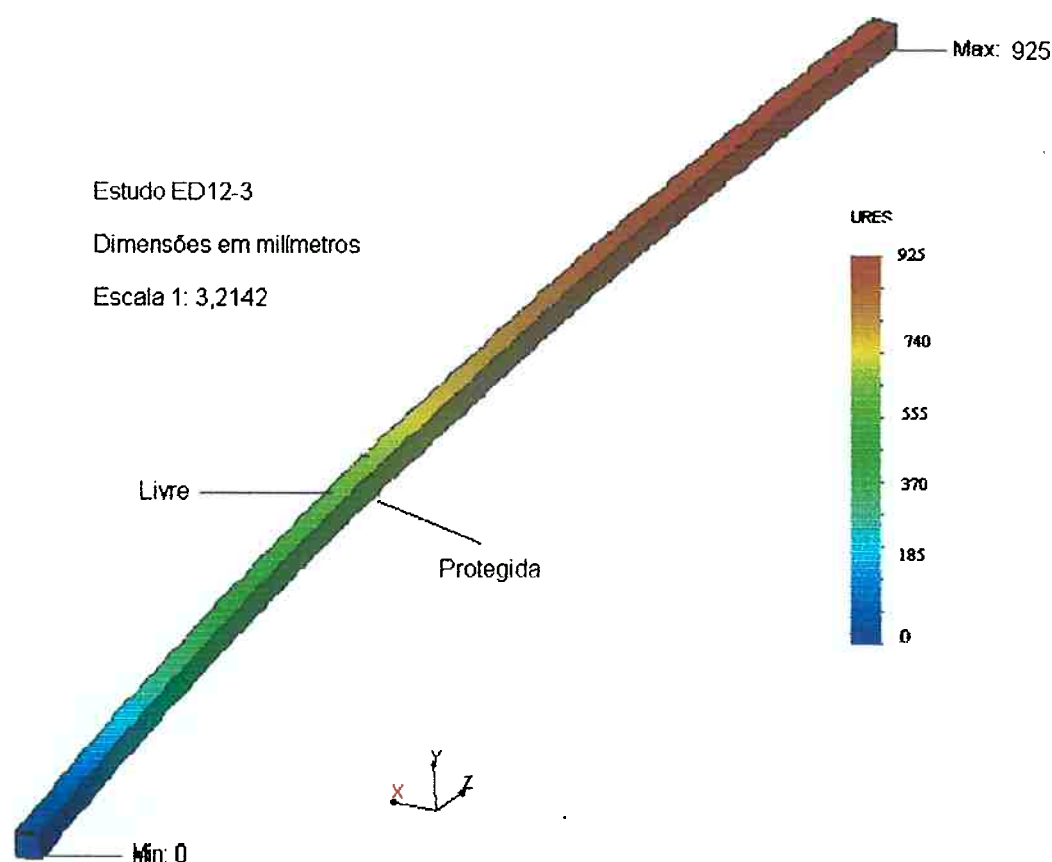


Figura 60. Resultado da deflexão de uma peça de 12 metros com uma barra de aço em contato, calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED12-3.

Novamente, a simulação produziu resultados semelhantes aos observados na prática. Porém, o empeno calculado era muito maior do que o observado, então, este resultado não é confiável, do ponto de vista quantitativo, porém, do ponto de vista qualitativo, serve perfeitamente como diretriz.

O calculado demonstrou que os tarugos que ficam em contato com a barra de aço resfriam muito mais rapidamente na face exposta do que na face oposta, portanto, os gradientes térmicos são muito maiores, então, a transformação de fase que ocorre na face oposta está ainda mais defasada em relação à transformação que ocorre na face exposta. Portanto, o empeno causado por transformação de fase é maximizado, o que é observado quando se coloca a barra em contato com aços de elevada temperabilidade.

O estudo ED15-3 foi feito para calcular o empeno de peças de 15 metros com uma barra de aço em contato. O resultado está na figura 61 e, novamente, é coerente com o observado na prática. É importante salientar que as dimensões da figura estão em centímetros.

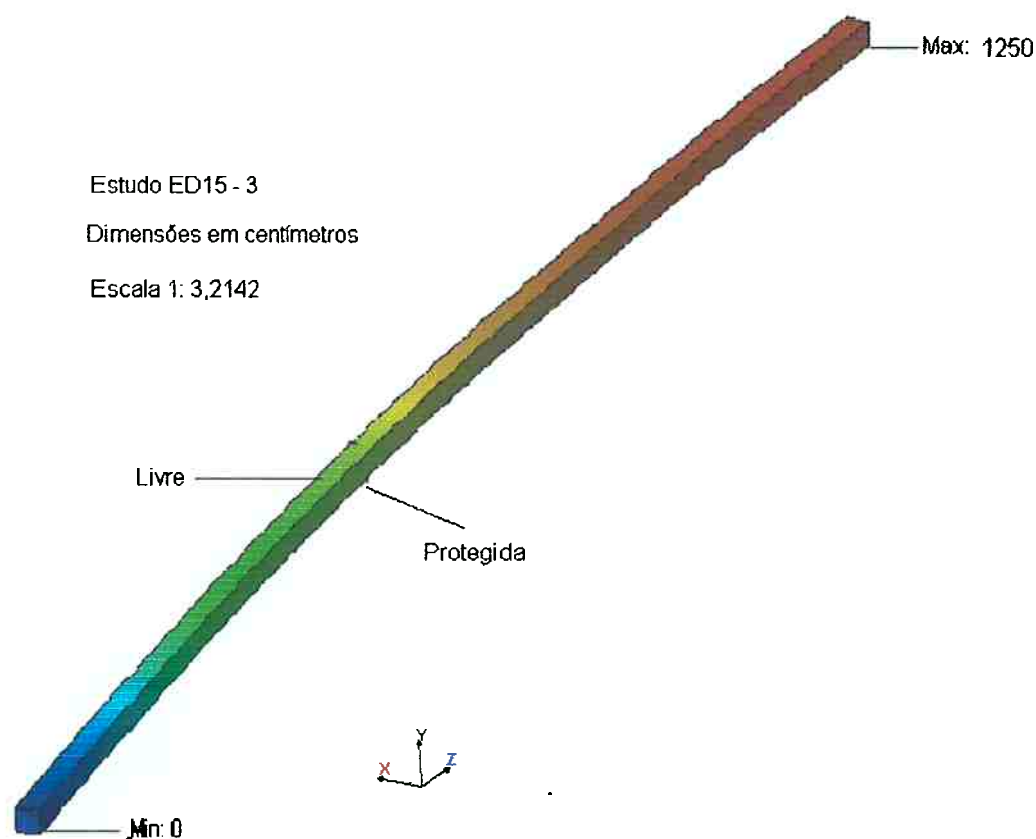


Figura 61. Resultado da deflexão de uma peça de 15 metros com uma barra de aço em contato, calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED15-3.

Os últimos estudos foram, feitos no intuito de simular o efeito da solução proposta sobre o empeno. Os estudos não lineares ED12-4 e ED15-4 utilizaram os dados do estudo térmico ET-4 onde a peça trocava calor por radiação e com convecção nas faces superior e inferior, a face em contato com o tarugo não trocava calor e na face onde estava a caixa isolante, perdia calor a um fluxo dependente da temperatura.

As figuras 62 e 63 mostram, respectivamente a saída do programa nas simulações por elementos finitos tentando calcular o empeno de peças de 12 e de 15 metros.

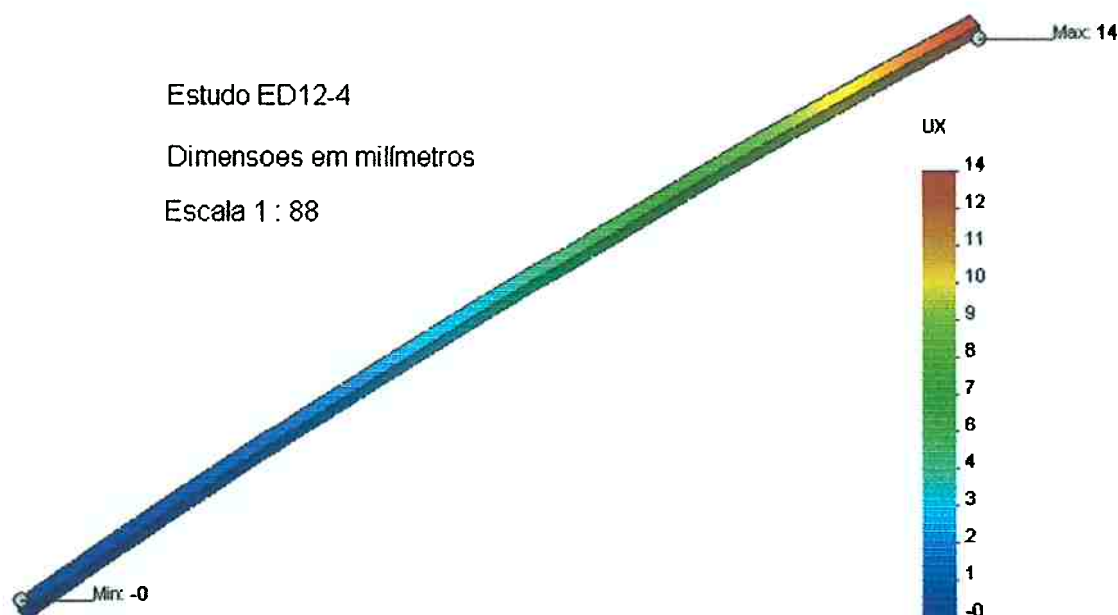


Figura 62. Resultado da deflexão de uma peça de 12 metros com a caixa isolante em contato, calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED12-4.

Os resultados apontam empeno quase nulo. Assim, é esperado que a caixa isolante funcione conforme proposto para evitar a perda de peças por empeno. Com base nas conclusões deste estudo, a solução proposta foi acatada pela engenharia de fábrica que construiu um protótipo e o testou.

O efeito da caixa sobre o mecanismo de empeno é a redução dos gradientes térmicos no interior da peça de forma que a defasagem entre as transformações de fase

que ocorrem nas faces exposta e oposta seja drasticamente diminuída, diminuindo assim o efeito da transformação de fase sobre o empeno.

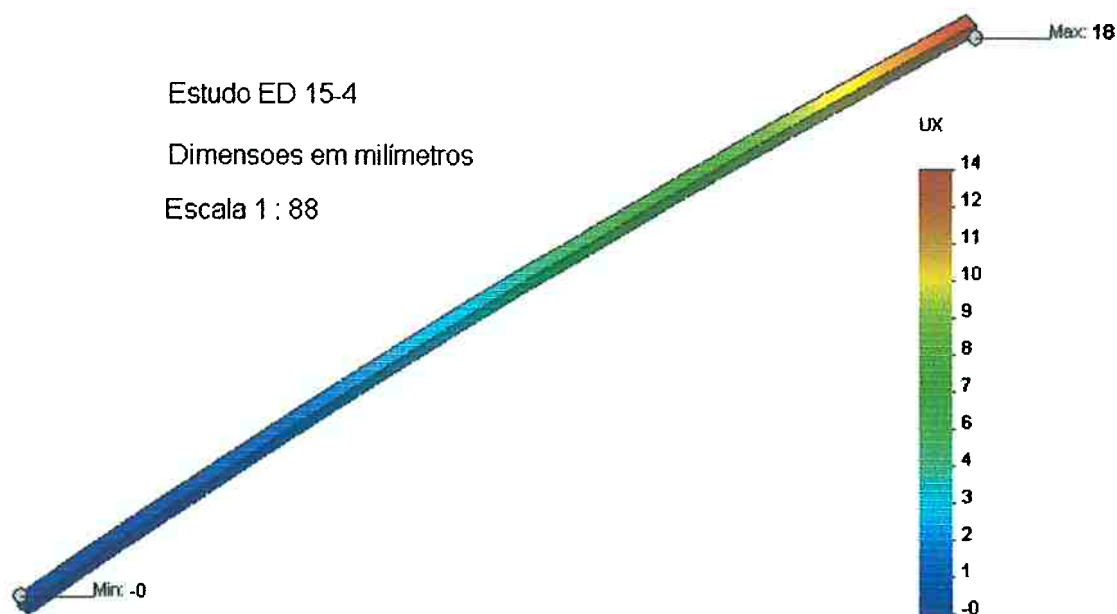


Figura 63. Resultado da deflexão de uma peça de 15 metros com a caixa isolante em contato, calculada pelo método de elementos finitos no estudo não linear ED15-4.

A tabela 14 mostra um resumo dos resultados.

Tabela 14. Deflexões calculadas por FEM para todos os casos.

Tarugo	DEFLEXÃO (mm)		
	FLECHA (mm)		
	Livre	Barra de aço	Caixa Isolante
12 m	281	925	14
15 m	388	1250	18

Estes resultados mostram que a flecha formada nos tarugos de 15 metros tende a ser maior do que nas de 12 metros. Isto implica que a solução do problema é cada vez

mais importante para a empresa, pois a tendência é o aumento na porcentagem do refugo devido ao empeno quando a produção de tarugos de 15 metros se iniciar.

Caso a caixa isolante funcione como o planejado, o problema do empeno será resolvido, pois a simulação mostrou uma flecha significativamente menor do que os tarugos livres.

O programa também ratificou o resultado prático de que apoiar tarugos de aços de alta temperabilidade com a barra metálica aumenta o problema do empeno, elevando muito a flecha.

Embora a flecha obtida na simulação tenha realmente se aproximado do valor observado na prática, este resultado quantitativo não é muito confiável, devido às diversas simplificações feitas.

Porém, qualitativamente o resultado é muito confiável servindo de guia para prever o efeito de alterações no processo, como aumentar o comprimento dos tarugos, ou o comportamento de diferentes soluções do problema, como a barra de aço adotada anteriormente ou a caixa isolante proposta.

7. IMPLEMENTAÇÃO E TESTES DA SOLUÇÃO PROPOSTA

A partir dos dados obtidos em todas as etapas seguidas, foi possível ter uma boa compreensão do problema. Com isso, foi traçada uma metodologia para sua solução de forma muito segura e otimizada e com baixos custos.

Uma vez definidos os fenômenos que influenciam o empeno dos tarugos, os dois tipos de empeno possíveis e constatado que ocorrem empenos decorrentes de transformações de fase, ficou claro que seria necessário controlar o resfriamento dos tarugos de forma a reduzir os gradientes térmicos e a taxa de resfriamento das peças de aços críticos, os de alta temperabilidade.

A primeira sugestão dada à engenharia da empresa foi que se fechassem os portões do galpão para reduzir as correntes de ar que circundavam as peças acelerando seu resfriamento.

Mais duas idéias surgiram para contornar o problema. Uma seria aquecer a barra de aço que era utilizada para conter o empeno e a outra seria a confecção de uma caixa com a finalidade de isolar termicamente os tarugos.

Como instalar e manter um forno para aquecer a barra de aço seria muito dispendioso, esta idéia foi descartada, já a caixa despertou muito interesse.

Então, foi feita mais uma simulação por elementos finitos com a finalidade de prever o efeito da caixa isolante sobre os gradientes térmicos e, sobretudo, sobre o problema do empeno.

Como a simulação demonstrou que a caixa surtiria efeito muito satisfatório, a engenharia fez os desenhos da peça e cotou materiais para sua fabricação.

A caixa tem sua base e carcaça feita em aço carbono, as nervuras que ficam em contato com os tarugos é feita em aço inoxidável e as fibras cerâmicas são de vermiculita que apresenta condutividade térmica em torno de $0,2 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$.

O custo total da caixa está em torno de R\$ 15.000,00, o que oferece um payback de menos de uma semana.

Construído o protótipo, iniciou-se a seção de testes em aços críticos, como o SAE 4340 e o SAE 4140. A figura 64 mostra as fotos da caixa isolante em contato com

o primeiro tarugo, logo no início da corrida. A figura 65 mostra novamente a caixa em contato com o primeiro tarugo, porém, a corrida já está no final. A engenharia colocou uma barra de aço para apoiar a caixa de forma que esta não perdesse o contato com o primeiro tarugo.



Figura 64. Início do teste da caixa isolante com aço SAE 4340.



Figura 65. Teste da caixa isolante com aço SAE 4140.

No final, a caixa é retirada com o eletroímã, como mostrado na figura 66. A figura 67 mostra os tarugos já frios e sem empeno significativo.



Figura 66. Retirada da caixa isolante durante o teste com aço SAE 4340.

O protótipo impediu o empeno dos aços críticos em todos os testes, portanto, a solução foi muito bem sucedida.



Figura 67. Tarugos de aço SAE 4140 após os teste da caixa sem empeno significativo.

8. CONCLUSÕES

Do estudo realizado sobre o problema de empeno de tarugos de aço oriundos de lingotamento contínuo no leito de resfriamento, podemos concluir que:

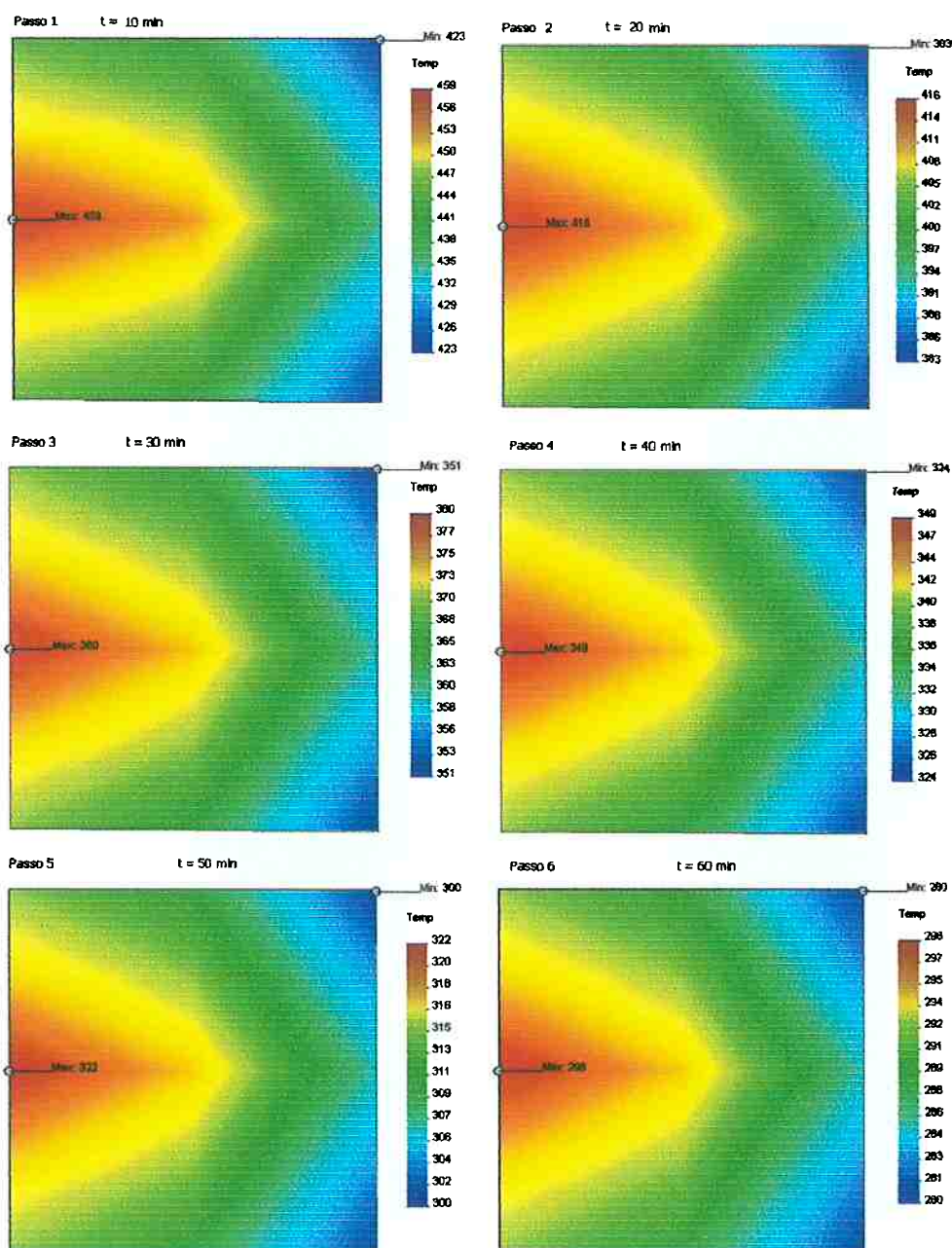
- 1) O problema está relacionado com o resfriamento diferencial do primeiro tarugo que adentra no leito a cerca de 900°C e troca calor por três faces (exposta, superior e inferior), gerando gradientes térmicos no interior da peça que causam o empeno, seja por transformação de fase, ou somente por contração linear.
- 2) Há dois tipos de empeno distintos. Um ocorre em aços de baixa temperabilidade, causando uma flecha de pequenas dimensões, que não chega a causar sucateamento das peças. Este empeno não tem relação com transformação de fase no material e é causado somente pela contração linear. O empeno resultante deste mecanismo provoca um arqueamento da peça de forma que a face côncava é a exposta. O outro tipo ocorre em aços de elevada temperabilidade, causando distorções suficientemente grandes para o sucateamento das peças. Neste caso, o empeno é causado pela expansão decorrente de transformação de fase nos aços que ocorre em tempos e em temperaturas muito diferentes nas duas faces da peça. O empeno resultante deste mecanismo provoca um arqueamento da peça de forma que a face côncava é a que está em contato com a peça subsequente, portanto, é o oposto ao que ocorre no caso anterior.
- 3) Os aços de temperabilidade mais elevada apresentam maior porcentagem de refugo.
- 4) A análise metalográfica do tarugo de aço SAE 4340 sucitado por empeno excessivo demonstrou que o empeno ocorria devido à defasagem da transformação de fase que ocorria nas faces da peça no leito de resfriamento. Pois foram encontradas diferenças significativas entre as microestruturas das regiões próximas à face exposta (típicas de resfriamento rápido) e as das

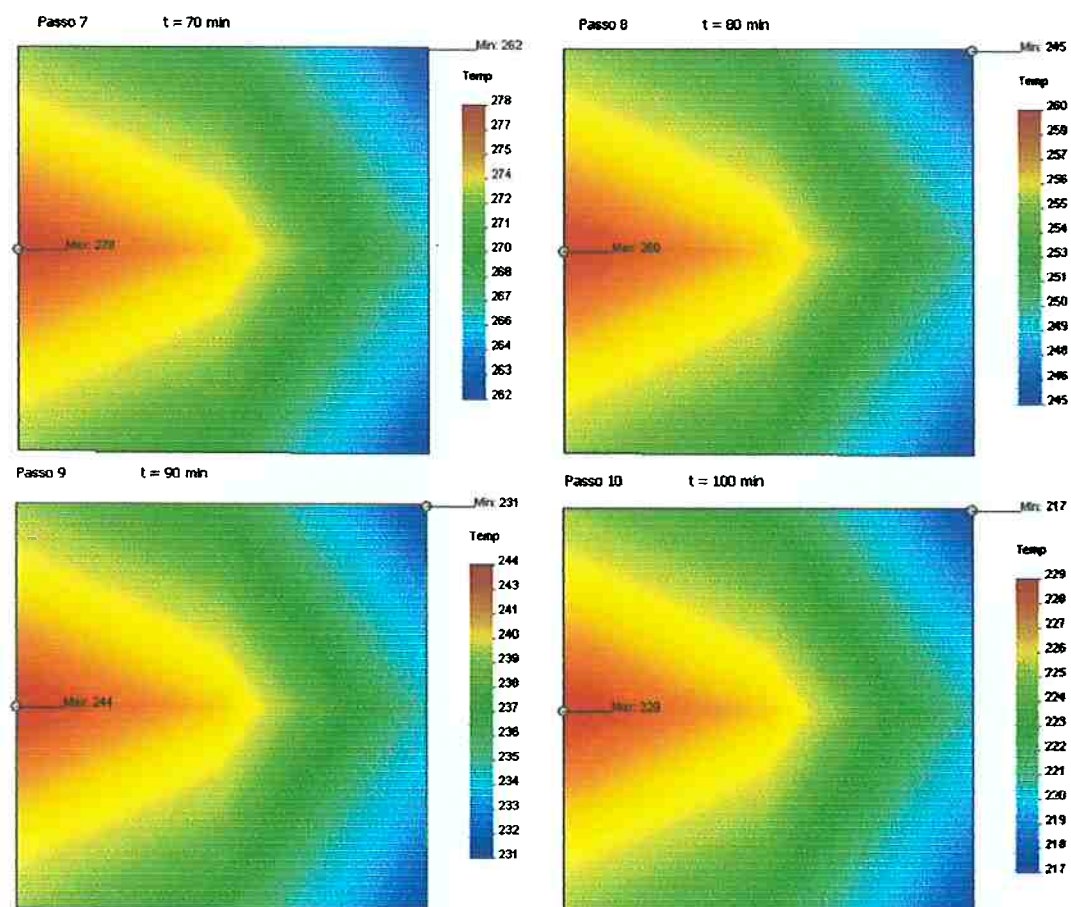
regiões próximas à face em contato com o tarugo subsequente (típicas de resfriamento lento).

- 5) As análises metalográficas das regiões próximas às faces superior e inferior mostraram que a troca térmica por cima do leito é mais eficiente do que por baixo, devido à presença de microconstituintes típicos e resfriamento rápido nas amostras retiradas da porção superior dos tarugos e a presença de microconstituintes típicos de resfriamento mais lento nas amostras retiradas da porção inferior dos tarugos.
- 6) A face que está em contato com o tarugo subsequente (protegida) é a que resfria mais lentamente, seguida da inferior, da superior e da exposta, que se resfria mais rapidamente.
- 7) A análise térmica por elementos finitos permitiu concluir que há gradientes térmicos no interior da peça, porém, caso ela esteja em contato com uma barra de aço, a magnitude é muito maior, ao passo que, a caixa isolante contribui muito para reduzir estes gradientes.
- 8) A análise do empeno por elementos finitos reproduziu com fidelidade o tipo de empeno, ocasionado por transformação de fase ou por contração linear, bem como a flecha das peças observadas na prática.
- 9) Os resultados são muito confiáveis qualitativamente, porém, quantitativamente, é necessário um refinamento do modelo.
- 10) A adoção da caixa isolante pode ocasionar perda de produtividade, uma vez que aumenta o tempo de resfriamento das peças no leito. Porém, caso este equipamento não seja crítico (caso fosse um “gargalo” na produção), como é o caso da usina, ela funciona perfeitamente.
- 11) A caixa isolante demonstrou nos testes ser uma ótima solução para o problema, pois ela impediu o empeno dos aços mais críticos, demonstrou robustez e confiabilidade, custo de produção relativamente baixo e excelente tempo de payback.

ANEXO A

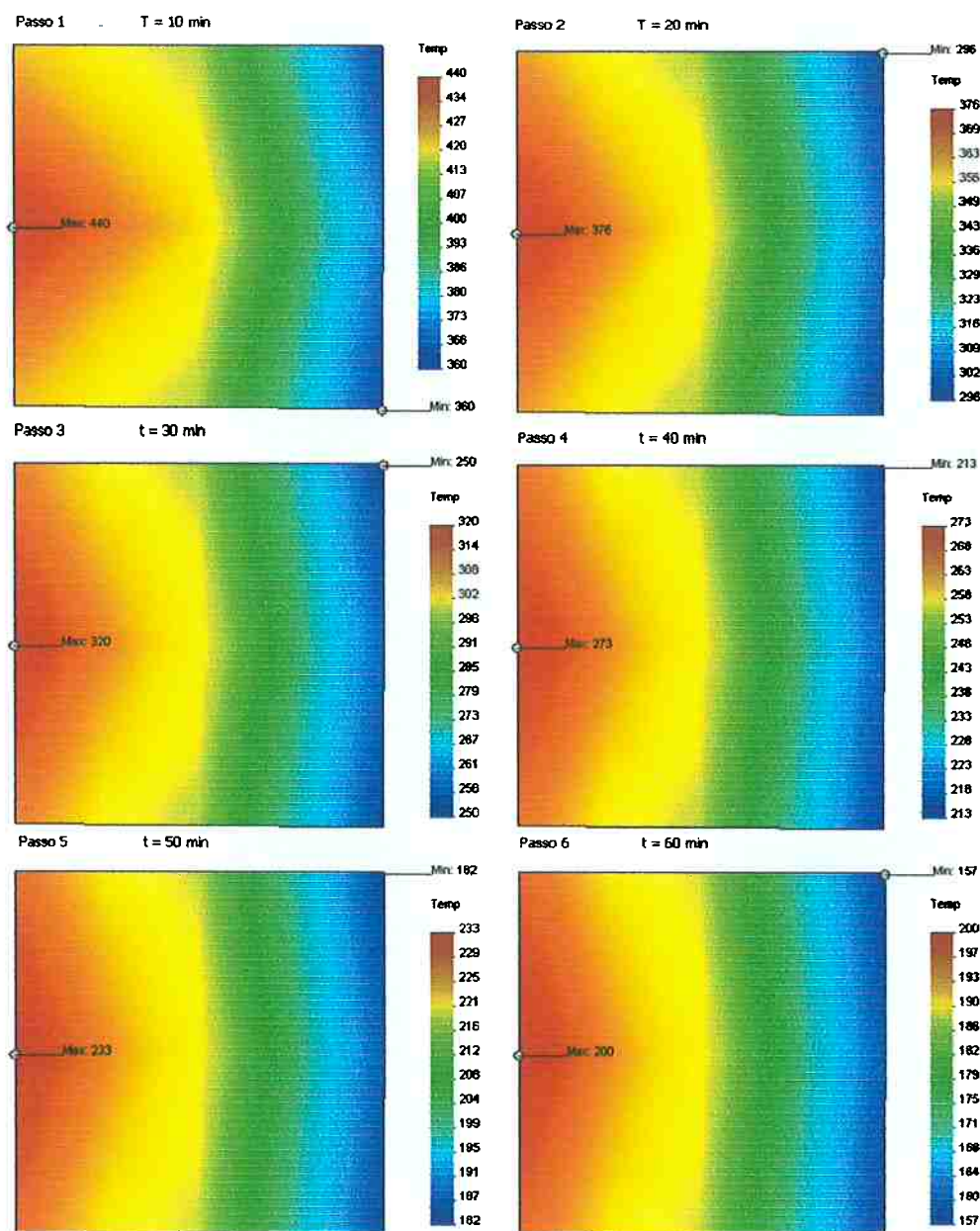
Perfil de temperatura dos tarugos obtidos no estudo térmico ET-2 nos dez passos da simulação a partir de uma peça com temperatura homogênea de 500 °C, sendo que cada passo corresponde a 10 minutos. A face à direita da ilustração está exposta ao meio ambiente enquanto que a esquerda está em contato com o tarugo subsequente.



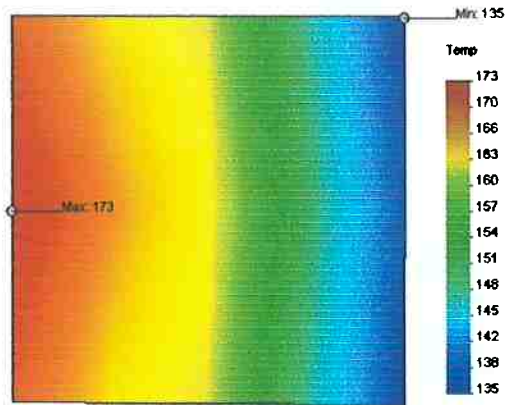


ANEXO B

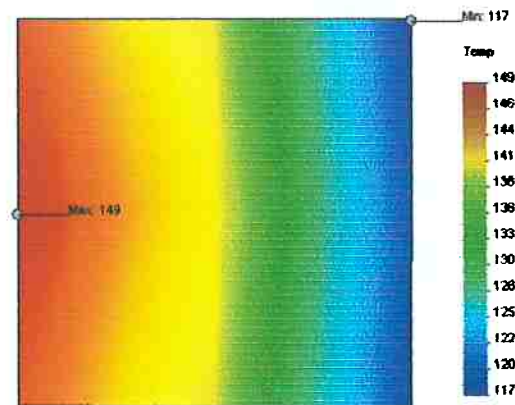
Perfil de temperatura dos tarugos obtidos no estudo térmico ET-3 nos dez passos da simulação a partir de uma peça com temperatura homogênea de 500 °C, sendo que cada passo corresponde a 10 minutos. A face à direita da ilustração está em contato com uma barra de aço enquanto que a esquerda está em contato com o tarugo subsequente.



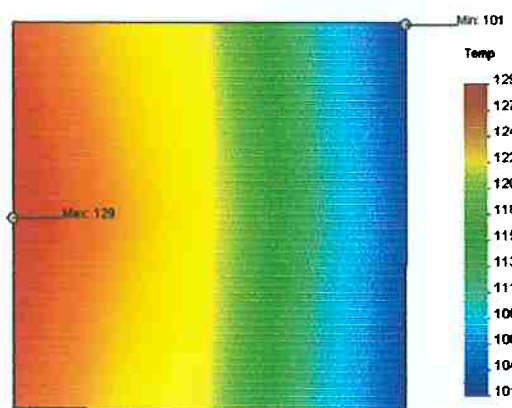
Passo 7 $t = 70 \text{ min}$



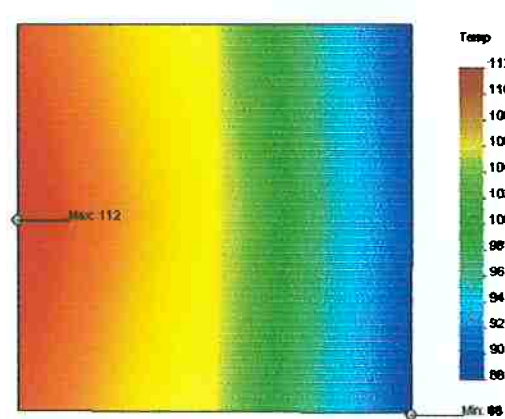
Passo 8 $t = 80 \text{ min}$



Passo 9 $t = 90 \text{ min}$

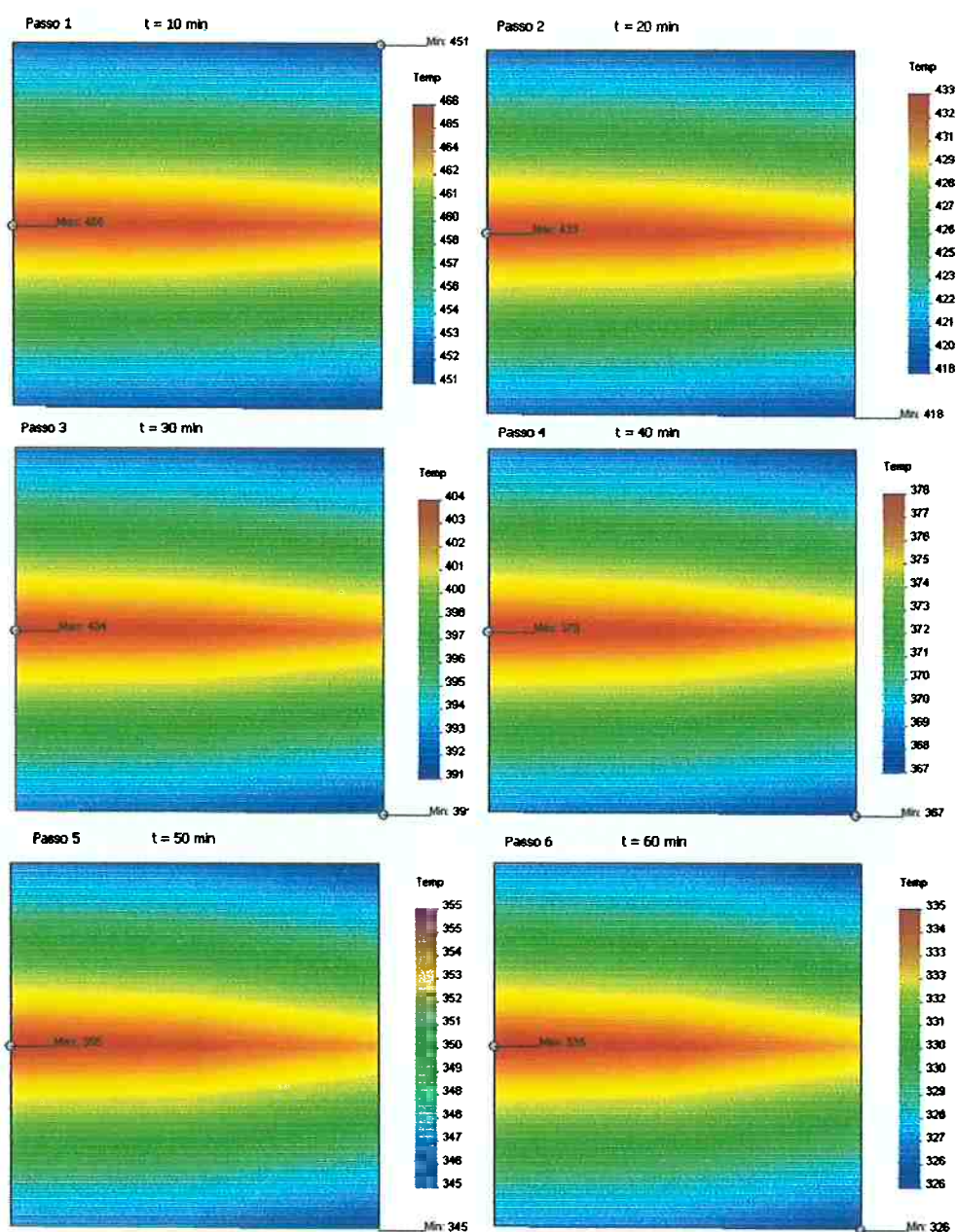


Passo 10 $t = 100 \text{ min}$

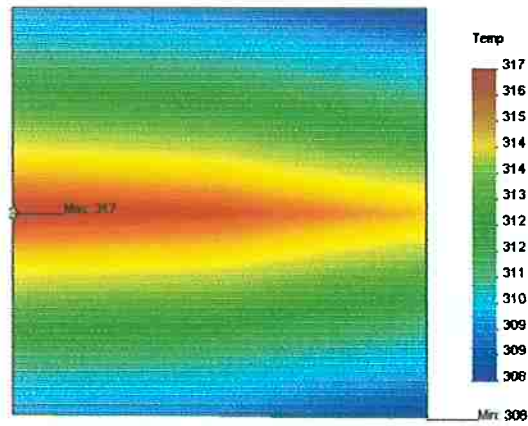


ANEXO C

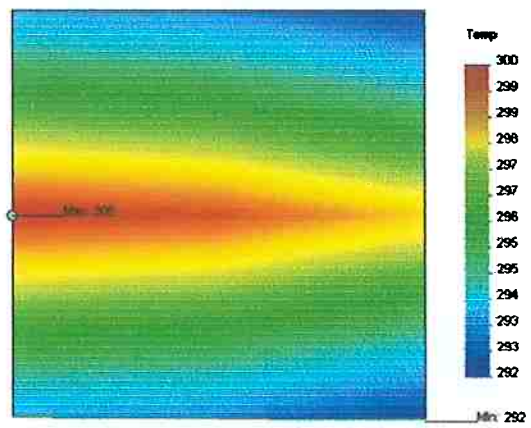
Perfil de temperatura dos tarugos obtidos no estudo térmico ET-2 nos dez passos da simulação a partir de uma peça com temperatura homogênea de 500 °C, sendo que cada passo corresponde a 10 minutos. A face à direita da ilustração está em contato com a caixa isolante enquanto que a esquerda está em contato com o tarugo subsequente.



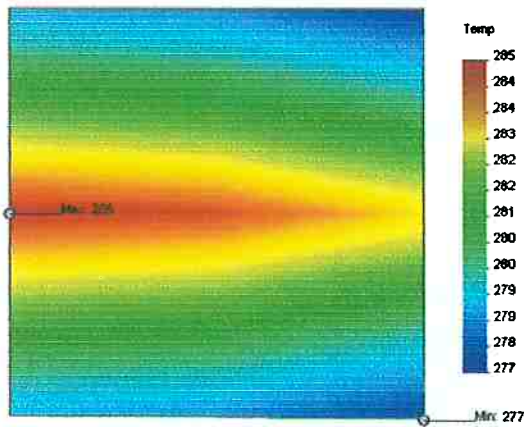
Passo 7 $t = 70 \text{ min}$



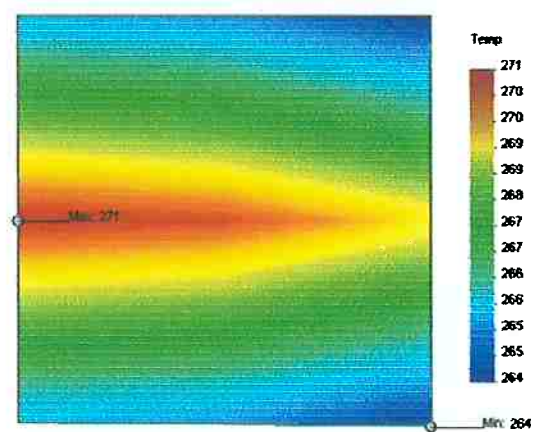
Passo 8 $t = 80 \text{ min}$



Passo 9 $t = 90 \text{ min}$



Passo 10 $t = 100 \text{ min}$



9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Kosak, B., Dzierzawski, J. *Continuous Casting of Steel: Basic Principles*, AISI, <http://www.steel.org/learning/howmade/concast.htm>, acessado em 05/09/2004
- [2] Kifie B., Alemu D. *Thermal Analysis of Continuous Casting Process* ESME 5th Annual Conference on Manufacturing and Process Industry, Set 2000.
- [3] www.schoolscience.co.uk/content/4/chemistry/steel/msch5pg1.html, acessado em 05/09/2004
- [4] Totten G. E., Howes M.A, *Steel Heat Treatment Handbook*, Marcel Dekker, New York, 1997.
- [5] Poirier D.R., Geiger G.H. *Transport Phenomena in Materials Processing* TMS, Pennsylvania, 1994.
- [6] Porter D. A., Easterling K. E. *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Van Nostrand Reinold Co. Ltd. UK
- [7] Tschiptschin A. P., Goldenstein H., Sinatora A. *Metalografia dos Aços*, ABM, São Paulo, 1990
- [8] Cescon T. *Apostila de PMT2402 – Metalografia*, São Paulo 2004
- [9] Callister, W. D., *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, 5^a ed, LTC, São Paulo, 2002.
- [10] Bhadeshia H. K. D. H. *Material Factors*. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, pp 3 – 10, ASM

[11] Denis S., Simon A. *Coupled Temperature, Stress, Phase Transformation Calculation Model Numerical Illustration of the Internal Stresses Evolution during Cooling of a Eutectoid Carbon Steel Cylinder* Metallurgical Transactions vol. 18A Jul 1987.

[12] Sen S., Aksakal B., Ozel AA., *Transient and Residual Thermal Stresses in Quenched Cylindrical Bodies* International Journal of Mechanical Sciences ed. 42, 2000 (2013 – 2029).

[13] Camarão A. F., *Um Modelo para Previsão de Tensões Residuais em Cilindros de Aço Temperados por Indução*, São Paulo, 1998

[14] Heming C. Xieqing H. Honggang W. *Calculation of the residual stress of a 45 steel cylinder with a non-linear surface heat-transfer coefficient including phase transformation during quenching* Journal of Materials Processing Technology 89 – 90 (1999) 339 - 343.

[15] http://www.esi-group.com/SimulationSoftware/Welding_heat_treatment/heat_html
Acessado em 17/02/2005.

[16] Ding P., Ju D. Y., Inoue T. *Numerical Simulation of Forging and Subsequent Heat Treatment of a Rod by a Finite Volume Method* ACTA Metallurgical Sinica Vol 13, No 1, pp 270 - 280, Feb 2000