

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CAMPUS FLORIANÓPOLIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Victor Hugo de Oliveira Faria

**Estudo de variações dimensionais em eixos do aço SAE 10B22 no processo de
cementação e têmpera**

Florianópolis

2022

Victor Hugo de Oliveira Faria

**Estudo de variações dimensionais em eixos do aço SAE 10B22 no processo de
cementação e têmpera**

Trabalho de Conclusão de Curso submetido ao curso de engenharia de materiais do Campus Florianópolis da Universidade Federal de Santa Catarina como requisito parcial para a obtenção do título de bacharel em engenharia de materiais.

Orientador(a): Eng. Anderson de Nobrega Barros

Florianópolis

2022

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Faria, Victor Hugo de Oliveira

Estudo de variações dimensionais em eixos do aço SAE 10B22 no processo de cementação e têmpera / Victor Hugo de Oliveira Faria ; orientador, Anderson de Nobrega Barros, 2022.

95 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) -
Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico,
Graduação em Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2022.

Inclui referências.

1. Engenharia de Materiais. 2. Estudo dimensional em eixos. 3. Têmpera e cementação. 4. Aço ao boro SAE 10B22. I. Barros, Anderson de Nobrega. II. Universidade Federal de Santa Catarina. Graduação em Engenharia de Materiais. III. Título.

Victor Hugo de Oliveira Faria

**Estudo de variações dimensionais em eixos do aço SAE 10B22 no processo de
cementação e têmpera**

Este Trabalho de Conclusão de Curso foi julgado adequado para obtenção do título de Engenheiro de Materiais e aprovado em sua forma final pelo Curso de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina.

Florianópolis, 18 de novembro de 2022.

Prof. Dr. Celso Peres Fernandes
Coordenação do Curso

Banca examinadora

Eng. Anderson de Nobrega Barros
Orientador

Prof. Dr. Antonio Pedro Novaes de Oliveira
Universidade Federal de Santa Catarina

Dr. Wagner Costa Macêdo Junior
Universidade Federal de Santa Catarina

Florianópolis, 2022.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente à empresa ZEN S.A. pela oportunidade de estágio cedida aos alunos do curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina, possibilitando a realização do estágio acadêmico e pela disponibilidade de amostras e equipamento de análise para a realização do presente estudo.

Ao meu orientador de estágio Anderson de Nobrega Barros por todo o aprendizado que me foi passado, pela disponibilidade, orientação e confiança. E por todo o apoio para a realização deste trabalho.

Aos colegas do setor de processos de tratamento térmico: Bruno, Anderson, Ezon, Pavesi, Flavio e Matheus.

Aos demais colegas da ZEN S.A. que auxiliaram na realização das atividades.

Aos meus familiares e amigos, por todo apoio durante esse período e a todos aqueles que contribuíram de alguma forma para a realização deste trabalho.

Por último, quero agradecer também à Universidade Federal de Santa Catarina e todo o seu corpo docente.

RESUMO

Neste trabalho foi realizado um estudo dimensional em eixos de aço SAE 10B22 tratados em forno termoquímico de cementação e têmpera da empresa ZEN S.A. e aplicados em impulsores de partida. A pesquisa teve como objetivo desenvolver curvas que relacionem o empenamento ocasionado na cementação e têmpera de eixos obtidos por deformação a frio e usinagem com características dimensionais dos eixos, neste caso, a razão (R) entre o comprimento (C) e o diâmetro (D). Para tal, foram separados modelos de eixos considerando diferentes razões R e divididos em famílias conforme outras características dimensionais. As amostras foram produzidas conforme o processo produtivo normal da empresa. Tiveram seus empenamentos analisados antes e após o tratamento térmico, sendo que cada lote foi caracterizado quanto a microestrutura e composição química, objetivando avaliar a conformidade microestrutural e adequação a grade do SAE 10B22. Como resultado obteve-se as curvas de batimento médio e batimento máximo em função da relação comprimento/diâmetro dos eixos, sendo estas definidas pelas equações: $y = 0,0358x + 0,0011$ (batimento médio) e $y = 0,0585x + 0,0072$ (batimento máximo) para o forno 1 e $y = 0,0355x + 0,025$ (batimento médio) e $y = 0,0686x + 0,0021$ (batimento máximo) para o forno 2. Sendo y o valor de Batimento e x o valor de C/D. Essas curvas servirão como guia para a estimativa de empenamento médio e empenamento máximo de novos projetos de eixos desenvolvidos pela engenharia de produto e processos na empresa. Por último, foi apresentada uma discussão a respeito das causas da variabilidade de resultados apresentados em eixos tratados nas mesmas condições e características dimensionais e a avaliação do efeito gerado na inclinação da curva batimento por C/D mediante a utilização de óleos de têmpera alternativos, com diferentes características de formação de filme de vapor e taxa de resfriamento.

Palavras-chave: têmpera; cementação; empenamento; SAE 10B22; aço ao boro; óleo de têmpera.

ABSTRACT

In this paper was accomplished a dimensional study in shafts made of SAE 10B22 steel treated in a thermochemical furnace of quenching and carburizing of the company ZEN S.A. and applied in starter drives. The research had as objective to develop curves that relate the warping caused in the hardening and carburizing of shafts obtained by cold deformation and machining with dimensional characteristics of the shafts, in this case, the ratio (R) between the length (C) and the diameter (D). For this purpose, shaft models considering different R ratios were separated and divided into families according to other dimensional characteristics. The samples were produced according to the company's normal production process. They had their warping analyzed before and after heat treatment, and each lot was characterized as to microstructure and chemical composition, aiming to evaluate the microstructural conformity and adequacy to the SAE 10B22 grade. As a result, the curves of average warping and maximum warping were obtained as a function of the length/diameter ratio of the shafts, defined by the equations: $y = 0.0358x + 0.0011$ (average warping) and $y = 0.0585x + 0.0072$ (maximum warping) for tempering furnace 1 and $y = 0.0355x + 0.025$ (average warping) and $y = 0.0686x + 0.0021$ (maximum warping) for tempering furnace 2. Where y is the value of warping and x is the value of C/D. These curves will serve as a guide for the estimation of average and maximum warping for new shaft designs developed by the company's product and process engineering. Finally, a discussion was presented regarding the causes of the variability of results presented in shafts treated under the same conditions and dimensional characteristics and the evaluation of the effect generated in the slope of the C/D runout curve by using alternative quenching oils, with different vapor film formation characteristics and cooling rates.

Keywords: quenching; carburizing; warpage; SAE 10B22; boron steel; tempering oil.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Esquema simplificado de um motor de partida.....	16
Figura 2. Diagrama de fases do sistema ferro-carbono.....	19
Figura 3. Células unitárias CFC e CCC.....	20
Figura 4. Célula unitária TCC.....	21
Figura 5. Metalografia da austenita.....	21
Figura 6. Metalografia de um aço ferrítico-perlítico.....	22
Figura 7. Metalografia de um aço hipereutetoide.....	23
Figura 8. Martensita e bainita em camada cementada.....	23
Figura 9. Diagrama temperatura-tempo-transformação para um aço eutetoide.	24
Figura 10. Diagrama CCT do aço SAE 10B22 obtido por simulação termomecânica.....	25
Figura 11. Expansão linear do aço em função da transformação microestrutural ocasionada durante a têmpera.....	27
Figura 12. Etapas no resfriamento da têmpera e formação do filme de vapor.	28
Figura 13. Etapas de resfriamento na têmpera.....	29
Figura 14. Desenvolvimento de óleos de têmpera com diferentes taxas de resfriamento.....	30
Figura 15. Determinação do diâmetro crítico temperável conforme Grossman.	32
Figura 16. Diâmetro crítico temperável em função do parâmetro H de severidade de têmpera.....	33
Figura 17. Diâmetro crítico temperável em função do conteúdo de carbono e o tamanho de grão austenítico.....	34
Figura 18. Equação de difusão.....	35
Figura 19. Equação de distribuição de soluto na matriz.....	36
Figura 20. Efeito da adição de elementos de liga na temperabilidade.....	38
Figura 21. Variação do efeito da temperabilidade do boro com o conteúdo de carbono para vários tamanhos de grão em uma liga Fe-C-Mn com 0,5 % de C.....	40
Figura 22. Efeito da concentração de boro no diâmetro temperável do material.	42

Figura 23. Fluxograma contendo as etapas do estudo.....	45
Figura 24. Desenho de um eixo maciço.	47
Figura 25. Desenho de um eixo planetário.	48
Figura 26. Desenho de um eixo com furo passante.	48
Figura 27. Vista do cesto utilizado para tratamento das cargas no tratamento térmico.	50
Figura 28. Exemplo de montagem de eixos no cesto.	50
Figura 29. Modelo esquemático da distribuição de amostras na carga.	51
Figura 30. Forno ZEN.	52
Figura 31. Concentricity gage.	53
Figura 32. Analisador de materiais spectroport.	53
Figura 33. Microscópio óptico utilizado nas análises.	54
Figura 34. Microdurômetro HV	55
Figura 35. Batimento médio por C/D para eixos maciços – medida antes do tratamento térmico.	57
Figura 36. Batimento máximo por C/D para eixos maciços – medida antes do tratamento térmico.	57
Figura 37. Metalografia do núcleo. Amostra 1M (1). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.	58
Figura 38. Metalografia do núcleo. Amostra 1M (1). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.	58
Figura 39. Metalografia do núcleo. Amostra 1M (2). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.	58
Figura 40. Metalografia do núcleo. Amostra 1M (2). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.	58
Figura 41. Metalografia do núcleo. Amostra 2M (1). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.	59
Figura 42. Metalografia do núcleo. Amostra 2M (1). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.	59
Figura 43. Metalografia do núcleo. Amostra 2M (2). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.	59
Figura 44. Metalografia do núcleo. Amostra 2M (2). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.	59

Figura 45. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (1). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.....	59
Figura 46. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (1). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.....	59
Figura 47. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (2). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.....	60
Figura 48. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (2). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.....	60
Figura 49. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (3). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.....	60
Figura 50. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (3). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.....	60
Figura 51. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (4). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.....	60
Figura 52. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (4). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.....	60
Figura 53. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (5). Aumento 100x. Ataque Nital 3%.....	61
Figura 54. Metalografia do núcleo. Amostra 3M (5). Aumento 500x. Ataque Nital 3%.....	61
Figura 55. Batimento médio por C/D para eixos maciços – medida após o tratamento térmico.	67
Figura 56. Batimento máximo por C/D para eixos maciços – medida após o tratamento térmico.	68
Figura 57. Batimento médio em função do teor de boro.....	69
Figura 58. Batimento médio em função do carbono equivalente calculado utilizando a equação Pcm (Ito–Bessyo).	70
Figura 59. Batimento médio em função do carbono equivalente calculado utilizando a equação CE _{wm}	71
Figura 60. Batimento médio por C/D para eixos planetários – medida após o tratamento térmico.	72
Figura 61. Batimento máximo por C/D para eixos planetários – medida após o tratamento térmico.	72

Figura 62. Batimento médio por C/D para eixos com furo passante – medida após o tratamento térmico.....	74
Figura 63. Batimento máximo por C/D para eixos com furo passante – medida após o tratamento térmico.....	74
Figura 64. Batimento médio geral considerando as famílias de eixo tratados no forno 1.	75
Figura 65. Batimento máximo geral considerando as famílias de eixo tratados no forno 1.	76
Figura 66. Batimento médio geral para eixos tratados no forno 1.	77
Figura 67. Batimento máximo geral para eixos tratados no forno 1.	77
Figura 68. Batimento médio geral para eixos tratados no forno 2.	78
Figura 69. Batimento máximo geral para eixos tratados no forno 2.	79
Figura 70. Microestrutura da camada cementada. Aumento: 200x. Ataque: nital 3%.	81
Figura 71. Microestrutura do núcleo. Aumento: 200x. Ataque: nital 3%.	81
Figura 72. Perfil de dureza HV 0,5.....	82

LISTA DE QUADROS

Quadro 1. Síntese dos resultados obtidos para a primeira carga de eixos 1M.	64
Quadro 2. Síntese dos resultados obtidos para a segunda carga de eixos 1M.	64
Quadro 3. Síntese dos resultados obtidos para a primeira carga de eixos 2M.	64
Quadro 4. Síntese dos resultados obtidos para a segunda carga de eixos 2M.	65
Quadro 5. Síntese dos resultados obtidos para a primeira carga de eixos 3M.	65
Quadro 6. Síntese dos resultados obtidos para a segunda carga de eixos 3M.	65
Quadro 7. Síntese dos resultados obtidos para a terceira carga de eixos 3M.	66
Quadro 8. Síntese dos resultados obtidos para a quarta carga de eixos 3M.	66
Quadro 9. Síntese dos resultados obtidos para a quinta carga de eixos 3M.	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Parâmetro H de severidade de tempera para diferentes meios e agitações.....	32
Tabela 2. Raio atômico de elementos de liga dos aços,.....	39
Tabela 3. Composição química para o aço SAE 10B22.....	43
Tabela 4. Informações dos eixos estudados.	49
Tabela 5. Informações do empenamento de eixos maciços antes do tratamento térmico.	56
Tabela 6. Composição química, em peso, dos eixos maciços.	62
Tabela 7. Informações do empenamento de eixos maciços após o tratamento térmico.	63
Tabela 8. Equações para cálculo de carbono equivalente propostas por diversos autores.....	70
Tabela 9. Informações do empenamento de eixos planetários após o tratamento térmico.	72
Tabela 10. Informações do empenamento de eixos com furo passante após o tratamento térmico.	73
Tabela 11. Comparação dos coeficientes angulares obtidos para cada família de eixos.....	75
Tabela 12. Dados comparativos entre propriedades dos óleos de tempera utilizados e coeficientes angulares obtidos para os respectivos óleos.....	80

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	OBJETIVOS	18
2.1	OBJETIVO GERAL	18
2.1.1	Objetivos específicos	18
3	BIBLIOGRAFIA	19
3.1	LIGAS DE FERRO-CARBONO.....	19
3.1.1	Microestruturas fundamentais	21
3.2	TÊMPERA.....	24
3.2.1	Etapas do resfriamento na têmpera	27
3.2.2	Temperabilidade	30
3.2.3	Método de Grossman	31
3.3	CEMENTAÇÃO.....	35
3.4	REVENIMENTO.....	36
3.5	EFEITOS DA ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA	37
3.6	MECANISMO DE AUMENTO DE TEMPERABILIDADE PELA ADIÇÃO DE BORO	38
3.7	FATORES QUE INFLUENCIAM O EMPENAMENTO NA TÊMPERA	40
3.8	AÇOS AO BORO – SAE 10B22.....	42
4	MATERIAIS E MÉTODOS	44
4.1	MATERIAIS.....	47
4.1.1	Aço SAE 10B22	47
4.1.2	Amostras de eixos	47
4.2	PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS	49
4.3	MONTAGEM DE CARGA	50
4.4	TRATAMENTO TERMOQUÍMICO.....	51
4.5	MÉTODOS DE ANÁLISE.....	52
4.5.1	Medida de batimento	52
4.5.2	Composição química	53
4.5.3	Avaliação microestrutural	54
4.5.4	Avaliação de camada cementada	54
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	56
5.1	RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS MACIÇOS.....	56

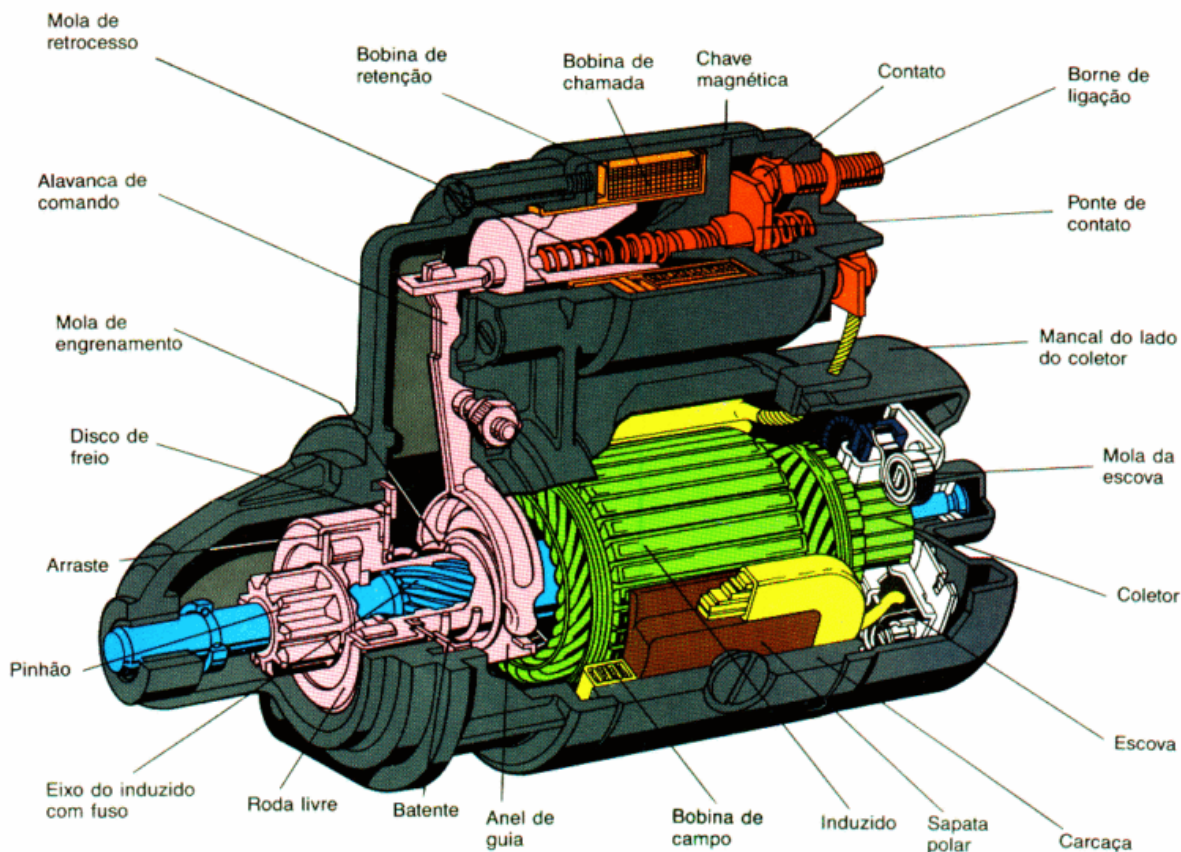
5.1.1	Empenamento antes do tratamento térmico	56
5.1.2	Microestrutura inicial e composição química.....	57
5.1.3	Empenamento após tratamento térmico.....	62
5.1.4	Efeito do teor de boro e carbono equivalente no batimento.....	68
5.2	RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS PLANETÁRIOS	71
5.3	RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS COM FURO PASSANTE 73	
5.4	RESULTADOS DE EMPENAMENTO GERAL.....	74
5.5	EFEITO DA VARIAÇÃO DO ÓLEO DE TÊMPERA	78
5.6	VALIDAÇÃO DO TRATAMENTO TERMOQUÍMICO	80
6	CONCLUSÕES.....	83
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	85
	REFERÊNCIAS	86
	APÊNDICE A – RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS MACIÇOS	91
	APÊNDICE B – RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS PLANETÁRIOS	93
	APÊNDICE C – RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS COM FURO PASSANTE	94
	APÊNDICE D – RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA FORNO 2 ..	95

1 INTRODUÇÃO

No setor automotivo, o motor de partida e impulsor de arranque compõem os principais componentes responsáveis pelo início do movimento do motor a combustão.

Basicamente, a principal função do motor de partida é converter energia elétrica em energia mecânica para iniciar o movimento do motor do veículo. Um motor de partida de carro leve tem um pinhão com uma pequena engrenagem na extremidade, a mesma engrenagem que se conecta ao volante do motor do carro para iniciar o movimento necessário para ligar o veículo. Na figura 1 é mostrado um esquema simplificado contendo os componentes básicos de um motor de arranque.

Figura 1. Esquema simplificado de um motor de partida.



Fonte: MIXAUTO (2022).

Em azul, destaca-se o eixo responsável por transmitir a potência do motor elétrico para o pinhão. A ZEN S.A, atuante no mercado automotivo, desenvolve soluções para aplicações em motor de partida, além de eixos, arrastes e pinhões para

aplicações em impulsores. No contexto apresentado, este trabalho objetiva realizar um estudo dimensional durante a etapa de tratamento termoquímico de cementação e têmpera de desses eixos.

Pretende-se traçar uma relação entre a distorção dimensional, neste caso o empenamento, e a razão entre o comprimento e diâmetro de diversos eixos tratados nos fornos ZEN e, em seguida, avaliar a influência da taxa de resfriamento do óleo de têmpera no empenamento.

Para realização deste estudo, foram assumidas algumas premissas baseadas no método de Grossman, para avaliação de temperabilidade. Este método é detalhado no tópico 3.2.2., porém, de forma resumida, o mesmo define o diâmetro crítico temperável como forma de avaliar temperabilidade. Este é o diâmetro de um eixo temperado onde atinge-se 50% de microestrutura martensítica no núcleo (TOTTEN, 2007).

Pode-se aumentar o diâmetro crítico temperável, como citado por Grossman, elevando a severidade de têmpera, ou então, aumentando a temperabilidade do material. Assim, tem-se a formação de um volume maior de martensita no material.

Outra definição utilizada no trabalho é a relação entre o aumento do volume de martensita formada com o aumento das tensões internas e aumento das distorções dimensionais no material. Esta discussão é melhor abordada no tópico 3.2.

Unindo essas definições, neste trabalho é proposta uma premissa simplificadora para justificar a variação de empenamento de eixos de mesmas características dimensionais, e tratados nas mesmas condições de processo, por meio da variação no volume de martensita formada, resultando em alteração no empenamento.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Avaliar o empenamento, ou batimento, de eixos pós cementação e têmpera nos fornos termoquímicos ZEN visando estabelecer uma correlação entre os valores de empenamento médio e empenamento máximo obtidos com a razão entre comprimento e diâmetro ($R=C/D$) desses eixos. Assim, como resultado final, pretende-se obter curvas apresentando a linha de tendência de aumento do empenamento em função desta relação R para fins de definição de processos para novos produtos durante o processo de orçamentação realizado na engenharia de produto.

2.1.1 Objetivos específicos

- Plotar gráficos de empenamento médio e empenamento máximo obtidos em cada carga de eixos pela razão C/D ;
- Avaliar a linha de tendência de aumento de deformação com o acréscimo da relação R para famílias diferentes de eixos definidas com base na diferença de forma que poderiam interferir no comportamento geral da deformação;
- Identificar fatores de influência para estudos futuros que possam ser causas de empenamento de eixos na cadeia produtiva, principalmente durante o processo de tratamento térmico;
- Avaliar o empenamento obtido e comparar com a razão comprimento/diâmetro do eixo ($R=C/D$);
- Investigar a distribuição espacial do empenamento na carga de tratamento térmico.

3 BIBLIOGRAFIA

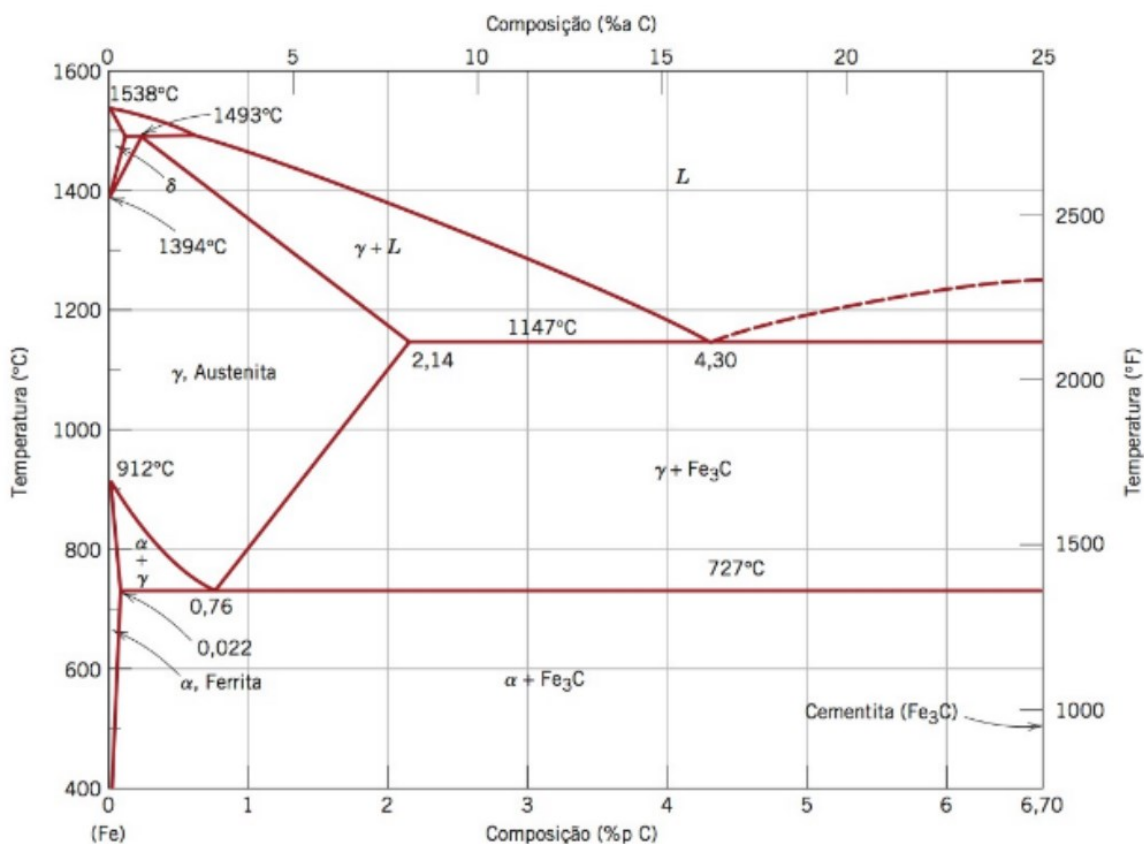
3.1 LIGAS DE FERRO-CARBONO

O diagrama de fases pode ser considerado a representação das relações entre a temperatura, composições e quantidades de cada fase em equilíbrio de uma liga. Os fatores que influenciam nas fases do material e podem ser controlados são temperatura, pressão e composição (CALLISTER, 2008).

No digrama de fases do sistema ferro-carbono, aço é considerado uma liga que apresenta geralmente 0,008 % até aproximadamente 2,11 % em peso de carbono e elementos residuais, resultantes de processos de fabricação (CHIAVERINI, 1988).

A adição de elementos de liga afeta diretamente o comportamento do diagrama de fases. Deste modo, é necessário estudar separadamente as mudanças de fases causadas para cada liga. Porém, o estudo do diagrama de fases apenas do sistema ferro-carbono (Figura 2) é de suma importância para a compreensão da estrutura dos aços (CALLISTER, 2008).

Figura 2. Diagrama de fases do sistema ferro-carbono.



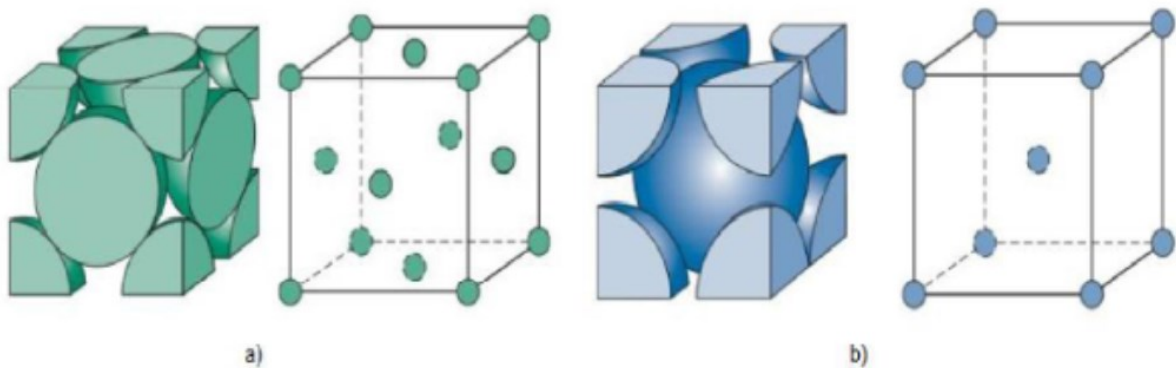
Fonte: CALLISTER (2008).

A figura 2 apresenta a representação completa do diagrama Fe-C. Nesta é possível observar as fases austenita, ferrita, perlita e cementita. Estes três últimos microconstituintes são resultados de um resfriamento lento a partir do campo austenítico. Caso, o resfriamento seja rápido, outros microconstituintes surgirão: bainita e martensita (CALLISTER, 2008).

Estes não são representados no diagrama de fases acima pois se enquadram em um diagrama de equilíbrio que considera que houve tempo suficiente para se atingir o equilíbrio entre as fases estáveis do sistema binário, ainda assim, o diagrama da figura 2 será uma ferramenta importante para avaliações do comportamento no tratamento térmico.

Complementarmente, as células unitárias das microestruturas austenita, a esquerda, e da ferrita, a direita, estão representadas na figura 3.

Figura 3. Células unitárias CFC e CCC.

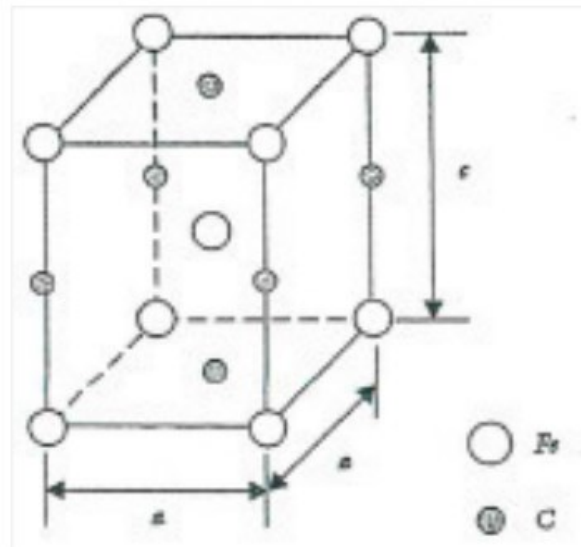


Nota: a – Cúbica de Face Centrado; b – Cúbica de Corpo Centrado.

Fonte: CALLISTER (2008).

A martensita pode ser entendida como uma estrutura monofásica metaestável, ou seja, não se encontra em equilíbrio. É resultante de uma transformação adifusional da austenita. A transformação martensítica ocorre quando sua taxa de resfriamento é rápida o suficiente para prevenir a difusão do carbono. Assim, ocorre a transformação da célula unitária CFC para a TCC (tetragonal de corpo centrado, como apresentado na figura 4 (CALLISTER, 2008)).

Figura 4. Célula unitária TCC.

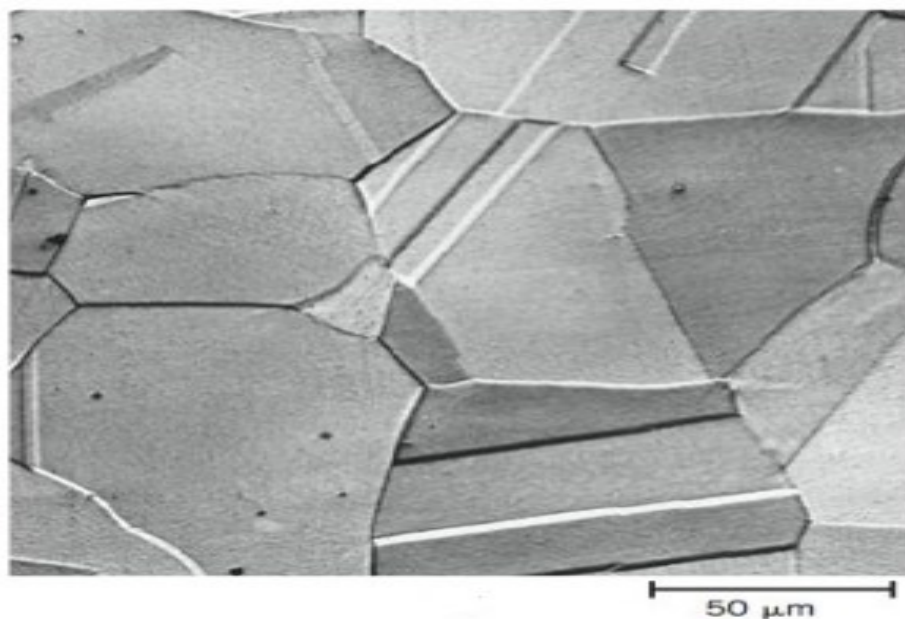


Fonte: SANTOS (2006).

3.1.1 Microestruturas fundamentais

Os microconstituintes básicos do aço são aqueles que surgem com o resfriamento lento da liga: austenita, ferrita, perlita e cementita. Estes serão descritos a seguir. A austenita, Figura 5, estável em temperaturas acima de 727 °C, é uma solução sólida de carbono em ferro gama. Esta apresenta uma boa resistência mecânica e apreciável tenacidade. Além disso, não é magnética (CHIAVERINI, 1988).

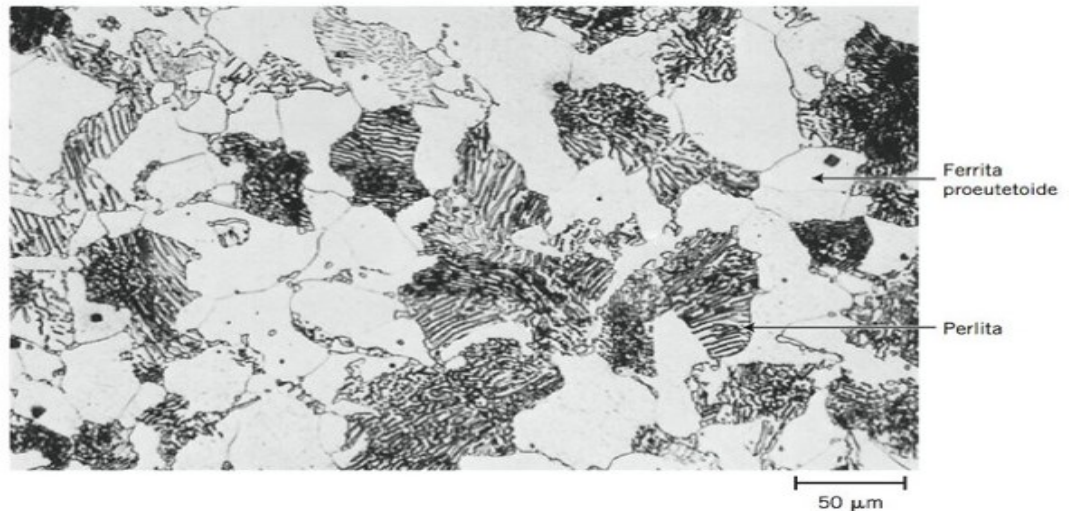
Figura 5. Metalografia da austenita.



Fonte: CALLISTER (2008).

A ferrita, Figura 6, contém traços de carbono em solução sólida no ferro alfa, aproximadamente 0,0022 % em peso de carbono até 727 °C. Apresenta baixa dureza e resistência à tração, porém tem excelente resistência ao choque e elevado alongamento. Além disso, pode se tornar magnética em temperaturas inferiores a 768 °C (CALLISTER, 2008).

Figura 6. Metalografia de um aço ferrítico-perlítico.

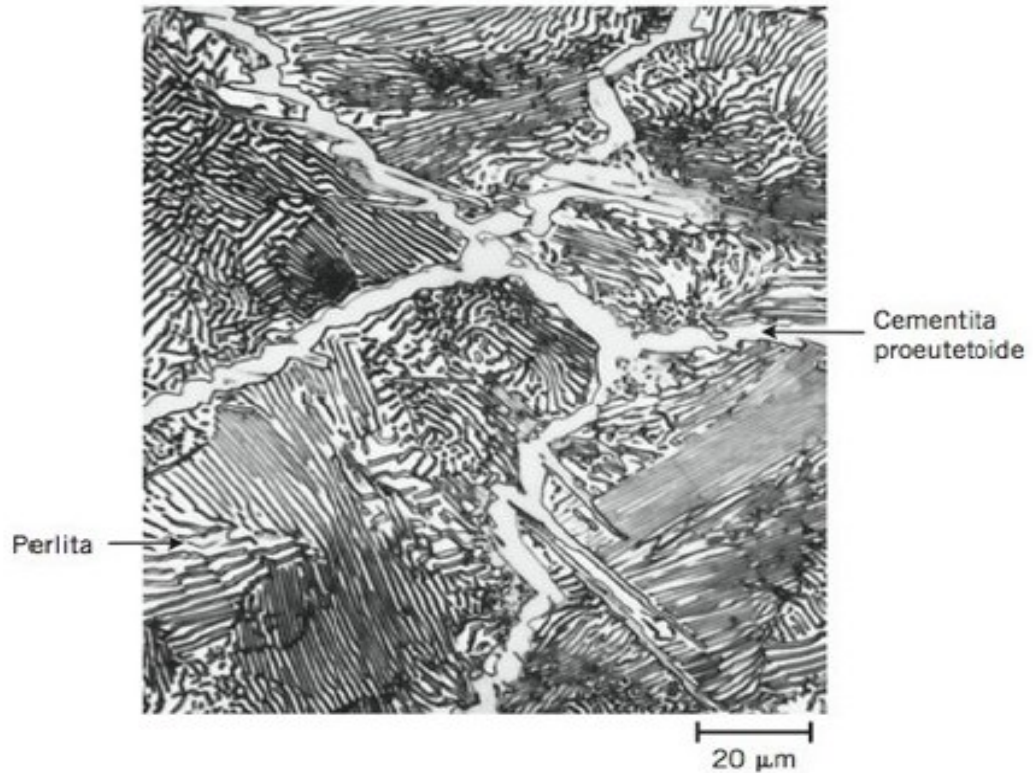


Fonte: CALLISTER (2008).

O carboneto de ferro Fe_3C ou cementita, Figura 7, contém 6,67 % de carbono. É bastante dura e quebradiça. Esta é responsável pela elevada dureza e resistência dos aços e também pela menor ductilidade (CHIAVERINI, 1988).

A perlita é uma mistura mecânica entre a cementita e a ferrita, com 11,5 % do carboneto. Estes microconstituintes são dispostos alternadamente na forma de lâminas finas. Assim, as propriedades da perlita são intermediárias entre as da ferrita e as da cementita (CHIAVERINI, 1988).

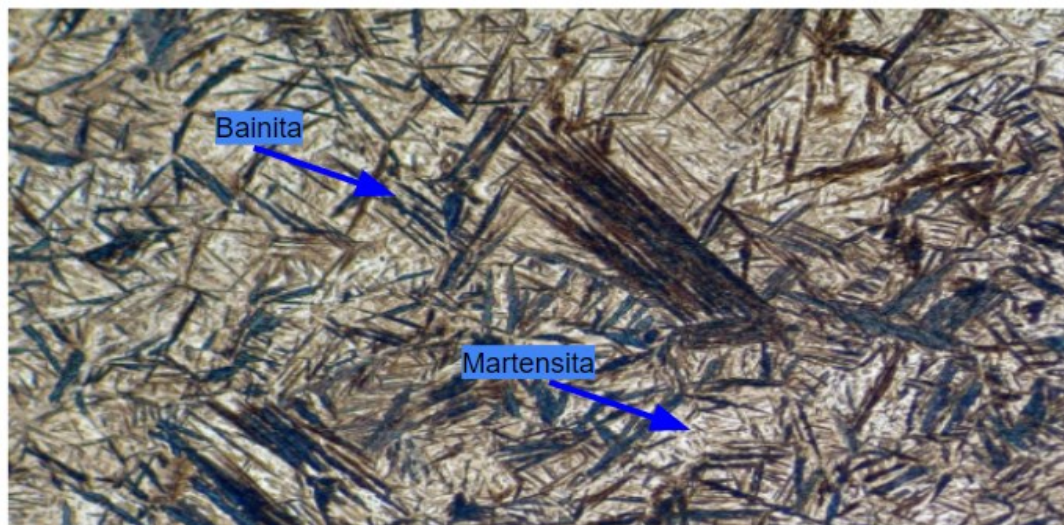
Figura 7. Metalografia de um aço hipereutetoide.



Fonte: CALISTER (2008).

Como objetivo final da têmpera, pretende-se alcançar estruturas martensíticas com célula unitária tetragonal de corpo centrado, como explicado no tópico anterior. As microestruturas martensíticas e bainíticas são apresentadas na Figura 8.

Figura 8. Martensita e bainita em camada cementada.



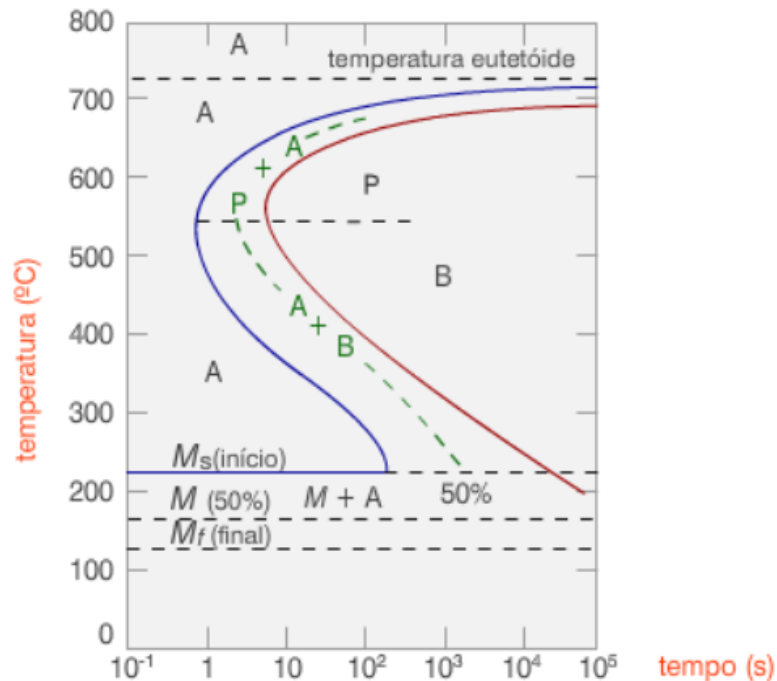
Fonte: adaptado de CALLISTER (2008).

3.2 TÊMPERA

A têmpera consiste em aquecer o aço até uma temperatura acima da zona de austenitização, mantê-lo nesta temperatura por um determinado tempo e resfriá-lo a uma velocidade rápida o suficiente para evitar as transformações baíníticas e perlíticas, com o intuito de obter uma estrutura martensítica (CHIAVERINI, 1988).

A têmpera ocorre abaixo da linha M_f da curva temperatura-tempo-transformação (Figura 9) e através deste tratamento se obtém elevada dureza e resistência ao desgaste (CHIAVERINI, 1988).

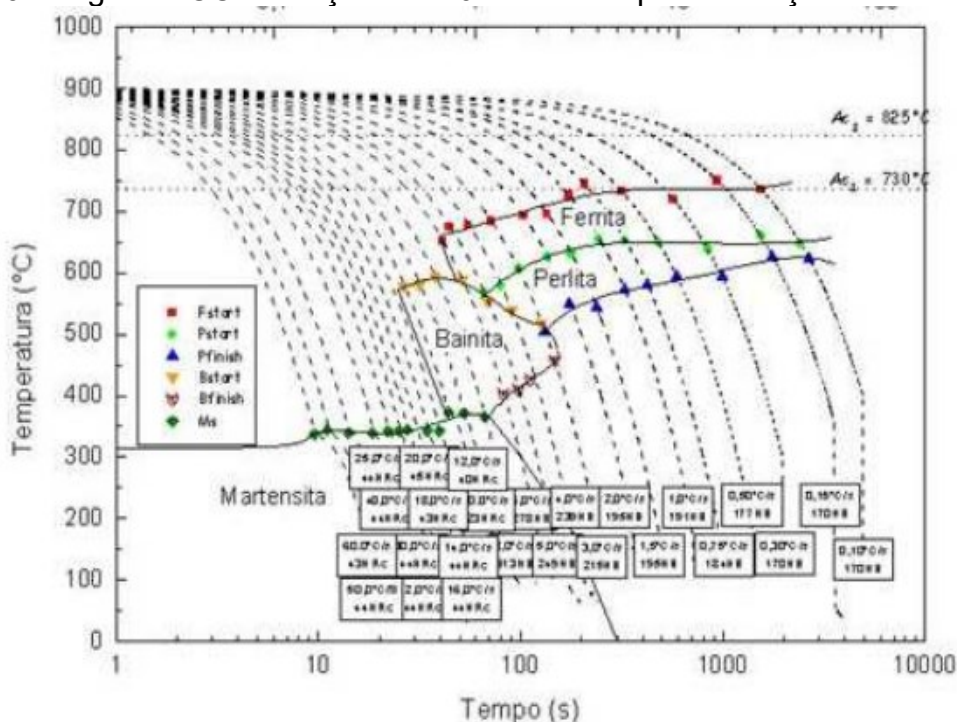
Figura 9. Diagrama temperatura-tempo-transformação para um aço eutetoide.



Fonte: Adaptado de LMDM s.d.

A figura 10 apresenta a curva CCT (Transformação em Resfriamento Contínuo) para o aço SAE 10B22, objeto de estudo deste trabalho. Nele podemos observar a formação de estrutura martensita para taxas de resfriamento menores, entre 15 a 40 °C/s, demonstrando a boa temperabilidade do aço ao boro SAE 10B22. A curva também mostra que para taxas de resfriamento menores que 2 °C/s, pode-se obter microestrutura composta apenas por perlita e ferrita, sendo o início dessa transformação em cerca de 730 °C.

Figura 10. Diagrama CCT do aço SAE 10B22 obtido por simulação termomecânica.



Os átomos de carbono são solúveis na austenita, entretanto praticamente insolúveis na ferrita. Com uma alta taxa de resfriamento, a fase austenítica não consegue se transformar na fase ferrítica e o carbono acaba por ficar aprisionado entre os átomos de ferro, gerando a estrutura martensítica que, basicamente é um reticulado CCC distorcido pelo excesso de carbono, resultando na estrutura TCC (CALLISTER, 2008).

Esta distorção, por sua vez, introduz tensões internas pois apresenta um volume maior do que a célula unitária CCC, somando às tensões causadas durante o resfriamento rápido devido à contração térmica do corpo, estas podem ultrapassar a tensão limite de escoamento causando uma deformação permanente (empenamento).

Outra consequência é a tensão residual que no processo de cementação é otimizado pelo aumento do teor de carbono superficialmente (mais carbono significa maior variação de volume na transformação martensítica), cujo objetivo é favorecer a formação de uma tensão residual compressiva na superfície do componente, entretanto a superfície das peças atinge menor temperatura primeiro, quando comparada ao núcleo, como a martensita formada no núcleo também apresenta variação de volume, em certos casos, a parte externa da peça pode vir a apresentar

tensão trativa e a interna compressiva. Isto reduz a resistência à fadiga e pode resultar em trincas de tratamento térmico (CALLISTER, 2008).

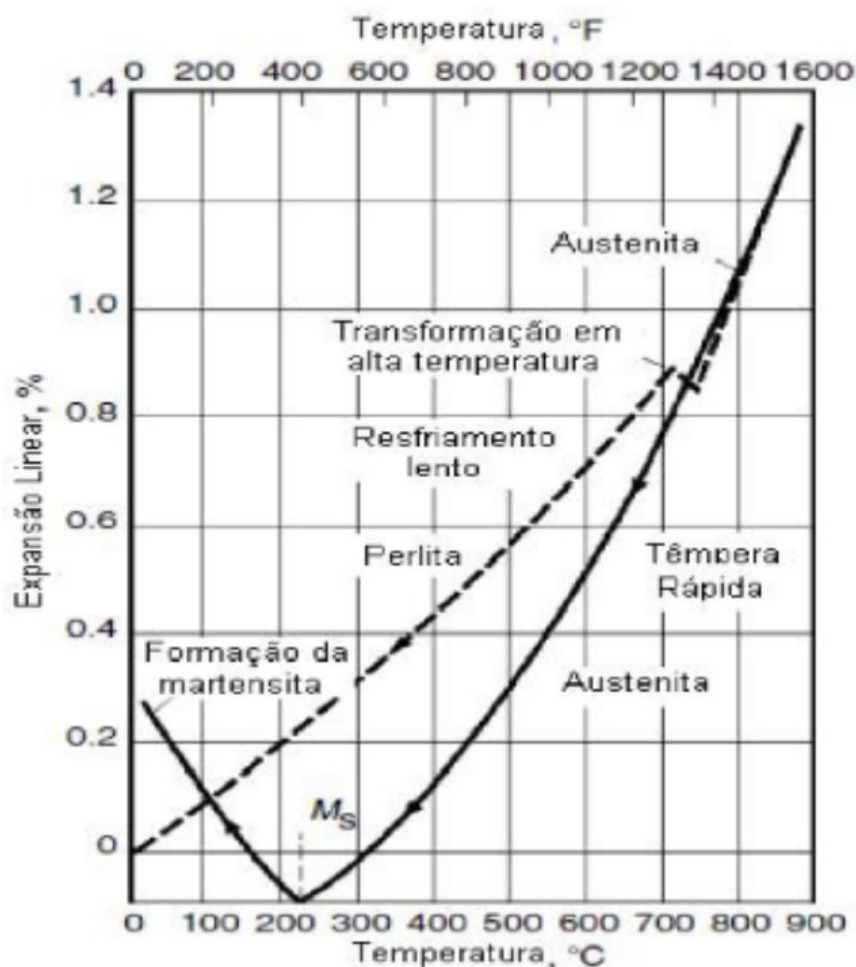
Para simplificação do estudo, não foram considerados os efeitos gerados pela etapa de cementação visto que a cementação, ocorre superficialmente e, no modelo de separação de eixos por família, foi possível agrupar geometrias de eixos semelhantes e, conseqüentemente, com processos difusionais igualmente semelhantes. Para isso, seria necessário o uso de modelamento matemático, o que não está no escopo deste trabalho.

Durante a têmpera ocorre uma grande redistribuição de tensões internas e variações dimensionais. Basicamente, pode-se separar as variações dimensionais no processo de têmpera em dois grupos: variações ocasionadas pela dilatação térmica devido à mudança de temperatura e a variação ocasionada pela transformação microestrutural.

Como mostrado no gráfico da Figura 11, inicialmente tem-se uma expansão linear (linha pontilhada) ocasionada pelo aquecimento até o patamar de austenitização. Nesse patamar ocorre também a expansão pela transformação da ferrita/perlita em austenita.

Na curva de resfriamento tem-se a contração dimensional ocasionada pela diminuição da temperatura. Ao atingir a M_s , em torno de 220°C , ocorre a transformação martensítica gerando uma nova expansão volumétrica.

Figura 11. Expansão linear do aço em função da transformação microestrutural ocasionada durante a têmpera.



Fonte: CRUZ (2014).

Como a superfície resfria mais rapidamente quando comparada ao núcleo, tensões compressivas são geradas a partir da superfície. Adicionalmente a esse fenômeno, a inserção de carbono na superfície devido a cementação acaba por contribuir com o acúmulo de tensões. Todos esses conjuntos de fatores serão determinantes para o empenamento final da peça temperada.

3.2.1 Etapas do resfriamento na têmpera

Para obter a estrutura desejada, o entendimento e controle do resfriamento na têmpera é de fundamental importância. O resfriamento rápido realizado na têmpera compreende basicamente 3 etapas. Inicialmente, quando o material atinge o óleo de têmpera, o óleo em contato com a peça vaporiza formando um filme de vapor. Nessa

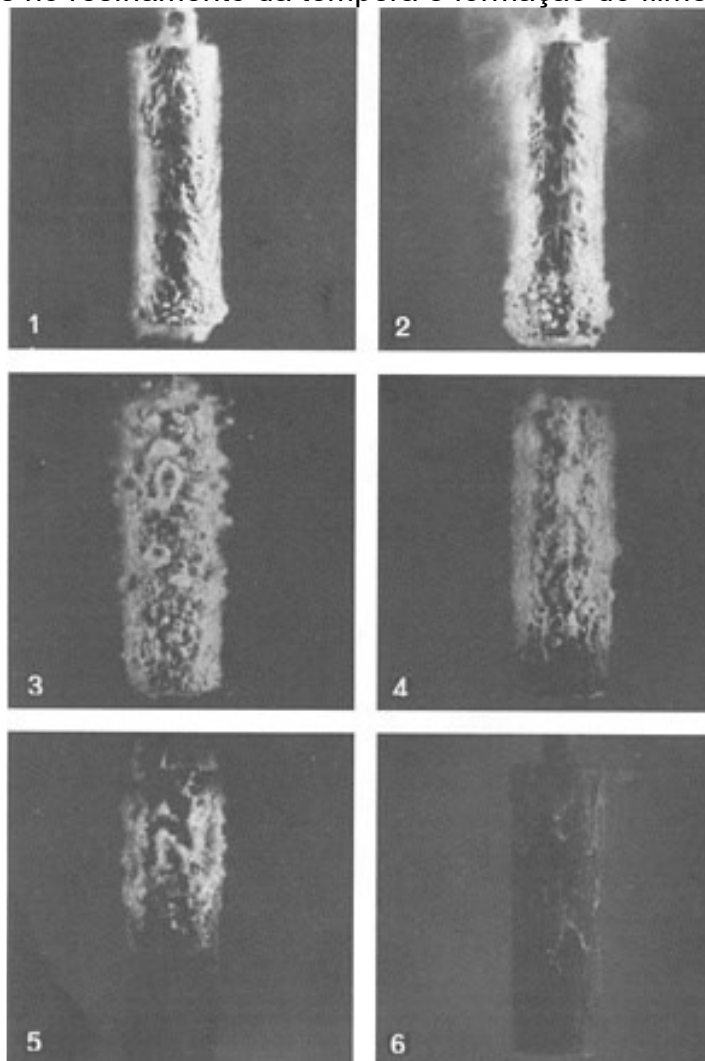
primeira etapa não se obtém uma taxa de resfriamento muito elevada devido à baixa condutividade térmica do filme de vapor.

Na etapa seguinte, este filme de vapor é desmanchado e se obtém uma fase denominada “fase de borbulhamento”. Obtém-se assim, elevadas taxas de resfriamento devido as diferenças de temperatura entre o material a ser temperado e o óleo.

Por fim, com as temperaturas estabilizando, a taxa de resfriamento tende a baixar consideravelmente onde o fenômeno de transporte majoritário é a convecção até o equilíbrio térmico entre o meio e a peça.

Na Figura 12 pode ser visualizado todas as etapas descritas com a formação do filme de vapor, bem como, esse mesmo filme se desmanchando a partir da base do material.

Figura 12. Etapas no resfriamento da têmpera e formação do filme de vapor.

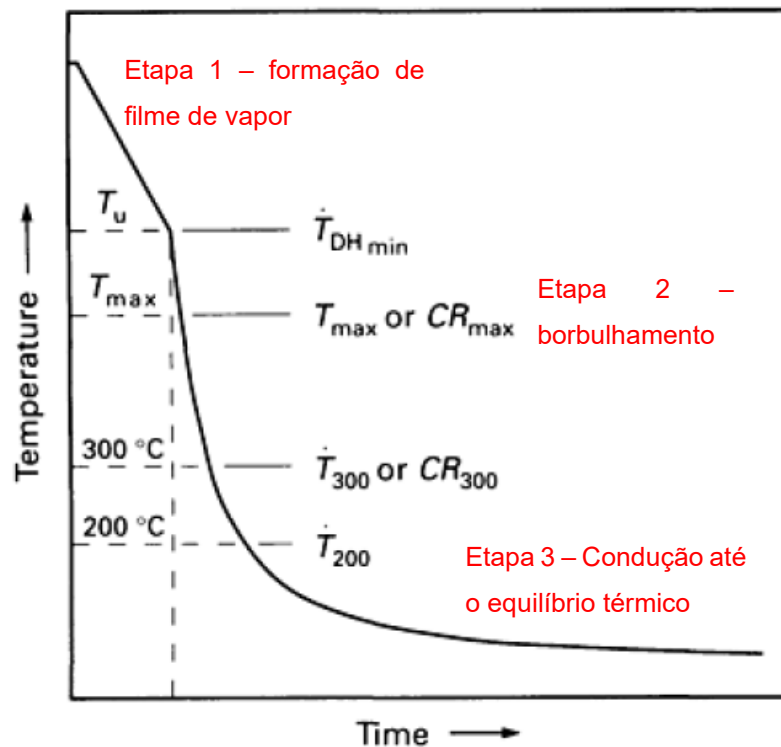


Fonte: ASM Handbook Volume 4 (1991).

Esse fenômeno gera um gradiente de transferência térmica, onde, a base do material atinge alta taxa de resfriamento e, a medida que o filme de vapor de óleo é desmanchado, essa taxa de resfriamento é atingida pelo restante da peça. Portanto, tem-se a transformação de fase em momentos diferentes da peça, fator que pode gerar tensões e deformações dimensionais.

A Figura 13 apresenta as etapas citadas. É possível relacionar as etapas do gráfico com as representações dos corpos de prova da Figura 12. No gráfico têm-se T_u como a temperatura do corpo de prova, CR_{max} sendo a taxa máxima de resfriamento e T_{max} a temperatura onde obtém-se a taxa máxima de resfriamento.

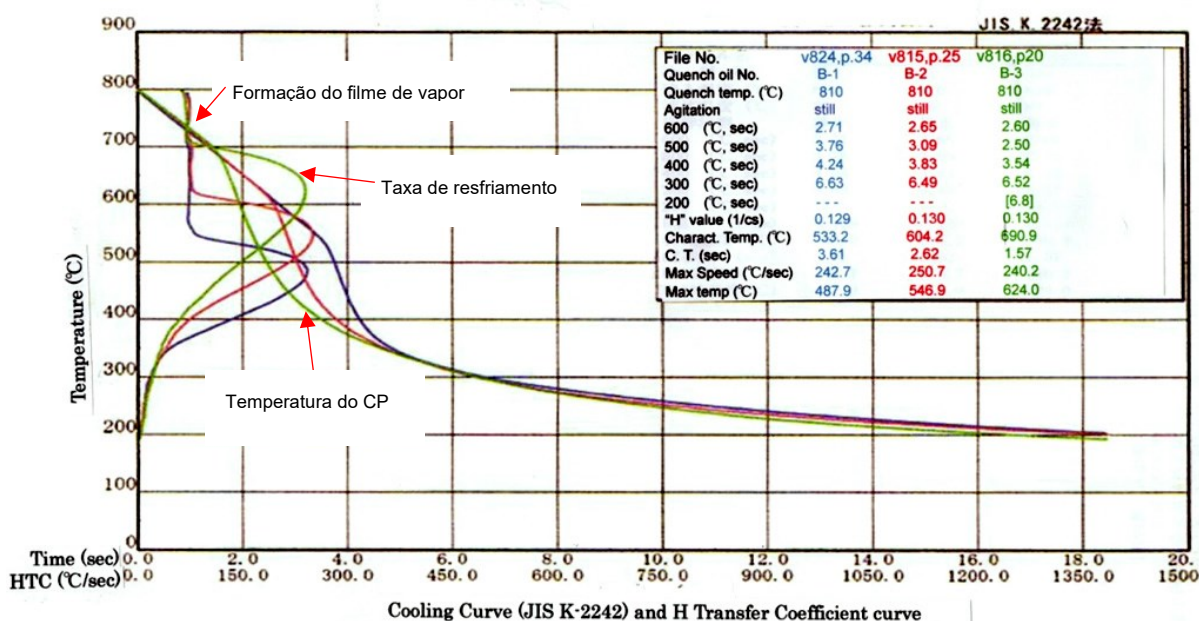
Figura 13. Etapas de resfriamento na têmpera.



Fonte: ASM Handbook – Volume 4 (1991).

Tecnologias desenvolvidas para têmpera apresentam-se como questões-chave para controlar a distorção. Neste contexto, a seleção do óleo de têmpera é muito importante para otimizar a velocidade de resfriamento. Como exemplificado no gráfico a seguir, é possível alterar, por meio da aditivação do óleo, as características e duração de cada etapa de resfriamento citada anteriormente.

Figura 14. Desenvolvimento de óleos de têmpera com diferentes taxas de resfriamento.



Fonte: Funatani (2011).

A seleção do tipo de óleo de têmpera, temperatura do óleo de têmpera e condição de agitação são medidas bem conhecidas para obter resultados máximos que se ajustem ao tratamento dos componentes.

3.2.2 Temperabilidade

A temperabilidade está relacionada com a capacidade do aço de transformar a austenita em martensita a uma dada profundidade quando submetida a um resfriamento sob determinadas condições (SIEBERT, 1977).

O aço de maior temperabilidade resulta em maior dureza do núcleo e profundidade de camada temperada quando comparado ao aço de menor temperabilidade. As distorções na rede cristalina aumentam à medida que a dureza

do núcleo aumenta, mesmo que o tratamento térmico seja exatamente o mesmo (FUNATANI, 2011).

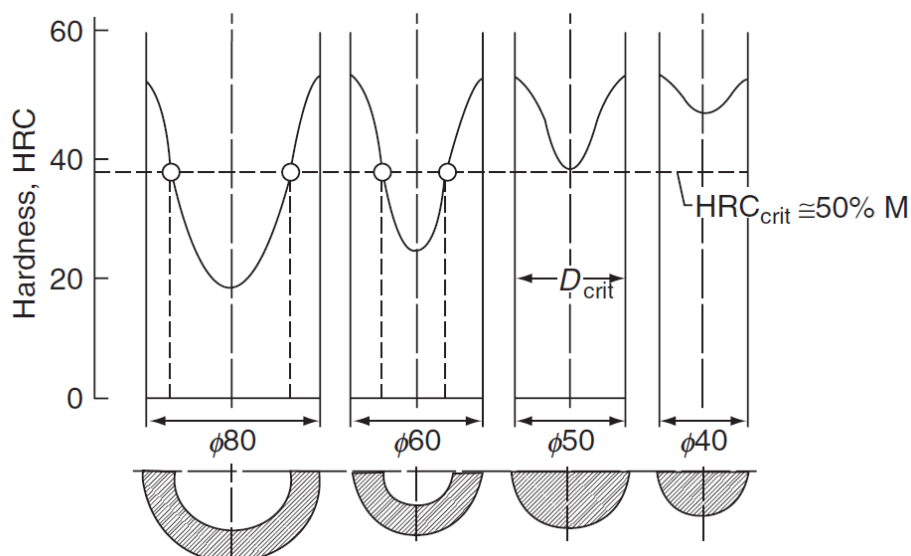
A expressão quantitativa da temperabilidade depende do método de ensaio utilizado para sua determinação. Um dos métodos utilizados para tal é o método de Grossman que define como diâmetro crítico temperável o diâmetro da peça onde obtêm-se 50% de martensita no núcleo. Este, relaciona fatores como severidade de têmpera (parâmetro H), onde é influenciado pelo meio e agitação, além de outros fatores de material que se relacionam diretamente com a temperabilidade, como teor de elementos de liga (PRABHUDEV, 1988).

3.2.3 Método de Grossman

Como dito anteriormente, o diâmetro crítico temperável, pelo método de Grossman, é definido como o diâmetro de uma barra cilíndrica onde obtêm-se 50% de martensita no núcleo. Neste método, barras cilíndricas de aço, de diâmetros crescentes são austenitizadas e resfriadas rapidamente, em condições controladas, para têmpera. Em seguida, é realizado o corte de seções transversais das barras e realizado a medição de perfil de dureza, da superfície ao núcleo (PRABHUDEV, 1988; TOTTEN, 2007).

Com os resultados de dureza, plota-se o gráfico distância do centro por dureza, como mostrado a seguir. Graficamente, o diâmetro crítico temperável pode ser entendido como uma região onde ocorre uma variação abrupta de dureza (TOTTEN, 2007).

Figura 15. Determinação do diâmetro crítico temperável conforme Grossman.



Fonte: TOTTEN (2007).

No contexto do estudo, dois fatores de influência no diâmetro crítico temperável e definidas pelo método de Grossman são destacadas. São elas: severidade da têmpera (H) e temperabilidade.

O parâmetro H está relacionado a taxa de transferência de calor conferida pelo meio de resfriamento. Essa taxa é influenciada pelas características de agitação e meio refrigerante utilizado, neste caso, óleo de têmpera. A seguir é apresentado uma tabela com valores típicos para cada meio e agitação (TOTTEN, 2007).

Tabela 1. Parâmetro H de severidade de têmpera para diferentes meios e agitações.

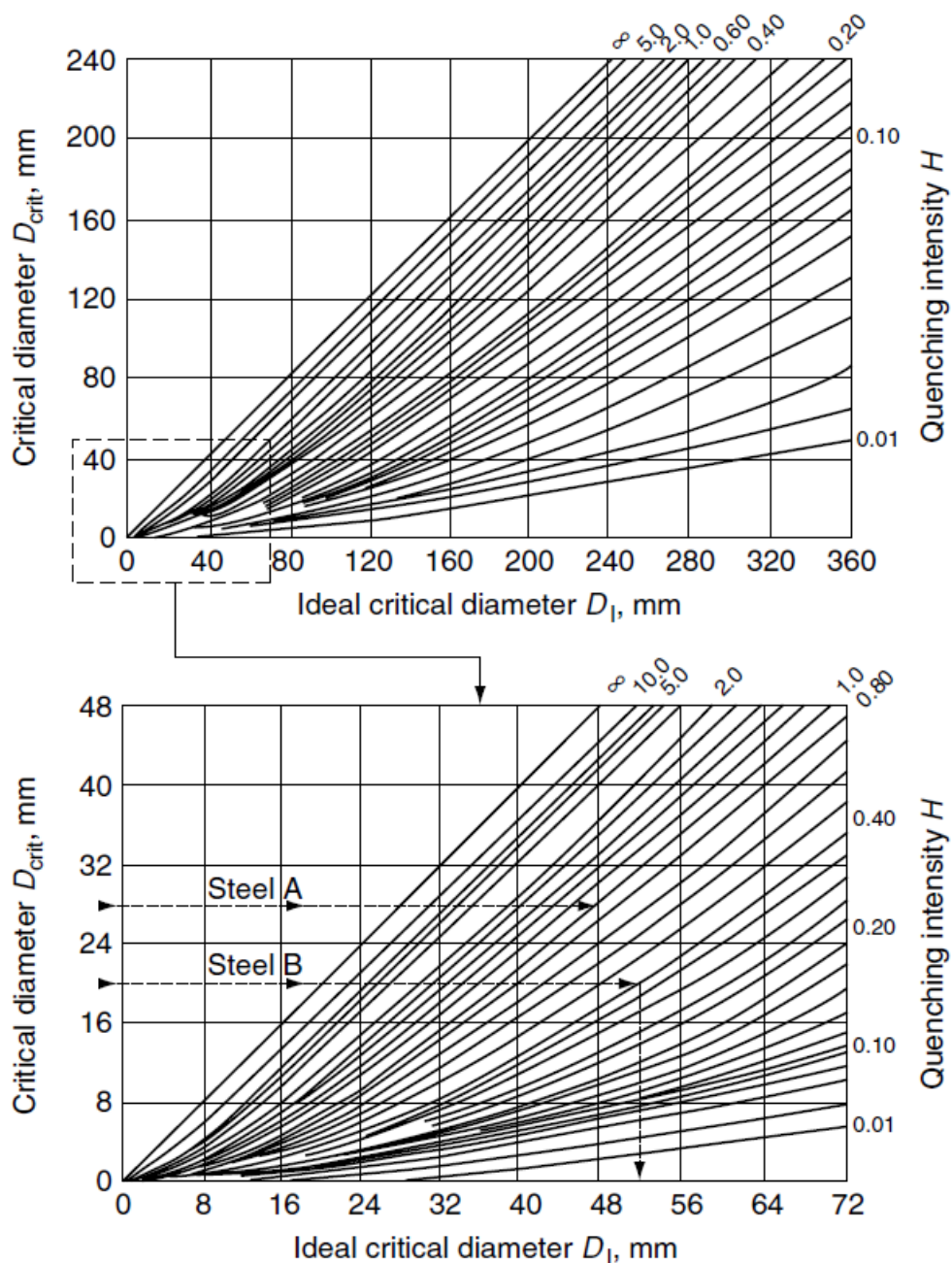
Method of Quenching	H Value (in. ⁻¹)		
	Oil	Water	Brine
No agitation	0.25–0.30	1.0	2.0
Mild agitation	0.30–0.35	1.0–1.1	2.0–2.2
Moderate agitation	0.35–0.40	1.2–1.3	
Good agitation	0.40–0.50	1.4–1.5	
Strong agitation	0.50–0.80	1.6–2.0	
Violent agitation	0.80–1.10	4.0	5.0

Fonte: TOTTEN (2007).

Como apresentado por TOTTEN (2007), o parâmetro H pode ser relacionado ao diâmetro crítico temperável por meio da curva disponível na Figura 16. Neste, para

um determinado diâmetro crítico ideal deve-se respeitar a severidade de têmpera mínima exigida.

Figura 16. Diâmetro crítico temperável em função do parâmetro H de severidade de têmpera.

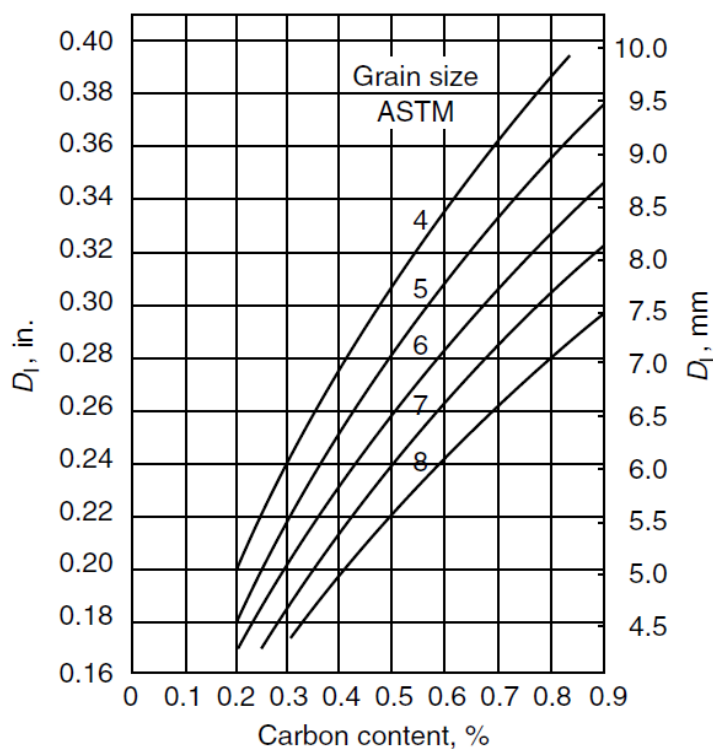


Fonte: TOTTEN (2007).

O segundo fator citado anteriormente, temperabilidade do material, está estritamente relacionada à composição do material. Como mostrado na Figura 17, o

diâmetro crítico temperável aumenta em função do acréscimo no teor de carbono. O mesmo se repete para outros elementos de liga que levam a temperabilidade.

Figura 17. Diâmetro crítico temperável em função do conteúdo de carbono e o tamanho de grão austenítico.



Fonte: TOTTEN (2007).

Como visto anteriormente na Figura 11, transformação martensítica gera uma expansão linear devido a mudança de microestrutura. Logo, espera-se que processos onde se utiliza temperas mais severas, maior parâmetro H, resulte em maior variação de volume devido ao aumento da fração volumétrica de martensita, gerando maior alteração de volume, tensões internas e distorções dimensionais. Do mesmo modo, espera-se que mudanças no processo que resultem em diferentes parâmetros H sejam por oscilações na composição química ou meio de resfriamento resultem em maiores distorções dimensionais, em estudos futuros poderá ser explorado mais aprofundadamente estes aspectos, porém, no contexto deste trabalho, as discussões sobre os resultados foram mantidas restritas às oscilações dentro do range de composição química do material SAE 10B22 e do tipo de óleo usado no processo.

3.3 CEMENTAÇÃO

A cementação é um fator de grande influência na formação de tensões compressivas na superfície das peças tratadas e, conseqüentemente, importante no estudo de deformação no tratamento termoquímico. Tratamentos termoquímicos podem ser entendidos como processos que tem por objetivo realizar a adição de carbono, nitrogênio ou boro na superfície do aço mediante processo de difusão (SILVA, 1988).

A seguir é apresentado tópicos referentes as principais características dos processos de cementação.

O objetivo principal é aumentar a dureza e a resistência ao desgaste da superfície ao mesmo tempo em que o núcleo do material se mantém dúctil (SILVA, 1988).

Para o caso da cementação, é realizada a introdução de carbono na superfície do aço via difusão. Partindo-se de um aço com baixo carbono, usualmente $C < 0,30\%$, aquecido a temperaturas entre 815 e 950°C (SILVA, 1988).

O coeficiente de difusão do elemento químico na austenita pode ser calculado pela equação abaixo (SILVA, 1988).

Figura 18. Equação de difusão.

$$D = D_0 \exp \frac{-Q}{RT}$$

onde:

D = Coeficiente de difusão

D₀ = Constante característica do sistema de difusão.

Q = Energia de ativação para difusão.

R = Constante dos gases = 1,987 cal/mol K.

Fonte: SILVA (1988).

Através da lei de difusão é possível obter a equação que descreve o perfil de distribuição do carbono ao longo da camada cementada, equação abaixo.

Figura 19. Equação de distribuição de soluto na matriz.

$$C(X, t) = C_s - (C_s - C_0) \operatorname{erf} \left[\frac{X}{2\sqrt{Dt}} \right]$$

onde:

$C(X, t)$	=	Concentração do soluto na posição X , no tempo t
C_s	=	Concentração de soluto na superfície
C_0	=	Concentração inicial de soluto no aço
X	=	Distância a partir da superfície
D	=	Coefficiente de difusão
t	=	Tempo
erf	=	Função erro

Fonte: SILVA 1988.

Assim, por meio das equações pode-se definir que a velocidade de difusão está atrelada à temperatura, ao potencial de carbono na atmosfera e da composição química do aço (LI, 2016).

A difusão cresce com o aumento da temperatura, sendo que existem dois tipos de difusão dominantes nos metais: difusão por lacuna e difusão intersticial (LI, 2016).

Portanto, as características de processo definidas gerarão perfis de concentração de carbono, dureza e profundidade de camada que influenciam diretamente na geração de tensões internas no material que, por sua vez, influencia na deformação no tratamento térmico.

3.4 REVENIMENTO

Este tratamento é realizado após a têmpera e consiste em aquecer lentamente o aço até uma temperatura abaixo da austenitização, mantendo-o por tempo suficiente para ativar a difusão do carbono e permitir a decomposição térmica da martensita reduzindo a distorção do parâmetro de rede TCC, descrita anteriormente, reduzindo a variação volumétrica da martensita e reduzindo as tensões residuais. O número de repetições deste ciclo bem como a temperatura são definidos de acordo com as propriedades que se deseja obter (CHIAVERINI, 1996).

O revenimento visa aliviar as tensões geradas pela transformação martensítica, corrigir dureza e fragilidade do material, aumentando a ductilidade, tenacidade e

resistência ao choque. Quanto maior for a temperatura de revenimento e o tempo de patamar, menor será a dureza final do aço (CHIAVERINI, 1996).

Por modificar o conjunto de tensões internas no material, o revenimento possui influência nas distorções dimensionais no material, durante o tratamento térmico estudado, não foi considerada a distorção antes do revenimento, apenas a deformação após o ciclo de cementação têmpera e revenimento pois foge do objetivo principal de criar referências utilizáveis no processo de desenvolvimento de novos itens similares às famílias escolhidas para o estudo.

3.5 EFEITOS DA ADIÇÃO DE ELEMENTOS DE LIGA

O carbono é um dos elementos mais importantes do ponto de vista da temperabilidade, pois é o elemento central na formação da martensita. Teores elevados de carbono diminuem a temperatura M_s (temperatura de transformação martensítica) levando a uma transformação incompleta da austenita para martensita (formação de austenita retida).

A adição de outros elementos de liga visa aumentar a temperabilidade o que possibilita a têmpera de peças de seções maiores com menor distorção e trincas, pois deslocam as curvas CCT para a direita. Deste modo, desloca-se a transformação de austenita para ferrita, perlita e/ou bainita para temperaturas maiores, o que permite a formação de mais martensita para uma determinada taxa de resfriamento. Em geral os efeitos dos elementos de liga na temperabilidade podem ser agrupados da seguinte forma (CRUZ, 2005).

Mn, Si, Cr, Ni, Mo e V: Devido à necessidade dos elementos se redistribuírem por difusão durante a transformação de fase da austenita para ferrita e perlita, acabam atrasando para tempos mais longos as curvas CCT. Devido as complexas interações dos diferentes elementos, estes podem afetar as temperaturas de transformação de fases e a microestrutura resultante (COLETTI, 2016).

O Mn e o Ni são elementos estabilizantes da austenita, retardando desta forma a formação da perlita (deslocam o nariz da curva para direita, mas não modificam a curva) (COLETTI, 2016).

O Cr, Mo e V são elementos estabilizantes da ferrita. Em solução sólida, provocam distorções da rede cristalina que interagem com as distorções da rede provocadas pelos átomos de C, impedindo a precipitação deste. Ao se resfriar em

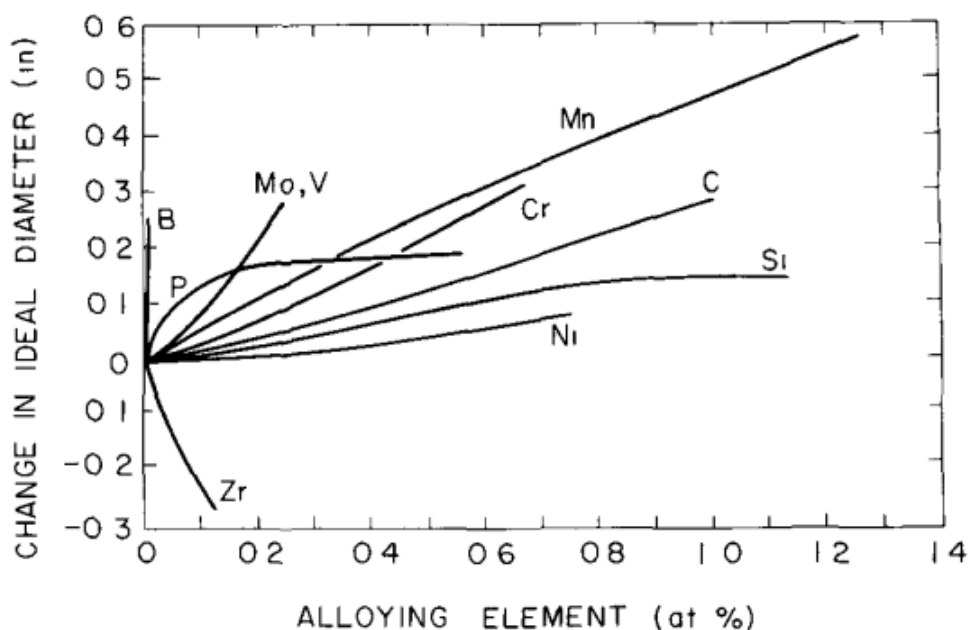
condições desfavoráveis para difusão do C, ou seja, evitando a formação de carbonetos, aumenta o tempo necessário para formação da perlita (COLETTI, 2016).

O V aumenta a temperabilidade, sendo tão efetivo quanto o Mn ou Mo quando em solução na austenita. O V tem um efeito antagônico para valores acima de 0,05 %, pois diminui a temperabilidade pela sua característica de refinar o grão austenítico (COLETTI, 2016).

Além disso, Si, Ni e Cu tem pouca influência no aumento da temperabilidade. O P aumenta a temperabilidade e o S diminui. A presença de cobalto no aço aumenta tanto a velocidade de nucleação quanto a velocidade de crescimento da perlita. O boro é bastante efetivo para aumento da temperabilidade. Adições na ordem de 20 a 30 partes por milhão (ppm) tem efeito equivalente a 0,50 % de Mo (COLETTI, 2016).

Esse aumento pode ser evidenciado pelo gráfico da Figura 20, onde é mostrado que a adição desses elementos de liga tem um efeito multiplicado na temperabilidade.

Figura 20. Efeito da adição de elementos de liga na temperabilidade.



Fonte: MCMAHON (1980).

3.6 MECANISMO DE AUMENTO DE TEMPERABILIDADE PELA ADIÇÃO DE BORO

A seguir é apresentado uma descrição mais detalhada do mecanismo de aumento de temperabilidade pela adição de boro em aço, visto que, o objeto de estudo deste trabalho é o aço ao boro SAE 10B22.

O mecanismo que descreve o aumento de temperabilidade pela adição da maioria dos elementos de liga citados no tópico anterior é o efeito de distorção da rede cristalina.

Devido a presença do elemento boro, aços ao boro como o SAE 10B22 apresentam elevada temperabilidade. Conforme citado por MAITREPIERRE, 1975, a presença de boro dissolvido na liga e nos contornos de grãos influencia na diminuição da energia livre dos contornos de grão austeníticos suficiente para inibir a nucleação da ferrita proeutetoide.

O mecanismo que descreve esse aumento de temperabilidade nos aços está relacionado com o tamanho atômico do elemento boro. Devido a esse tamanho, pode apresentar-se dissolvido na rede cristalina do ferro gama, posicionados nos interstícios ou, então, de forma substitucional (SANTOS, 2015; MCMAHON, 1980).

Devido ao tamanho atômico reduzido, quando comparado a outros elementos de liga que elevam a temperabilidade (ver tabela 2), é esperado que o boro não cause elevadas deformações na rede cristalina do ferro. Portanto, o mecanismo de aumento de temperabilidade por distorções da rede cristalina não consegue descrever o grande efeito de aumento de temperabilidade causado pelas pequenas adições de boro evidenciado no gráfico da figura 20.

Tabela 2. Raio atômico de elementos de liga dos aços,

Elemento	N	C	B	Fe	Mn	Mo	Ti	Nb
Raio Atômico Å	0.71	0.77	0.97	1.274	1.312	1.40	1.462	1.468

Fonte: MOHAMMAD (1989).

A segregação do boro dissolvido para os contornos de grão é o mecanismo que efetivamente reduz a energia livre dos contornos levando ao aumento da temperabilidade. Essa segregação ocorre tanto no patamar de austenitização quanto no resfriamento; sendo chamados de segregação de equilíbrio e segregação de não-equilíbrio, respectivamente (SANTOS, 2015).

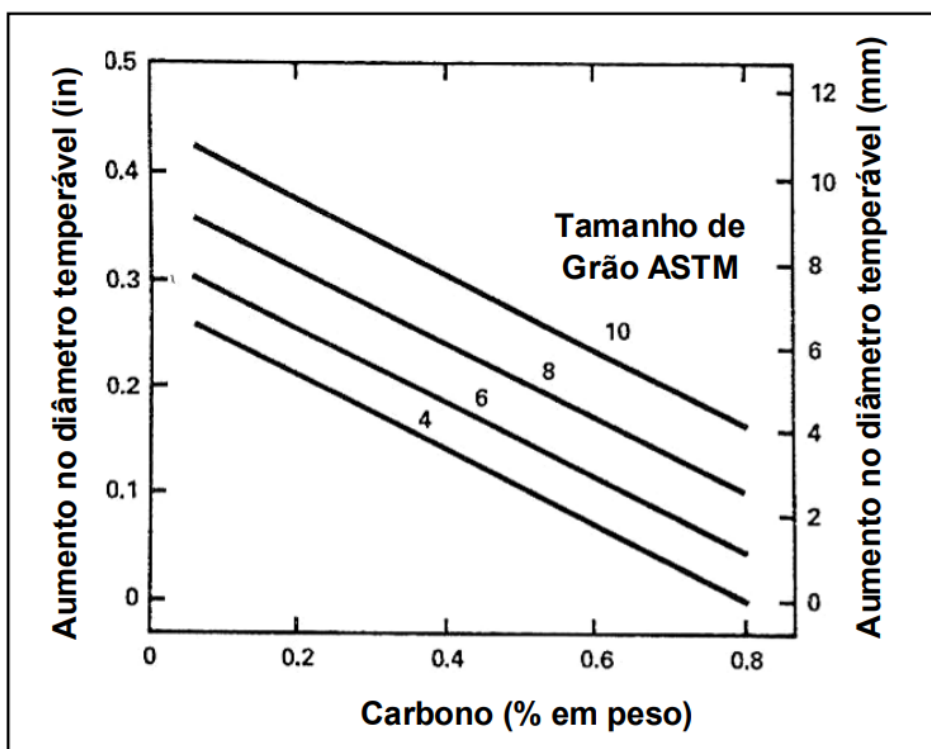
Devido a estreita relação do mecanismo de aumento de temperabilidade do boro com o contorno de grão autenítico, espera-se que o tamanho e crescimento de grão durante o patamar de austenitização influencie na temperabilidade.

Essa influência do tamanho de grão austenítico pode ser explicada de duas maneiras: uma é a influência da concentração de boro no contorno de grão, e a outra é influência no tempo necessário para que o boro se equilibre nos contornos de grão (MORRAL, 1979).

O tempo de equilíbrio é afetado pelo tamanho de grão, pois os átomos de boro devem mover-se do meio dos grãos para os contornos de grão para que o equilíbrio completo aconteça. Dessa maneira, maiores tamanhos de grão estão associados com longos tempos de equilíbrio. Assim, o efeito da temperabilidade do boro é maior em aços baixo carbono de granulação fina (MORRAL, 1979).

Como apresentado no gráfico da Figura 21, o boro possui uma maior temperabilidade em aços com granulação fina, do que em aços de granulação grosseira, menor número ASTM (SILVA, 2009).

Figura 21. Variação do efeito da temperabilidade do boro com o conteúdo de carbono para vários tamanhos de grão em uma liga Fe-C-Mn com 0,5 % de C.



Fonte: GRANGE (1946).

3.7 FATORES QUE INFLUENCIAM O EMPENAMENTO NA TÊMPERA

Como dito anteriormente, as propriedades do aço, principalmente sua composição, influenciam diretamente na temperabilidade e distorções na têmpera.

Porém fatores de processos, como usinagem e conformação, geometria da peça e parâmetros de têmpera também possuem grande influência no processo (FUNATANI, 2011).

Nos fatores de processos do tratamento térmico que possam influenciar a distorção, podem-se destacar os meios de têmpera: óleos, soluções aquosas, sais fundidos e gases pressurizados são algumas das opções mais comuns. Ainda, é possível alterar a temperatura do meio refrigerante, sua agitação, volume e uniformidade do meio, montagem e distribuição das peças, afetando diretamente na capacidade desse meio de retirar calor (FUNATANI, 2011; OHMORI, 1977).

Outras etapas do processo, como a conformação e usinagem, podem gerar alterações nas tensões residuais no material e variações dimensionais relevantes para o estudo de deformação e empenamento. O entendimento e controle desses diversos fatores faz-se necessário para que seja possível uma correta interpretação dos resultados de um estudo de distorções na têmpera (FUNATANI, 2000, 2011).

- **Óleo de têmpera**

As propriedades do óleo de têmpera afetam diretamente a taxa de transferência de calor e formação de filme de vapor, sendo determinante nos segundos iniciais da têmpera. Esses fatores ligados a transferência de calor encontram-se no centro da questão de formação da martensita, portanto deve-se selecionar o tipo de óleo para atingir a velocidade de resfriamento crítica e otimizar a têmpera. Essa otimização pode ser alcançada utilizando óleos que reduzem a formação do filme de vapor e aumentam a taxa de transferência de calor (FUNATANI, 2011).

- **Filme de vapor**

Alterando a composição química do óleo pode-se alterar a formação e duração do filme de vapor, até mesmo é possível extinguir essa etapa (FUKUHARRA, 1997).

- **Montagem de carga e projeto de suporte e produto**

O projeto de bandejas e gabaritos e método de montagem da carga é muito importante para reduzir a distorção e para que a têmpera atinja as especificações requisitadas em desenho. A distribuição de massa do material, bem como, a formação de regiões com concentração de calor influenciam a taxa de resfriamento de cada parte da peça causando variações na têmpera ao longo do material e, conseqüentemente, elevando as distorções (FUNATANI, 2011).

3.8 AÇOS AO BORO – SAE 10B22

O forte efeito de pequenas adições de boro para aumentar a temperabilidade do aço é estudado há 40 anos. Desde então, o boro tem desempenhado um papel importante como elemento de liga no desenvolvimento de aços tratados termicamente (SILVA, 2009).

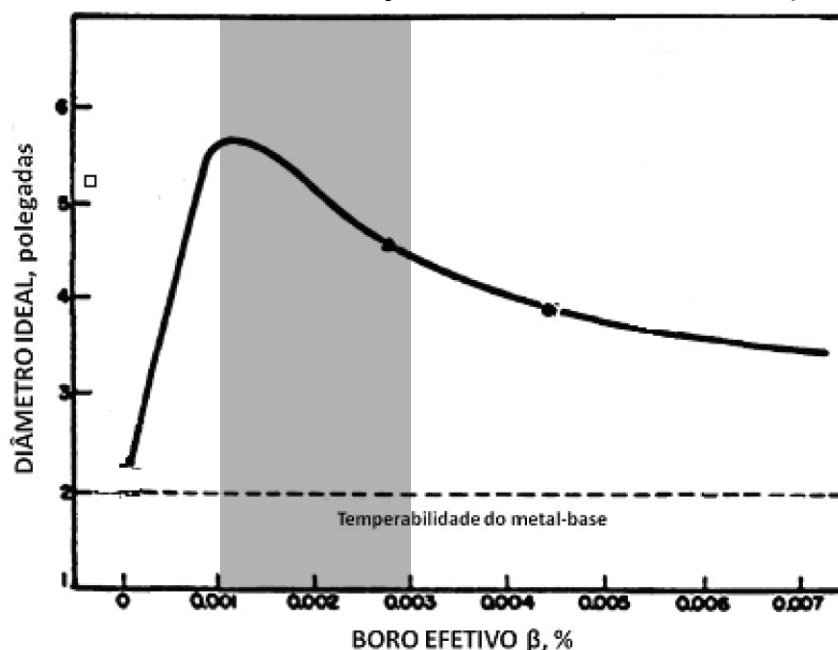
Além desse efeito na dureza, o boro também é amplamente utilizado em pequena quantidade para melhorar o uso de aço austenítico, e melhorar a resistência e ductilidade de aços ferríticos e austeníticos (POTER, 1979).

Recentemente, tem havido um grande interesse no aço boro temperado devido às suas vantagens econômicas, bem como recursos adicionais de melhor extrusão e usinabilidade, e trincas de têmpera reduzidas, comparado com aço sem boro de dureza equivalente (KAPADIA, 1978).

É necessário considerar que o boro se combina prontamente com nitrogênio e oxigênio no aço, tornando-o ineficiente. Portanto, a adição de elementos de liga que se ligam preferencialmente a esses elementos faz-se necessário (SILVA,2009).

Além disso, é conhecido que a temperabilidade não aumenta com o nível de boro, e sim que aumenta quando se utiliza uma faixa ótima de conteúdo de boro. Segundo a maioria dos autores, há a faixa ótima de conteúdo de boro solúvel entre 10 e 30 ppm, como indicado na figura 22 (SILVA,2009).

Figura 22. Efeito da concentração de boro no diâmetro temperável do material.



Fonte: DJAHAZI (1989).

A grade de composição química dos aços SAE 10B22 utilizados na fabricação dos eixos ZEN e objeto de estudo desse trabalho é mostrada na Tabela 3.

Tabela 3. Composição química para o aço SAE 10B22.

Aço	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Cr	%B	%Mo	%Ti
SAE 10B22	0,190	1,050	≤0,02	≤0,01	0,150	0,100	0,001	≤0,10	0,020
	–	–			–	–	–	0	–
	0,230	1,250			0,300	0,200	0,003		0,040

Fonte: catálogo Arcelormittal.

É importante observar a especificação de Ti de 0,020 a 0,040. O Ti é necessário em aços ao boro para fixar o N presente na liga e, formando assim TiN. A formação de TiN ocorre preferencialmente quando comparado com o BN. A prática usual é manter a relação Ti/N maior ou igual a 3,42 para precipitar qualquer N disponível (COLETTI, 2016).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

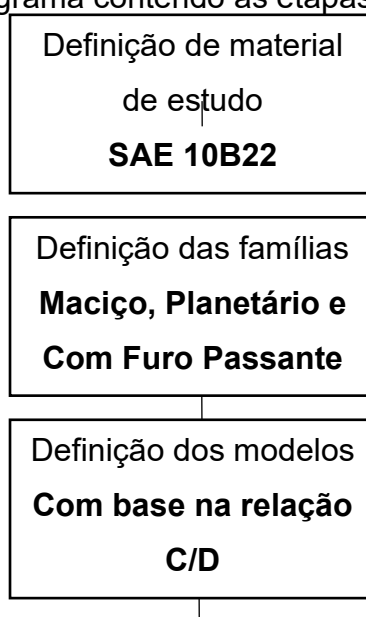
Nesta seção é descrita a metodologia utilizada no estudo. As etapas para a realização do estudo compreenderam os seguintes tópicos:

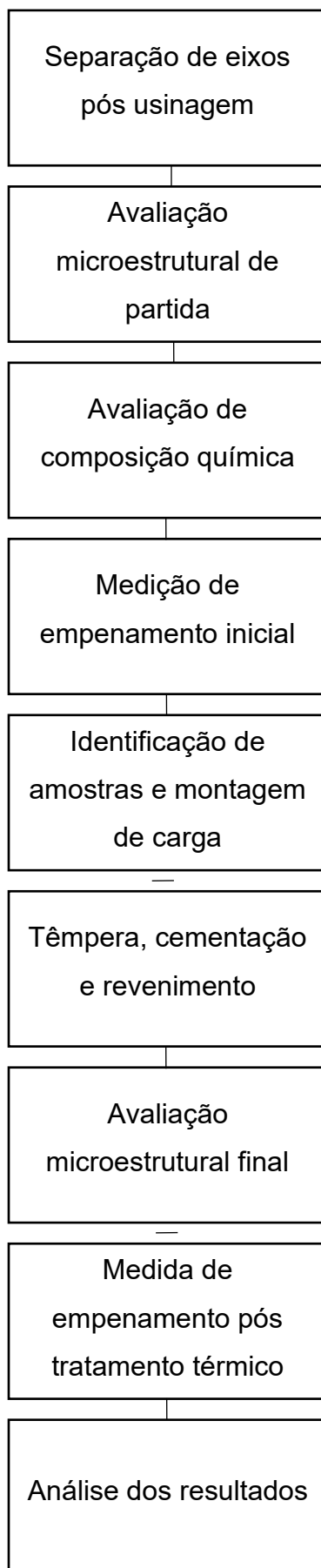
- Definição do material de estudo: para isso foi selecionado o aço SAE 10B22. O material apresenta boa temperabilidade e juntamente do aço 16MnCr5 representam a maior parte dos materiais utilizados para a produção de eixo na ZEN.
- Definição das famílias de eixos: existem 3 famílias de eixos produzidos, sendo classificadas conforme sua geometria. São elas: eixos maciços, eixos planetário e eixos com furo passante. A descrição completa das famílias será abordada no tópico 4.1.2.
- Definição dos modelos de eixos: os eixos foram escolhidos de forma que fossem contempladas diferentes razões comprimento/diâmetro para cada família de eixos.
- Separação de eixos pós-usinagem: foram reparadas 30 peças dos lotes dos modelos selecionados para avaliação do empenamento.
- Avaliação da microestrutura inicial: cada lote separado teve sua microestrutura inicial caracterizada para fins de controle e discussão posterior.
- Avaliação de composição química: Por se tratar de um estudo com peças reais e várias repetições é um trabalho de longo prazo com amostras vindas de corridas diferentes para representar melhor a amplitude de variação do empenamento para fim de previsibilidade necessária para aplicação em estudos de novos produtos e também para demonstrar a adequação dos materiais de estudo na grade de composição química do aço SAE 10B22 e garantir o controle da variável composição no estudo.
- Medição de empenamento inicial: foi realizada a medição do empenamento após a usinagem. Esse controle faz-se necessário para entender como a variação dimensional inicial pode influenciar no empenamento gerado pelo processo de têmpera. E pode ser influenciado por variações nas tensões residuais advindos de etapas anteriores do processo de fabricação (conformação e usinagem).

- Identificação das amostras e montagem de carga: a montagem de carga representa um tópico importante e seu controle correto faz-se necessário para que seja possível descrever o comportamento e distribuição do empenamento dentro de uma carga tratada. Esse assunto é melhor descrito no tópico 4.3.
- Tratamento termoquímico: o tratamento realizado nos fornos termoquímicos da ZEN compreendem cementação, têmpera e revenimento. Detalhes do processo são apresentados no tópico 4.4.
- Avaliação microestrutural final: com o objetivo de validar o processo de cementação e têmpera uma amostra de cada carga é cortada e realizado o preparo metalográfico para verificar a microestrutura final e posterior liberação da carga.
- Medida de empenamento pós tratamento térmico: com auxílio do concentricity gage é realizada a medição de empenamento pós tratamento térmico. Os resultados dessa medição serão utilizados para plotar os gráficos de empenamento médio e empenamento máximo por razão comprimento/diâmetro.
- Análise dos resultados.

As etapas do processo estão resumidas no fluxograma abaixo.

Figura 23. Fluxograma contendo as etapas do estudo.





Fonte: Autor.

4.1 MATERIAIS

4.1.1 Aço SAE 10B22

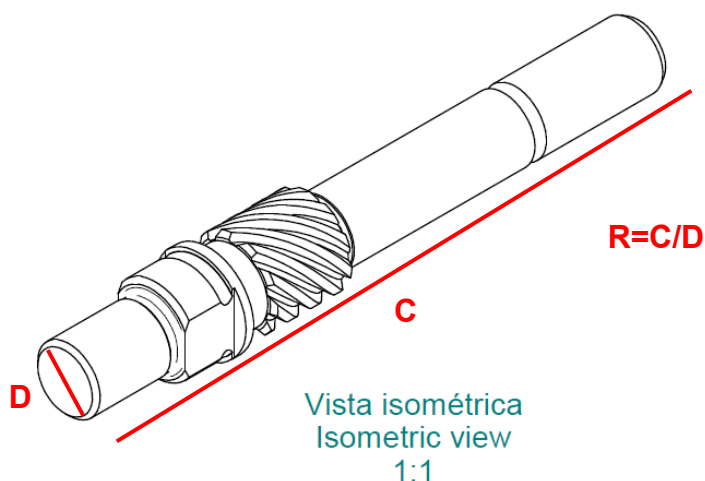
Os eixos separados para estudo fabricados na ZEN são produzidos a partir de barras de aço 10B22 com etapas de usinagem, laminação, laminação das estrias, entre outras etapas a depender do modelo de eixo. A composição química foi avaliada conforme os lotes separados e comparada com a grade apresentada no tópico 3.8.

4.1.2 Amostras de eixos

Como dito anteriormente os eixos compõem 3 famílias descritas como eixos maciços, eixos planetários e eixos com furo passante. A seguir é apresentado uma breve descrição a respeito dessas famílias.

- Eixos maciços: Compõem os eixos com formato semelhante ao apresentado na figura 24. Possuem pouca variação de geométrica quando comparado a outros modelos.

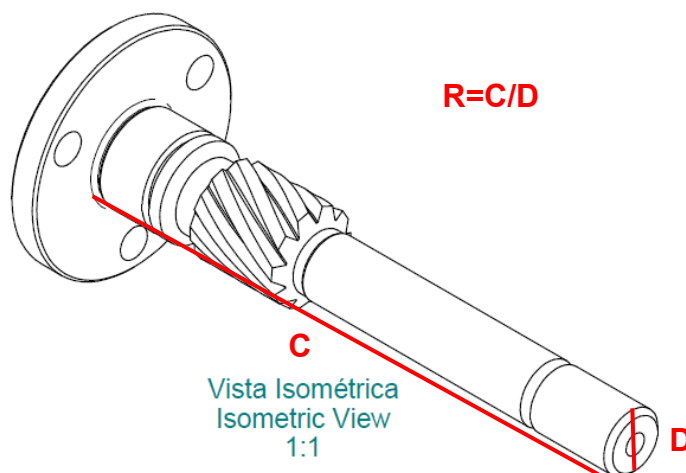
Figura 24. Desenho de um eixo maciço.



Fonte: Catálogo ZEN.

- Eixos planetários: Compõem os eixos com formato semelhante ao apresentado na Figura 25. Apresenta um flange que pode alterar o comportamento dimensional na têmpera quando comparado aos maciços de mesma relação R.

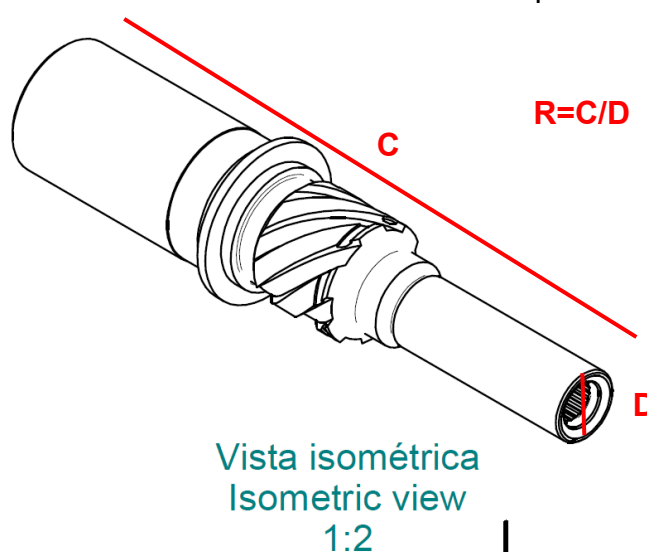
Figura 25. Desenho de um eixo planetário.



Fonte: Catálogo ZEN.

- Eixos com furo passante: Compõem os eixos com formato semelhante ao apresentado na figura 26, a baixo.

Figura 26. Desenho de um eixo com furo passante.



Fonte: Catálogo ZEN.

Tendo definido as famílias para o estudo, as amostras de eixos foram selecionadas com base na relação R (razão entre o comprimento e diâmetro). O comprimento e o diâmetro foram definidos conforme o plano de controle das peças. Este determina a região de mancalização e medição no concentricity gage.

Os valores de C/D de cada eixo estão apresentados na Tabela 4. Essas relações servirão como base para definição da curva de empenamento.

Tabela 4. Informações dos eixos estudados.

Família do eixo	Modelo do eixo	Relação C/D
Maciço	Modelo 1M	5,800
Maciço	Modelo 2M	7,609
Maciço	Modelo 3M	9,167
Planetário	Modelo 1P	8,863
Planetário	Modelo 2P	9,599
Planetário	Modelo 3P	9,670
Com furo passante	Modelo 1F	1,023
Com furo passante	Modelo 2F	3,422
Com furo passante	Modelo 3F	6,312

Fonte: Autor.

Para cada modelo de eixo foram feitas repetidas cargas no tratamento térmico, conforme disponibilidade da produção. Detalhes dimensionais dos modelos de eixo, detalhes do plano de controle, bem como os códigos dos itens foram omitidos neste trabalho.

4.2 PRODUÇÃO DAS AMOSTRAS

O processo produtivo das amostras seguiu o processo normal de produção, conforme os seguintes tópicos:

- Conformação a frio do blank
- Reozimento
- Lubrificação
- Conformação a frio (forma final)
- Usinagem CNC
- Laminação de estrias
- Tratamento térmico
- Retífica

Sendo que foi realizado a coleta de amostras para medição do batimento após a última etapa de usinagem, para controle do empenamento gerado antes do tratamento térmico. As mesmas amostras foram, então, numeradas e tratadas em forno termoquímico e posteriormente remedido o batimento.

4.3 MONTAGEM DE CARGA

Para realizar o tratamento termoquímico das peças é realizada a montagem do cesto mostrado na figura 22 e 23. Os eixos são montados em grades e dispostos em camadas, conforme figura 24.

Figura 27. Vista do cesto utilizado para tratamento das cargas no tratamento térmico.



Fonte: autor.

Figura 28. Exemplo de montagem de eixos no cesto.

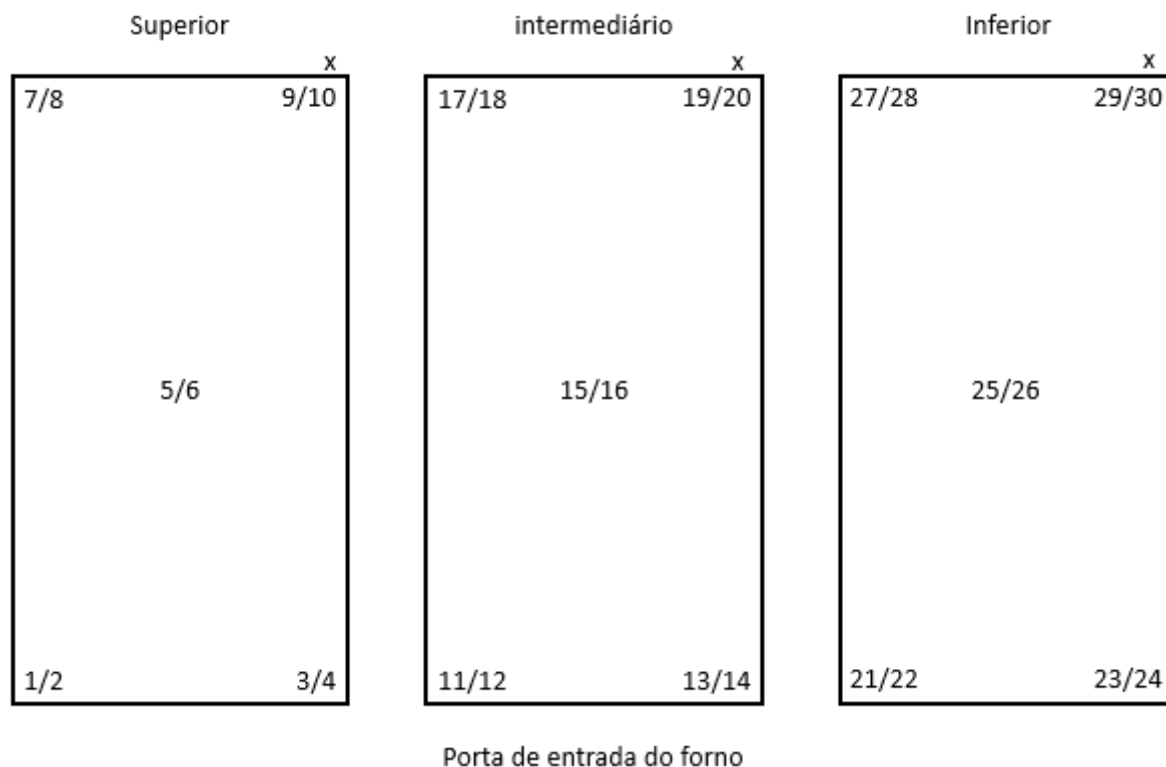


Fonte: autor.

A depender do tamanho dos eixos, é possível completar o cesto com 1, 2 ou 3 camadas. Para realizar o estudo foi colocado um par de eixos nos cantos e no meio de cada grade. Assim, totalizam-se 10 amostras para cestos de 1 camada, 20 amostras par cestos de 2 camadas e 30 amostras para cestos de 3 camadas.

Na figura 29 é apresentado o modelo esquemático contendo a distribuição das amostras no cesto, distribuídas de forma crescente a partir da camada superior.

Figura 29. Modelo esquemático da distribuição de amostras na carga.



Fonte: autor.

4.4 TRATAMENTO TERMOQUÍMICO

O tratamento termoquímico consistiu em etapas de pré-aquecimento, austenitização, etapa de cementação (maior concentração de carbono na atmosfera), etapa de difusão (menor carbono na atmosfera), redução para patamar de têmpera, resfriamento em óleo e revenimento. Os detalhes de processos envolvidos no tratamento foram omitidos deste trabalho.

Abaixo é apresentada uma ilustração do forno termoquímico utilizado para tratamento das amostras.

Figura 30. Forno ZEN.



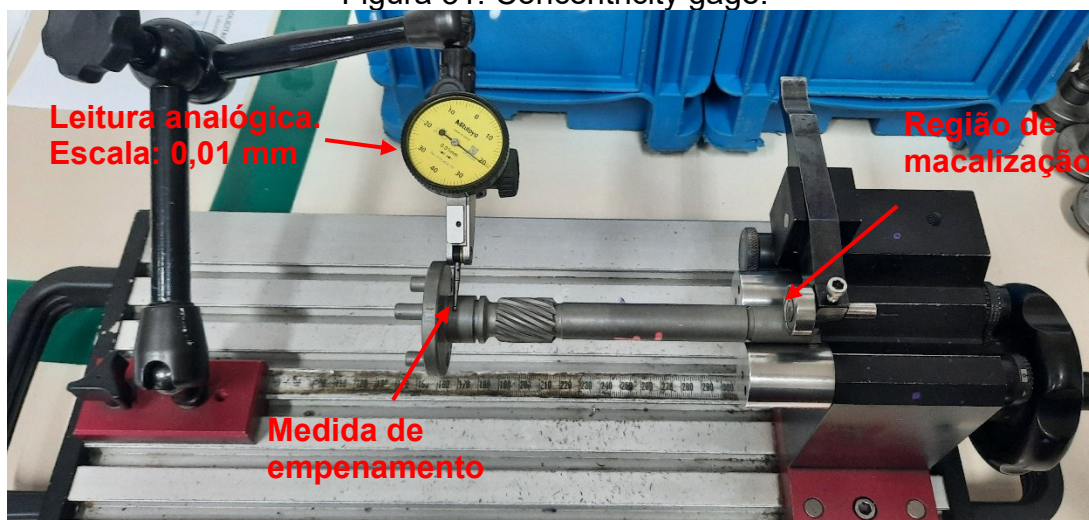
Fonte: autor.

4.5 MÉTODOS DE ANÁLISE

4.5.1 Medida de batimento

A medida de empenamento foi realizada no concentricity gage, figura 31. Neste, obteve-se o batimento radial das amostras estudadas, antes e após o tratamento térmico. Escala do aparelho: 0,01 mm. Os resultados de empenamento estão apresentados em milímetros.

Figura 31. Concentricity gage.



Fonte: autor.

4.5.2 Composição química

A composição química foi realizada no analisador de materiais spectroport marca Spectro, Figura 32. A técnica de análise utilizada pelo equipamento é a Espectrometria de Emissão Óptica por Centelha (S-OES). Onde uma centelha elétrica é capaz de produzir altas temperaturas excitando um grande número de átomos que, por sua vez, emitem comprimentos de onda característicos.

Figura 32. Analisador de materiais spectroport.



Fonte: autor.

4.5.3 Avaliação microestrutural

A avaliação microestrutural envolveu verificar a uniformidade entre os lotes estudados, principalmente quando avaliadas características como coalescimento, grau de perlita/ferrita e bandeamento. Foram realizadas mediante preparo metalografico com posterior avaliação em microscópio óptico modelo Olympus BX60M, conforme Figura 33.

Figura 33. Microscópio óptico utilizado nas análises.



Fonte: autor.

Para cada carga tratada, foi realizada uma análise metalográfica para avaliar a microestrutura final obtida e garantir a efetividade do processo. Sendo avaliada, na camada cementada, a presença de martensita refinada garantindo a ausência de microestruturas indesejadas como perlita e austenita retida. O mesmo foi realizado para o núcleo, garantindo a ausência de ferrita.

4.5.4 Avaliação de camada cementada

Além da avaliação microestrutural pós têmpera, para garantir a conformidade microestrutural, foi realizado também a avaliação da camada cementada via medição de perfil de dureza HV 0,5 utilizando o microdurômetro EMCOTEST Durascan, figura 34.

Figura 34. Microdurômetro HV



Fonte: autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS MACIÇOS

5.1.1 Empenamento antes do tratamento térmico

Os dados de empenamento antes do tratamento térmico para as amostras dos eixos maciços estão disponíveis no apêndice A.

A seguir são apresentados os resultados de empenamento médio obtidos para cada carga de eixos, bem como, seus respectivos valores de desvio padrão, máximo e mínimo alcançados.

Tabela 5. Informações do empenamento de eixos maciços antes do tratamento térmico.

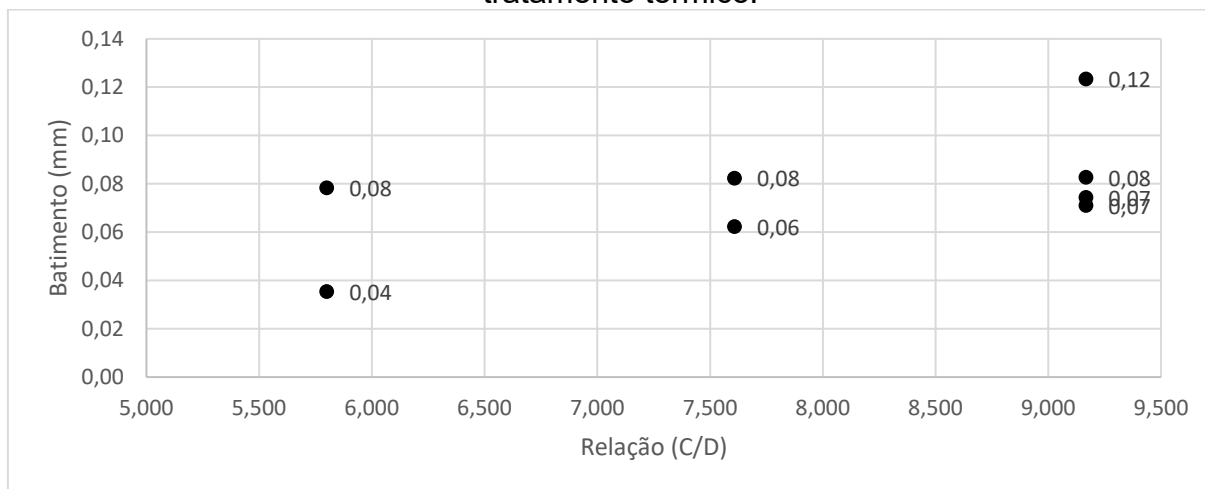
Amostra	Relação C/D	Média	Desvio padrão	Máximo	Mínimo
1M (1)	5,800	0,04	0,01	0,06	0,02
1M (2)	5,800	0,08	0,02	0,13	0,04
2M (1)	7,609	0,06	0,01	0,08	0,04
2M (2)	7,609	0,08	0,02	0,12	0,05
3M (1)	9,167	0,07	0,01	0,10	0,05
3M (2)	9,167	0,07	0,03	0,15	0,04
3M (3)	9,167	0,12	0,03	0,16	0,07
3M (4)	9,167	0,08	0,02	0,12	0,05
3M (5)	9,167	0,06	0,02	0,11	0,04

Fonte: Autor.

Utilizando os dados de empenamento médio por C/D obtém-se os gráficos das Figuras 35 e 36. Nele pode-se observar a baixa tendência de aumento do batimento com relação a C/D. Portanto, é possível inferir que nas etapas anteriores ao tratamento térmico, a relação entre o diâmetro e o comprimento dos eixos maciços não é um fator de grande influência no empenamento.

Essa tendência existente, mesmo que baixa, pode ser justificada pelo acúmulo das tensões de todas as etapas de fabricação anteriores ao tratamento, gerando um impacto no comportamento da deformação após o tratamento.

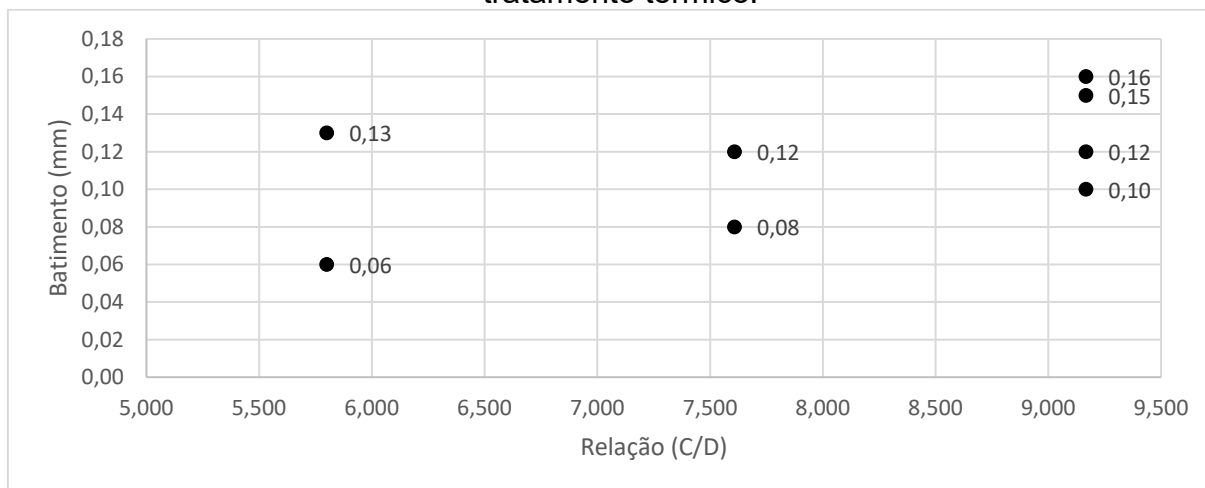
Figura 35. Batimento médio por C/D para eixos maciços – medida antes do tratamento térmico.



Fonte: Autor.

Essa característica observada repete-se quando avaliado o empenamento máximo por C/D, gráfico da Figura 36.

Figura 36. Batimento máximo por C/D para eixos maciços – medida antes do tratamento térmico.



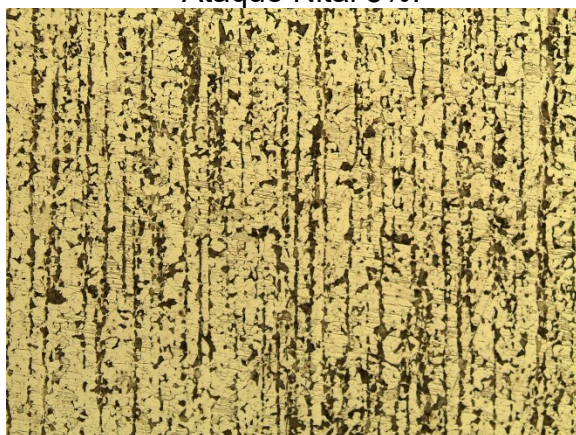
Fonte: Autor.

5.1.2 Microestrutura inicial e composição química

Foi realizado o mapeamento de microestrutura e composição química de todos os lotes estudados. Essa etapa tem como objetivo garantir a reprodutibilidade do estudo controlando as variáveis microestruturais (grau de coalescimento e bandeamento) e composição química conforme a grade do 10B22.

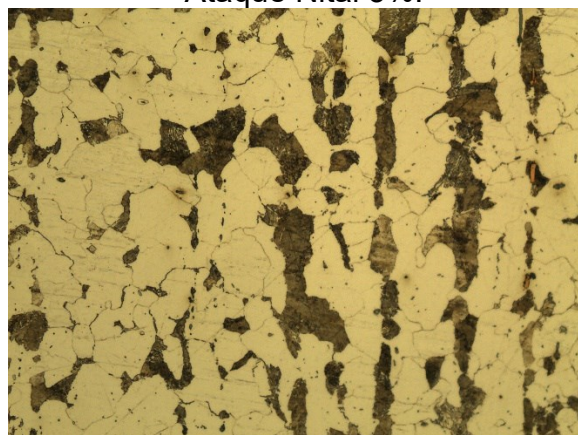
Foram coletadas uma amostra de cada lote para avaliação microestrutural e composição química. Nas Figuras 37 a 54, estão apresentadas as micrografias das amostras, considerando um aumento de 100x e 500x. Pode-se observar a uniformidade das estruturas analisadas.

Figura 37. Metalografia do núcleo.
Amostra 1M (1). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



Fonte: autor.

Figura 38. Metalografia do núcleo.
Amostra 1M (1). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



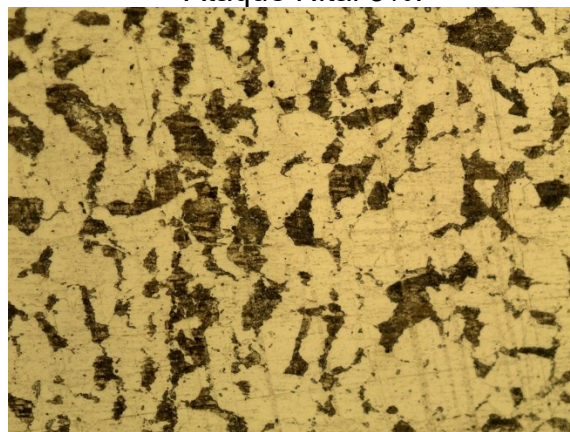
Fonte: autor.

Figura 39. Metalografia do núcleo.
Amostra 1M (2). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



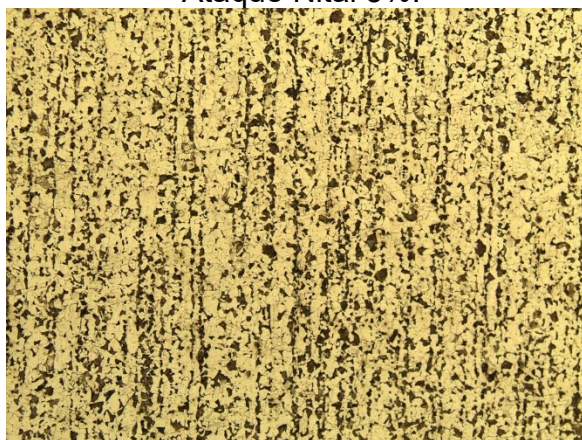
Fonte: autor

Figura 40. Metalografia do núcleo.
Amostra 1M (2). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



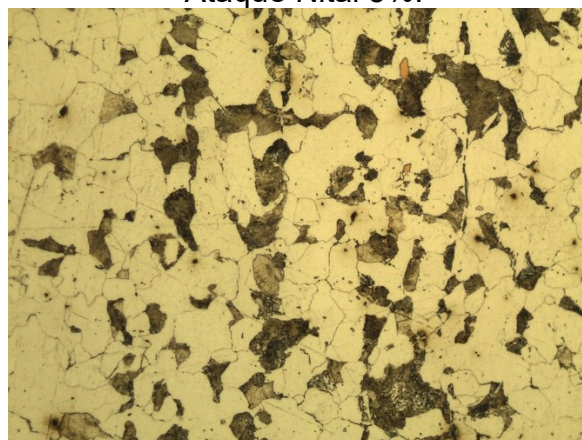
Fonte: autor.

Figura 41. Metalografia do núcleo.
Amostra 2M (1). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



Fonte: autor.

Figura 42. Metalografia do núcleo.
Amostra 2M (1). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



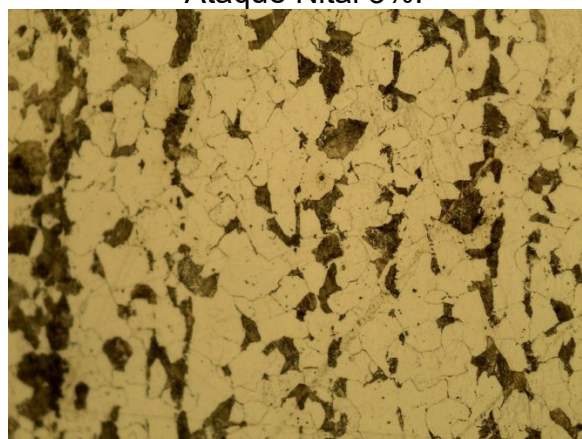
Fonte: autor.

Figura 43. Metalografia do núcleo.
Amostra 2M (2). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



Fonte: autor.

Figura 44. Metalografia do núcleo.
Amostra 2M (2). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



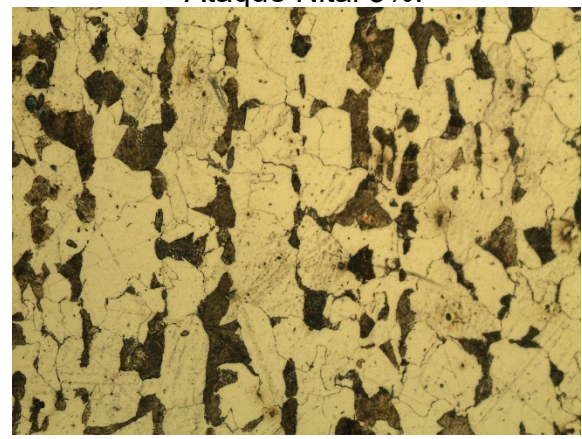
Fonte: autor.

Figura 45. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (1). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



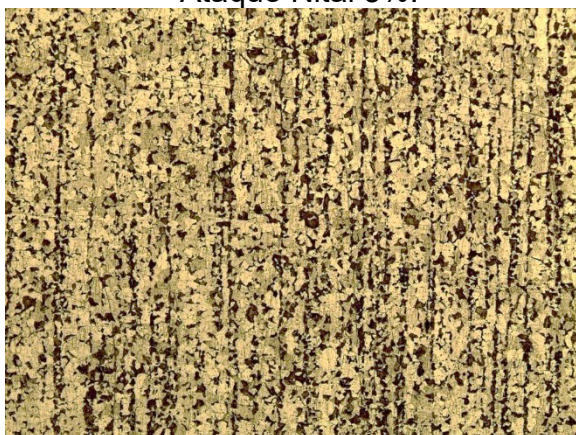
Fonte: autor.

Figura 46. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (1). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



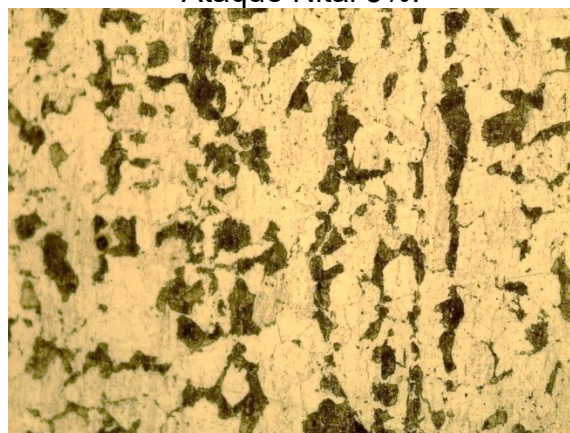
Fonte: autor.

Figura 47. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (2). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



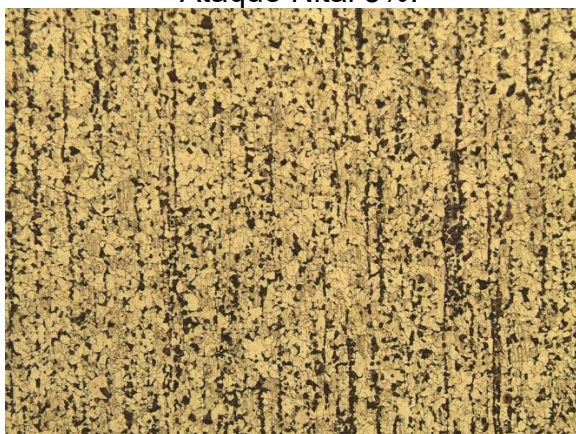
Fonte: autor.

Figura 48. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (2). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



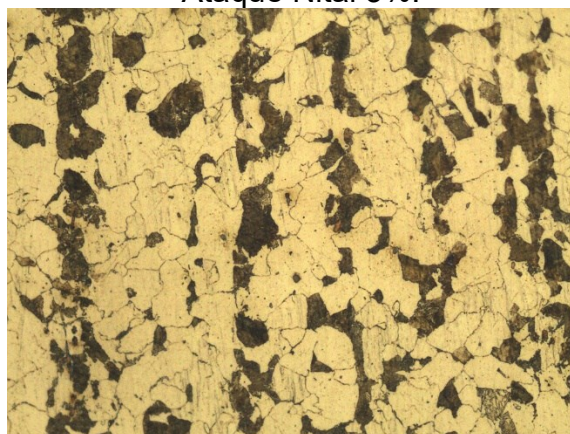
Fonte: autor.

Figura 49. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (3). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



Fonte: autor.

Figura 50. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (3). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



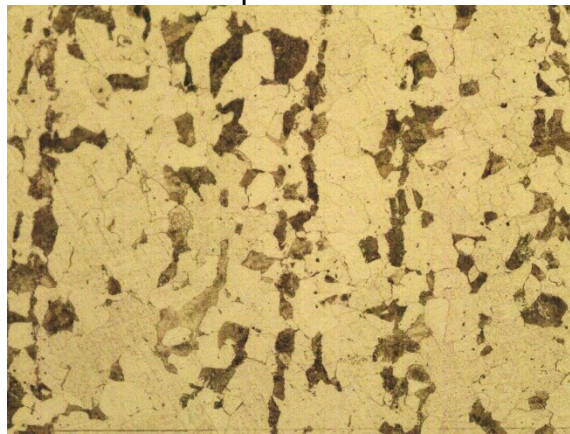
Fonte: autor.

Figura 51. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (4). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



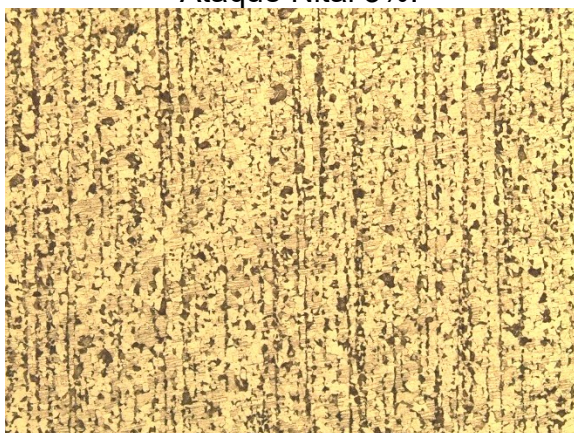
Fonte: autor.

Figura 52. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (4). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



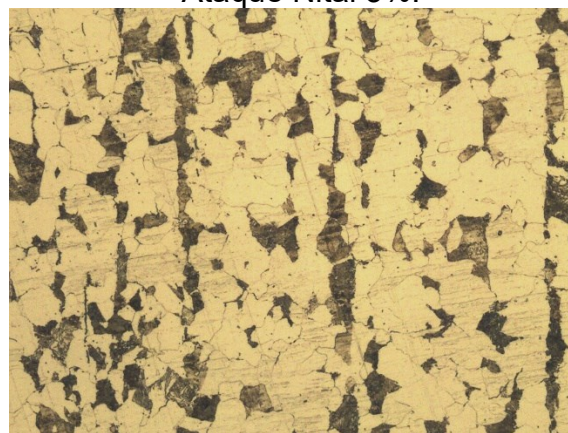
Fonte: autor.

Figura 53. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (5). Aumento 100x.
Ataque Nital 3%.



Fonte: autor.

Figura 54. Metalografia do núcleo.
Amostra 3M (5). Aumento 500x.
Ataque Nital 3%.



Fonte: autor.

As amostras apresentam estrutura composta de matriz ferrítica com perlita dispostas nos contornos de grão típico para aços hipoeutetóides e bandeamento característico do processo produtivo que se repetiu para todas as amostras analisadas. No aumento de 100x pode-se observar o bandeamento no sentido longitudinal.

Os resultados de composição química estão expostos na Tabela 6. É possível observar que existe uma variação entre os lotes apresentados. Fator este que pode influenciar nos resultados obtidos. Por outro lado, não há grandes dispersões em outros elementos de liga não controlados pela especificação do material.

Tabela 6. Composição química, em peso, dos eixos maciços.

%	Grade 10b22	3M (1)	3M (2)	3M (3)	3M (4)	3M (5)
C	0,180 - 0,230	0,176	0,14	0,155	0,168	0,205
Si	0,100 - 0,300	0,234	0,216	0,206	0,222	0,217
Mn	0,70 - 1,00	0,7	0,75	0,82	0,83	0,83
P	<0,0300	0,0136	0,0067	0,0142	0,0153	0,0179
S	<0,050	0,0128	0,007	0,0103	0,0116	0,0187
Cr	--	0,099	0,114	0,128	0,122	0,14
Mo	--	<0,0070	0,0137	0,0166	0,0155	0,0199
Ni	--	0,059	0,08	0,067	0,076	0,065
Al	--	0,0168	0,0258	0,0227	0,0228	0,0166
Co	--	0,0113	<0,0110	0,0113	0,011	<0,0110
Cu	--	0,163	0,143	0,167	0,158	0,17
Nb	--	<0,0110	<0,0110	<0,0110	<0,0110	<0,0110
Ti	--	0,049	0,035	0,037	0,045	0,042
V	--	<0,0040	<0,0040	<0,0040	<0,0040	<0,0040
W	--	<0,040	<0,040	<0,0040	<0,040	<0,040
Pb	--	<0,0110	<0,0110	<0,0110	<0,0110	<0,0110
Sn	--	0,0145	0,0111	0,0114	0,0113	0,0125
Mg	--	0,0043	<0,0040	<0,0040	<0,0040	<0,0040
As	--	0,0113	0,0146	0,0107	0,0099	0,0117
Zr	--	<0,0070	<0,0070	<0,0070	<0,0070	<0,0070
B	0,0005 - 0,0030	0,0045	0,0026	0,0034	0,0031	0,0037
Fe	--	98,4	98,4	98,2	98,2	38,1

Fonte: Autor.

É importante destacar que, quando considerado o aumento de temperabilidade, a concentração de elementos como C, Mg, Cr, Ni e B são de especial importância. É importante frisar que neste trabalho foi apresentado apenas os resultados de análise química dos modelos de eixo maciço pois representam o item de maior volume de produção e maior incidência de empenamento devido às maiores relações C/D. A partir destes resultados foi realizada uma discussão a respeito da variação de batimento considerando o efeito da composição química.

5.1.3 Empenamento após tratamento térmico

Os resultados de empenamento após o tratamento térmico para os eixos maciços estão disponíveis no apêndice A.

A seguir são apresentados os resultados de empenamento médio obtidos para cada carga de eixos, bem como seus respectivos valores de desvio padrão, máximo e mínimo alcançados.

Tabela 7. Informações do empenamento de eixos maciços após o tratamento térmico.

Amostra	Relação C/D	Média	Desvio padrão	Máximo	Mínimo
1M (1)	5,800	0,19	0,07	0,37	0,10
1M (2)	5,800	0,17	0,05	0,30	0,09
2M (1)	7,609	0,37	0,07	0,47	0,24
2M (2)	7,609	0,23	0,09	0,50	0,11
3M (1)	9,167	0,34	0,08	0,60	0,20
3M (2)	9,167	0,25	0,10	0,45	0,10
3M (3)	9,167	0,35	0,09	0,54	0,20
3M (4)	9,167	0,29	0,11	0,59	0,15
3M (5)	9,167	0,34	0,14	0,70	0,15

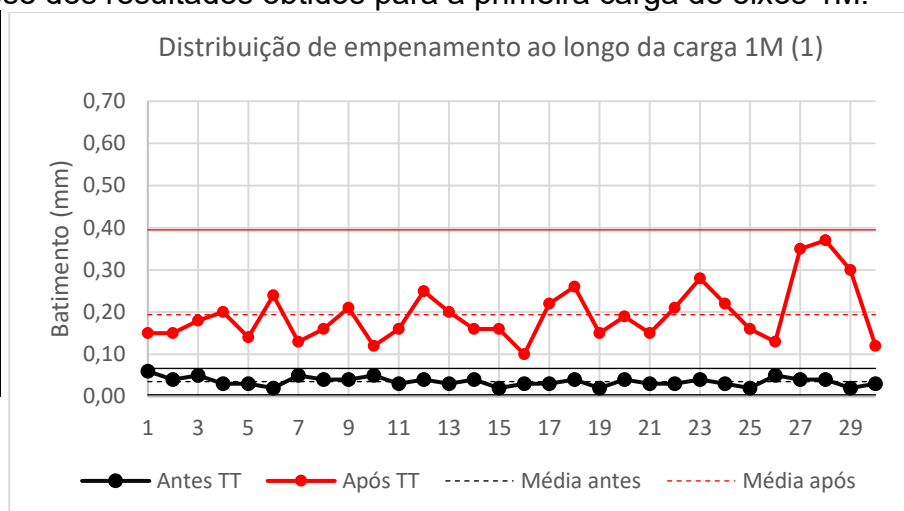
Fonte: Autor.

A quantidade de lotes analisados variou dependendo da disponibilidade da produção. Sendo assim, foi possível avaliar mais cargas do eixo 3M.

Nos quadros a seguir é apresentado um resumo dos resultados obtidos. O gráfico presente nos quadros representa a distribuição de empenamento ao longo da carga. Essa análise de distribuição é importante para que seja possível compreender como se procede o tratamento térmico ao logo do cesto. É esperado que na camada inferior do cesto se obtenha maior dispersão dos valores de empenamento devido ao fato de que serão essas peças as que sofrerão o choque térmico inicial no momento da queda do cesto no óleo enquanto a camada superior atingirá o óleo já aquecido.

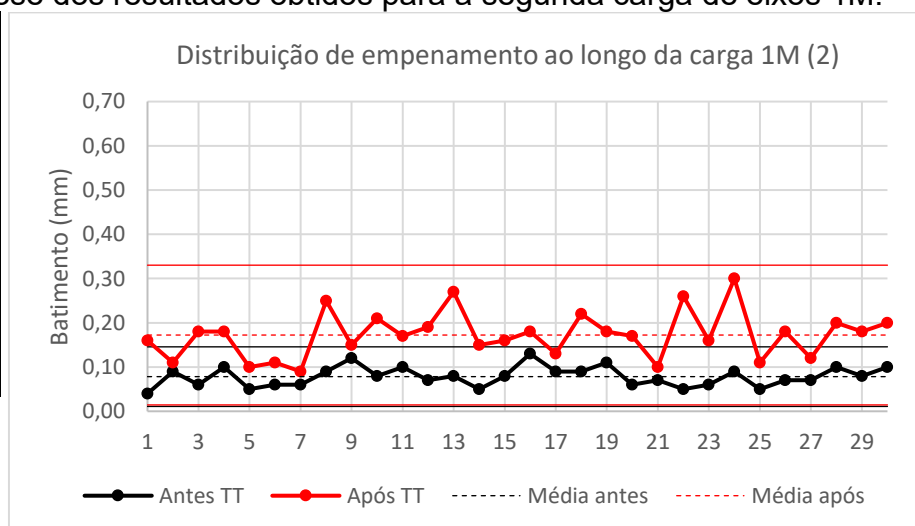
Quadro 1. Síntese dos resultados obtidos para a primeira carga de eixos 1M.

Amostra:	1M (1)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,04
Desvio padrão:	0,01
Empenamento máximo:	0,06
Empenamento mínimo:	0,02
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,19
Desvio padrão:	0,07
Empenamento máximo:	0,37
Empenamento mínimo:	0,10
Diferença entre médias:	0,16



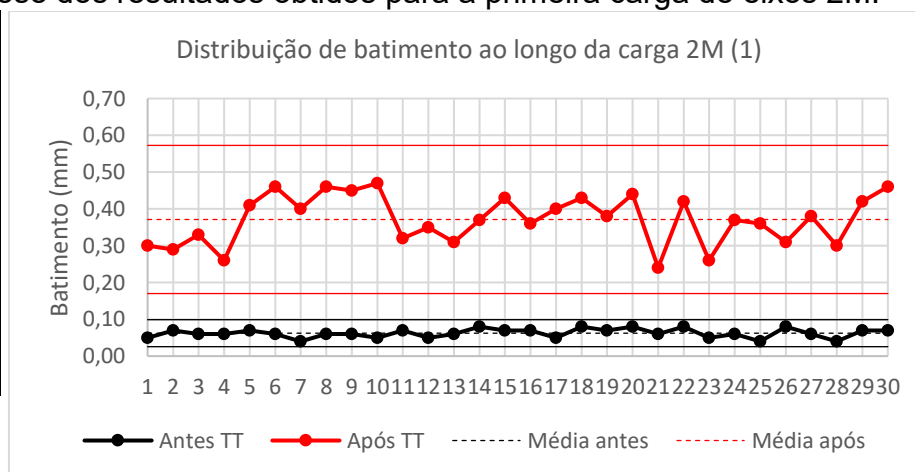
Quadro 2. Síntese dos resultados obtidos para a segunda carga de eixos 1M.

Amostra:	1M (2)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,08
Desvio padrão:	0,02
Empenamento máximo:	0,13
Empenamento mínimo:	0,04
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,17
Desvio padrão:	0,05
Empenamento máximo:	0,30
Empenamento mínimo:	0,09
Diferença entre médias:	0,09



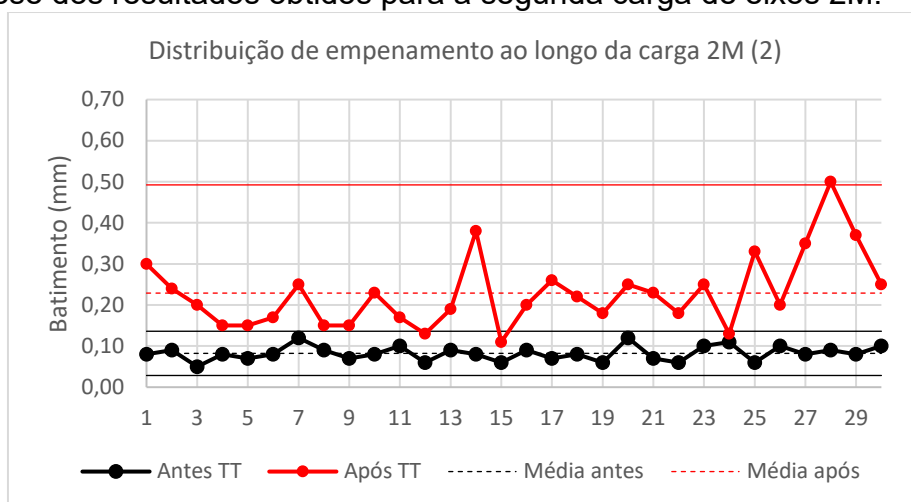
Quadro 3. Síntese dos resultados obtidos para a primeira carga de eixos 2M.

Amostra:	2M (1)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,06
Desvio padrão:	0,01
Empenamento máximo:	0,08
Empenamento mínimo:	0,04
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,37
Desvio padrão:	0,07
Empenamento máximo:	0,47
Empenamento mínimo:	0,24
Diferença entre médias:	0,31



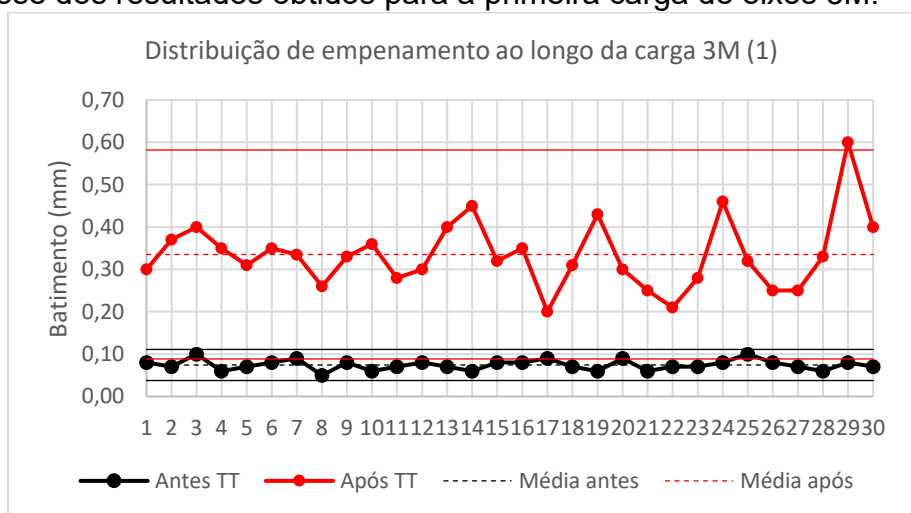
Quadro 4. Síntese dos resultados obtidos para a segunda carga de eixos 2M.

Amostra:	2M (2)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,08
Desvio padrão:	0,02
Empenamento máximo:	0,12
Empenamento mínimo:	0,05
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,23
Desvio padrão:	0,09
Empenamento máximo:	0,50
Empenamento mínimo:	0,11
Diferença entre médias:	0,15



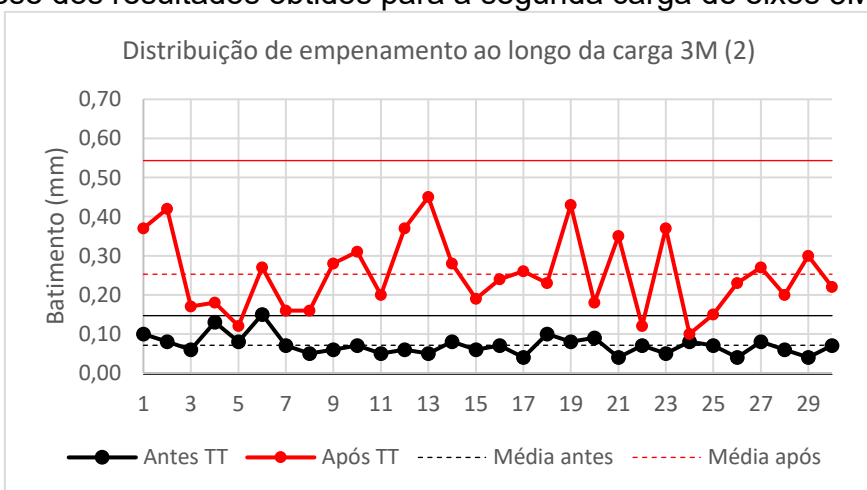
Quadro 5. Síntese dos resultados obtidos para a primeira carga de eixos 3M.

Amostra:	3M (1)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,07
Desvio padrão:	0,01
Empenamento máximo:	0,10
Empenamento mínimo:	0,05
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,34
Desvio padrão:	0,08
Empenamento máximo:	0,60
Empenamento mínimo:	0,20
Diferença entre médias:	0,26



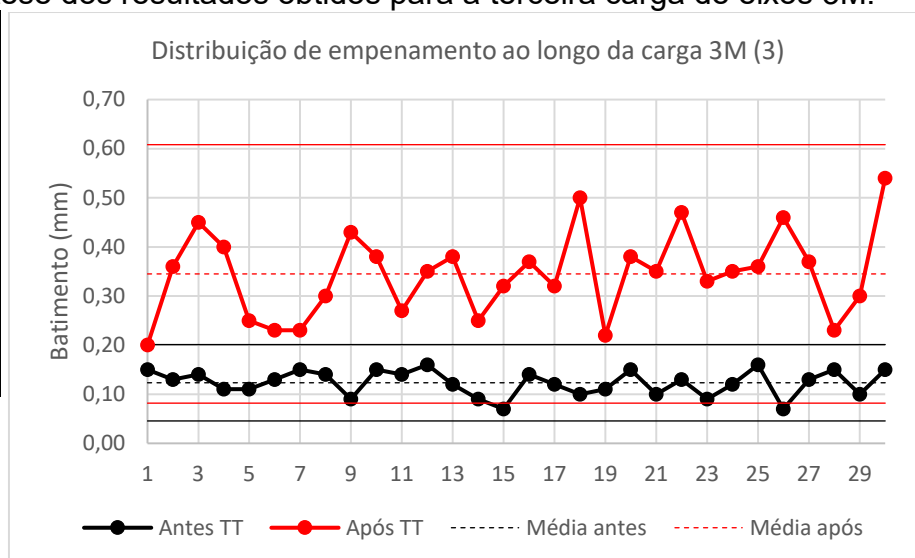
Quadro 6. Síntese dos resultados obtidos para a segunda carga de eixos 3M.

Amostra:	3M (2)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,07
Desvio padrão:	0,03
Empenamento máximo:	0,15
Empenamento mínimo:	0,04
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,25
Desvio padrão:	0,10
Empenamento máximo:	0,45
Empenamento mínimo:	0,10
Diferença entre médias:	0,18



Quadro 7. Síntese dos resultados obtidos para a terceira carga de eixos 3M.

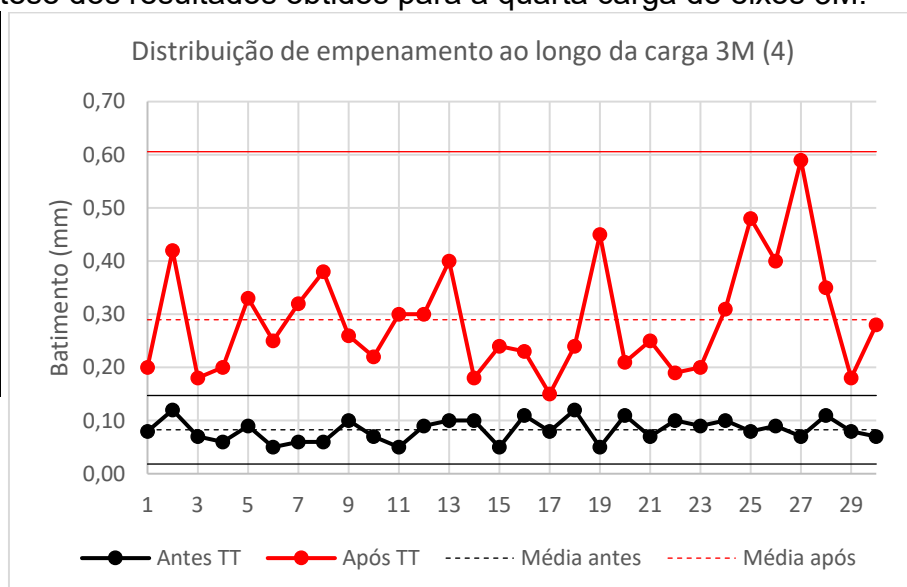
Amostra:	3M (3)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,12
Desvio padrão:	0,03
Empenamento máximo:	0,16
Empenamento mínimo:	0,07
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,35
Desvio padrão:	0,09
Empenamento máximo:	0,54
Empenamento mínimo:	0,20
Diferença entre médias:	0,22



Fonte: Autor.

Quadro 8. Síntese dos resultados obtidos para a quarta carga de eixos 3M.

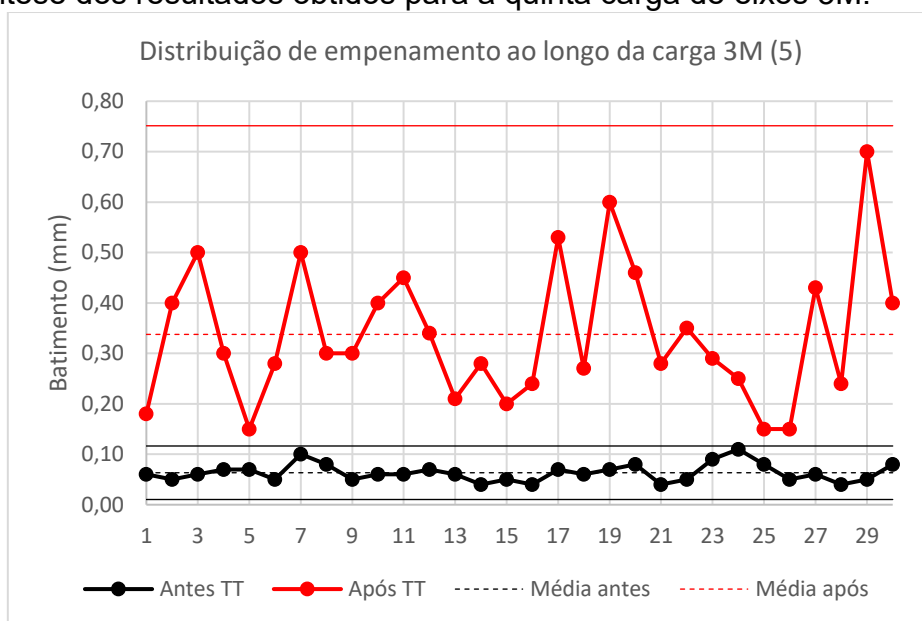
Amostra:	3M (4)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,08
Desvio padrão:	0,02
Empenamento máximo:	0,12
Empenamento mínimo:	0,05
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,29
Desvio padrão:	0,11
Empenamento máximo:	0,59
Empenamento mínimo:	0,15
Diferença entre médias:	0,21



Fonte: Autor.

Quadro 9. Síntese dos resultados obtidos para a quinta carga de eixos 3M.

Amostra:	3M (5)
Antes do tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,06
Desvio padrão:	0,02
Empenamento máximo:	0,11
Empenamento mínimo:	0,04
Após o tratamento térmico	
Empenamento médio:	0,34
Desvio padrão:	0,14
Empenamento máximo:	0,70
Empenamento mínimo:	0,15
Diferença entre médias:	0,27



Após analisar os resultados por carga, pode-se plotar os valores de batimento médio e batimento máximo atingidas por cada carga de eixo em uma única curva. Assim, obteve-se a curva de batimento médio por C/D, onde a inclinação da reta apresentou valor de 0,0342 e coeficiente de determinação de 0,4775; e a curva de batimento máximo por C/D, neste caso a inclinação da reta apresentou valor de 0,0608 e coeficiente de determinação de 0,7494.

Figura 55. Batimento médio por C/D para eixos maciços – medida após o tratamento térmico.

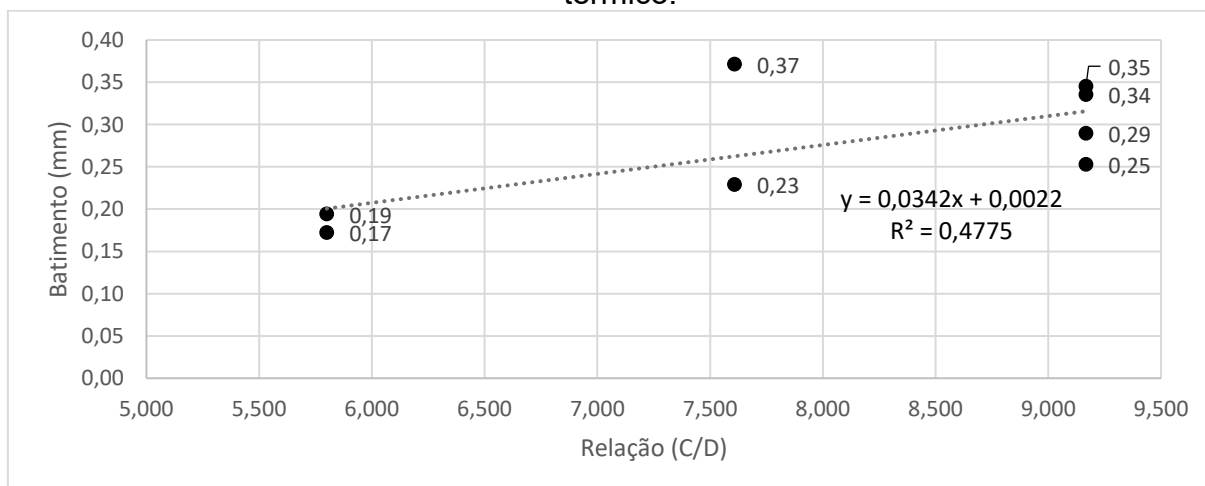
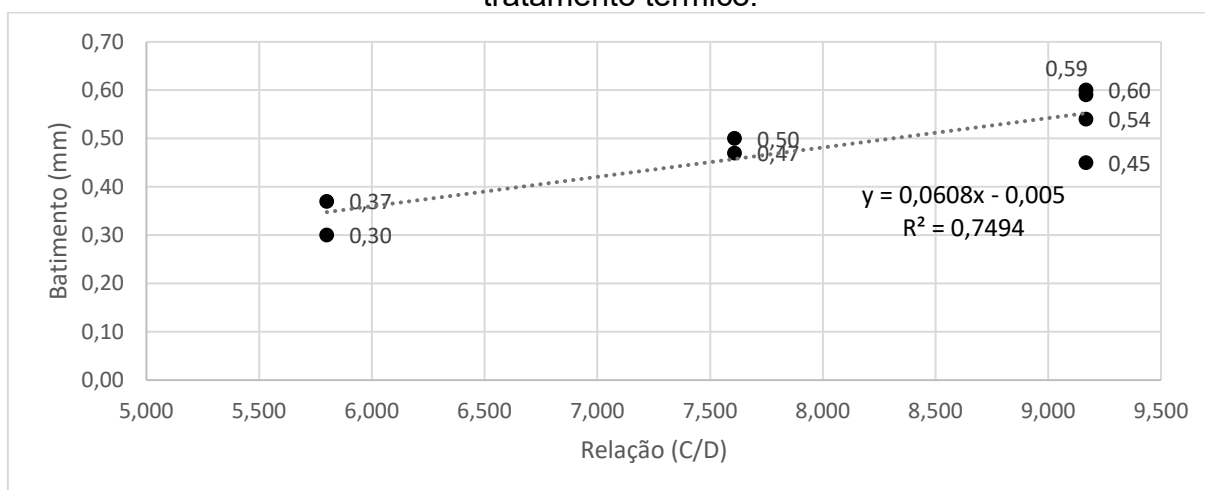


Figura 56. Batimento máximo por C/D para eixos maciços – medida após o tratamento térmico.



Fonte: Autor.

Assim, quando comparado com a curva de empenamento inicial gerada pelo conjunto de etapas do processo pré-têmpera, é possível perceber uma dependência maior do batimento ocasionado pelo tratamento térmico.

As equações da reta para batimento máximo e batimento médio podem ser utilizadas para realizar a previsão de batimento para novos modelos de eixo.

5.1.4 Efeito do teor de boro e carbono equivalente no batimento

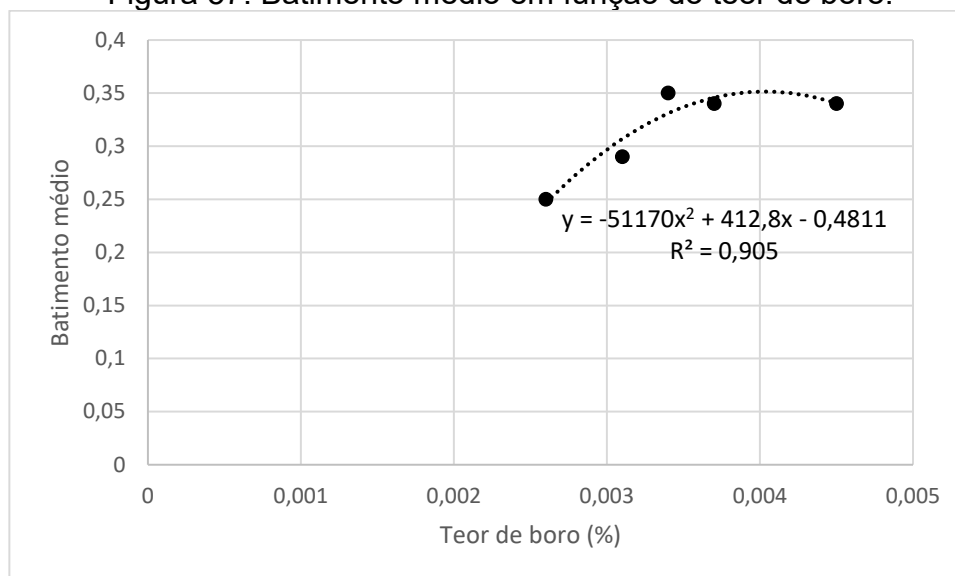
Devido à grande disponibilidade de amostras para os eixos 3M foi possível reproduzir mais cargas desse modelo de eixo no estudo.

Considerando que se obteve cargas como batimento médio de aproximadamente 0,25 até 0,35, propõem-se avaliar possíveis causas dessa dispersão nos resultados.

Analisando as 5 cargas preparadas e comparando seus respectivos batimentos médios, pode-se traçar uma relação de composição química para explicar a dispersão dos resultados.

No gráfico abaixo está apresentado o empenamento médio obtido em função do teor de boro (%).

Figura 57. Batimento médio em função do teor de boro.



Fonte: autor.

Como fatores relacionados a microestrutura mostraram-se controlados, a variação do teor de boro, e conseqüentemente, a variação de temperabilidade de cada lote pode justificar a variação no empenamento médio obtido. Visto que parâmetros de processo se mantiveram os mesmos.

Realizando o comparativo dos teores de boro obtido com a curva retirada de DJAHAZI (1989) que relaciona a concentração de boro com o aumento de temperabilidade, pode-se observar um desvio nos pontos ótimos para os teores de boro. Lembrando que na figura 57 é apresentada uma relação entre batimento e concentração de boro enquanto a curva citada de DJAHAZI relaciona temperabilidade e teor de boro. Esse fato pode justificar essa diferença nos pontos ótimos observada, visto que o batimento é influenciado por outros fatores além do teor de boro apresentado.

O mesmo estudo realizado pode ser aplicado ao carbono e outros elementos de liga que influenciam na temperabilidade do material. A primeira questão para se tentar avaliar o efeito dos elementos de liga em conjunto no empenamento é a escolha da equação para cálculo de carbono equivalente.

TALAS (2009) realizou um levantamento contendo 18 equações para cálculo de carbono equivalente (Ceq) desenvolvida por diversos autores. Na Tabela 8 é apresentado a tabela contendo as equações de Ceq.

Tabela 8. Equações para cálculo de carbono equivalente propostas por diversos autores.

CE title	Formula	Eqs.
CE _{IIW} ^A	$C + (Mn/6) + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$	Eq. (1)
AWS D1.1 ^A	$C + (Mn + Si)/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$	Eq. (2)
CE _{WES136} ^A	$C + (Mn/6) + (Si/24) + (Mo/29) + (V/14)$	Eq. (3)
Pcm (Ito-Bessyo) ^B	$C + (Si/30) + (Mn + Cu + Cr)/20 + (Ni/60) + (Mo/15) + (V/10) + 5B$	Eq. (4)
Graville ^A	$C + (Mn/16) + (Ni/50) + (Cr/23) + (Mo/7) + (Nb/5) + (V/9)$	Eq. (5)
Yurioka ^D	$C + f(C)(Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B) f(C) = 0.75 + 0.25 \tanh \{20(C-0.12)\}$	Eq. (6)
(CE _{WES}) Kihara ^A	$C + (Mn/6) + (Si/24) + (Ni/40) + (Cr/5) + (Mo/4) + (V/14)$	Eq. (7)
Stout and Doty ^A	$C + (Mn/6) + (Ni/20) + (Cr + Mo)/10 + (Cu/40)$	Eq. (8)
Dearden-O'Neill ^A	$C + (Mn/6) + (Mo/4) + (Ni/15) + (Cr/5)$	Eq. (9)
Koch-Bersch ^C	$C + (Mn + Mo + Ni + Cr + V + Cu + Si)/20$	Eq. (10)
Duren (C _{PLS}) ^C	$C + (Mn + Cu)/16 + (Si/25) + (Cr/20) + (Ni/60) + (Mo/40) + (V/15)$	Eq. (11)
Winterton ^A	$C + (Mn/6) + (Cu/40) + (Ni/20) + (Cr - V)/10 - (Mo/50)$	Eq. (12)
Breadstreet ^A	$C + (Mn/20) + (Ni/15) + (Cr + Mo + V)/10$	Eq. (13)
Cottrell ^A	$C + (Mn/6) + (Cr + Mo)/5 + (V/3) + (Nb/4C) + (0.0001/S)$	Eq. (14)
CET ^B	$C + (Mn + Mo)/10 + (Cu + Cr)/20 + (Ni/40)$	Eq. (15)
AWS ^A	$C + (Mn/4) + (Ni/20) + (Cr + V)/10 + (Cu/40) + (Mo/50)$	Eq. (16)
C _{HSLA} ^C	$C + (Mn/16) + (Cr/23) + (Mo/7) + (Nb/5) + (V/9) - (Ni/50)$	Eq. (17)
CE _{WM} ^a	$C + (Mn + Cr + V + Si)/6 + (Mo/4) + (Nb/9) + (Ti/3) + (Cu/20) + (Ni/25) + 5B$	Eq. (18)

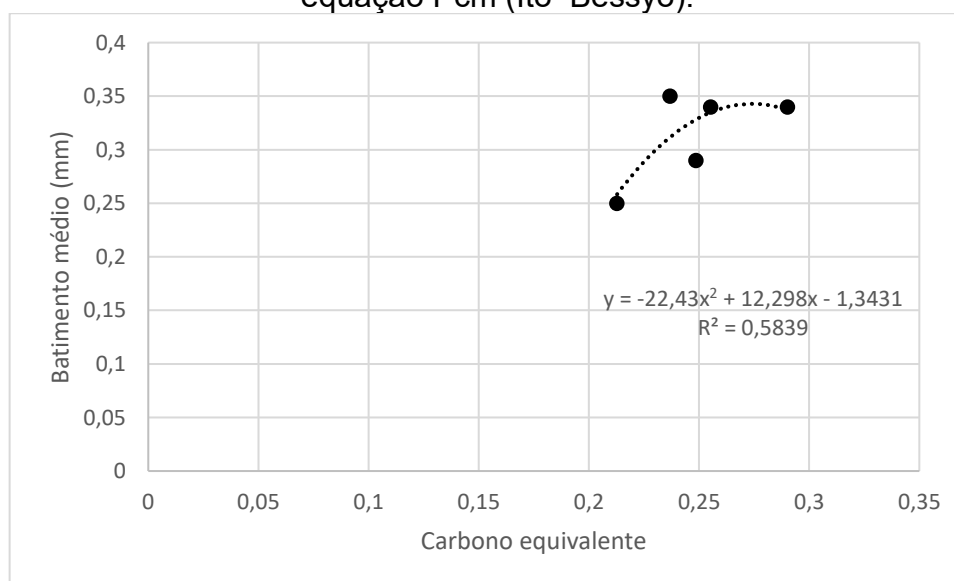
^a Proposed by the author.

Fonte: TALAS 2009.

Para o presente estudo, considerando que o material utilizado é aço ao boro, foram utilizadas as equações 4, Pcm (Ito-Bessyo), e 18, CE_{wm} para cálculo de carbono equivalente.

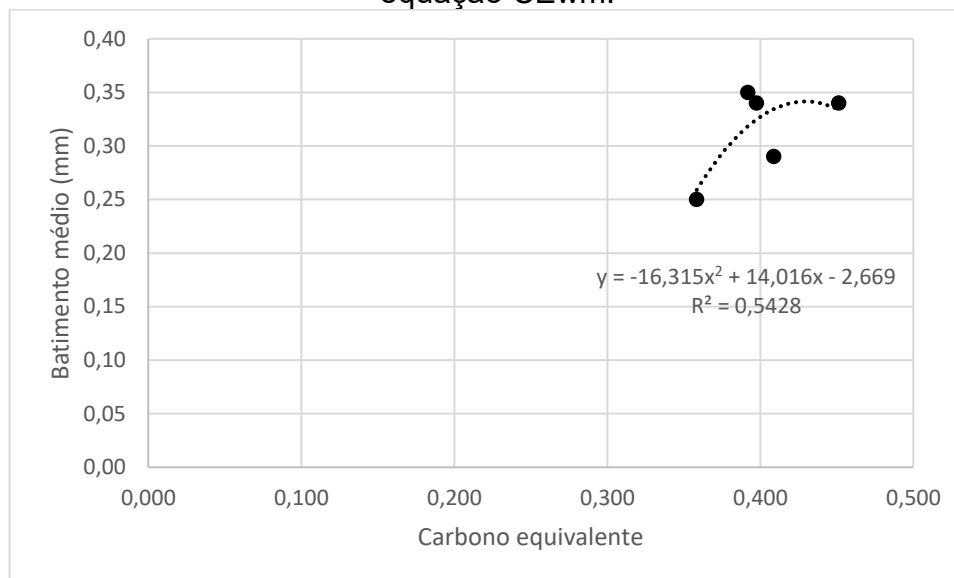
Assim, substituindo os resultados de composição química obtidos para os eixos 3M na equação anterior e traçando o gráfico batimento médio por Ce_q obteve-se os gráficos abaixo.

Figura 58. Batimento médio em função do carbono equivalente calculado utilizando a equação Pcm (Ito-Bessyo).



Fonte: autor.

Figura 59. Batimento médio em função do carbono equivalente calculado utilizando a equação CE_{wm}.



Fonte: autor.

É esperado que o acréscimo de carbono, neste caso, carbono equivalente, gere um aumento nas tensões ocasionadas pela dilatação na formação da estrutura TCC da martensita durante a mudança de fases na têmpera.

A dificuldade de se atingir um maior ajuste da curva está relacionado com a dificuldade de encontrar equações que se apliquem às condições de estudo.

5.2 RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS PLANETÁRIOS

Os dados de empenamento antes do tratamento térmico para os eixos planetários estão disponíveis no apêndice B. As análises dos resultados antes do tratamento térmico foram omitidas com o objetivo de tornar as discussões menos repetitivas. Porém, apresentaram-se conforme o descrito para eixos maciços.

As análises de composição química, microestrutural e distribuição de empenamento ao longo da carga foram omitidos do trabalho, entretanto apresentaram-se conforme o obtido para os eixos maciços.

A seguir é apresentado os resultados de empenamento médio obtidos para cada carga de eixos, bem como seus respectivos valores de desvio padrão, máximo e mínimo alcançados.

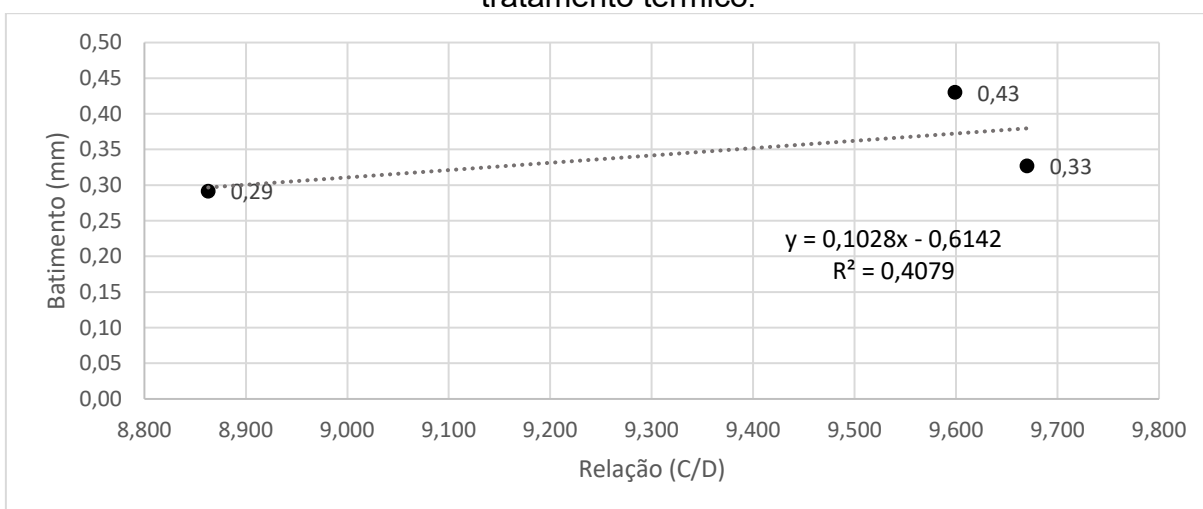
Tabela 9. Informações do empenamento de eixos planetários após o tratamento térmico.

Amostra	Relação C/D	Média	Desvio padrão	Máximo	Mínimo
1P (1)	8,863	0,29	0,09	0,45	0,16
2P (1)	9,599	0,43	0,09	0,60	0,28
3P (1)	9,670	0,33	0,11	0,65	0,20

Fonte: Autor.

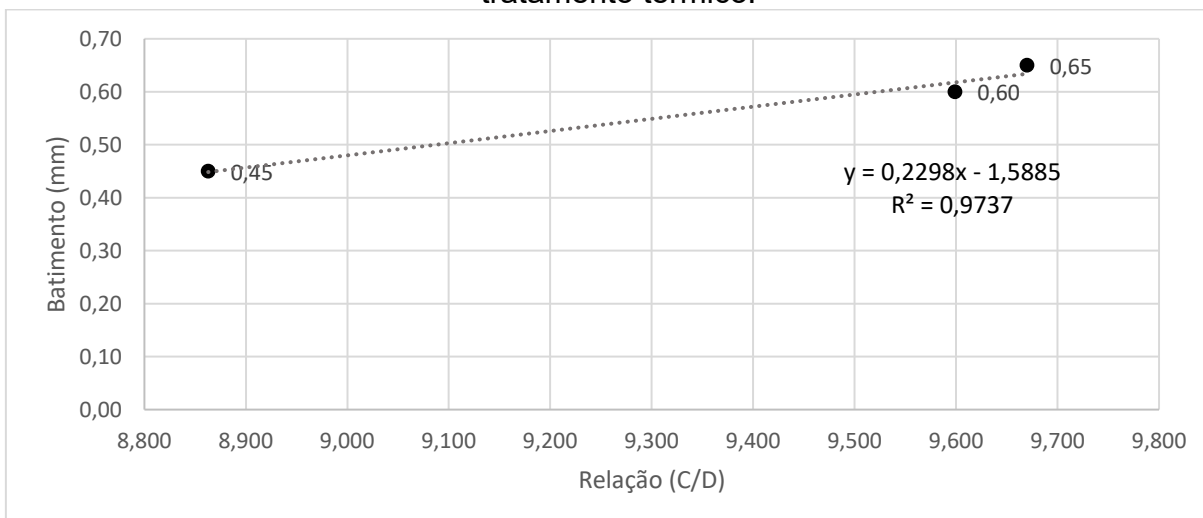
Traçando os dados acima nas curvas de batimento por C/D obteve-se os gráficos abaixo.

Figura 60. Batimento médio por C/D para eixos planetários – medida após o tratamento térmico.



Fonte: autor.

Figura 61. Batimento máximo por C/D para eixos planetários – medida após o tratamento térmico.



Fonte: autor.

Pode-se perceber o coeficiente angular da reta, 0,1028 para batimento médio e 0,2298 para batimento máximo, maior quando comparado aos eixos maciços. Indicando a dependência da geometria no empenamento. Pode-se observar que, a medida que tem-se o aumento da relação C/D, tem-se uma maior susceptibilidade do eixo ao empenamento, justificando assim, a maior inclinação da reta obtida.

Uma justificativa para variações no empenamento se deve a diferenças na montagem de carga desses modelos de eixos. Como explicado no tópico 3.7, é sabido que a montagem de carga e a maneira como a peça atinge o óleo influencia diretamente na forma como ocorre a têmpera e, conseqüentemente, gerando volumes de martensita diferentes. Devido a presença de uma região de grande massa no eixo, o flange, posicioná-lo de forma que atinja o óleo primeiro ou por último pode ocasionar as variações de empenamentos citadas.

5.3 RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS COM FURO PASSANTE

Os dados de empenamento antes do tratamento térmico para os eixos maciços estão disponíveis no apêndice C. As análises dos resultados antes do tratamento térmico foram omitidas com o objetivo de tornar as discussões menos repetitivas. Porém, apresentaram-se conforme o descrito para eixos maciços.

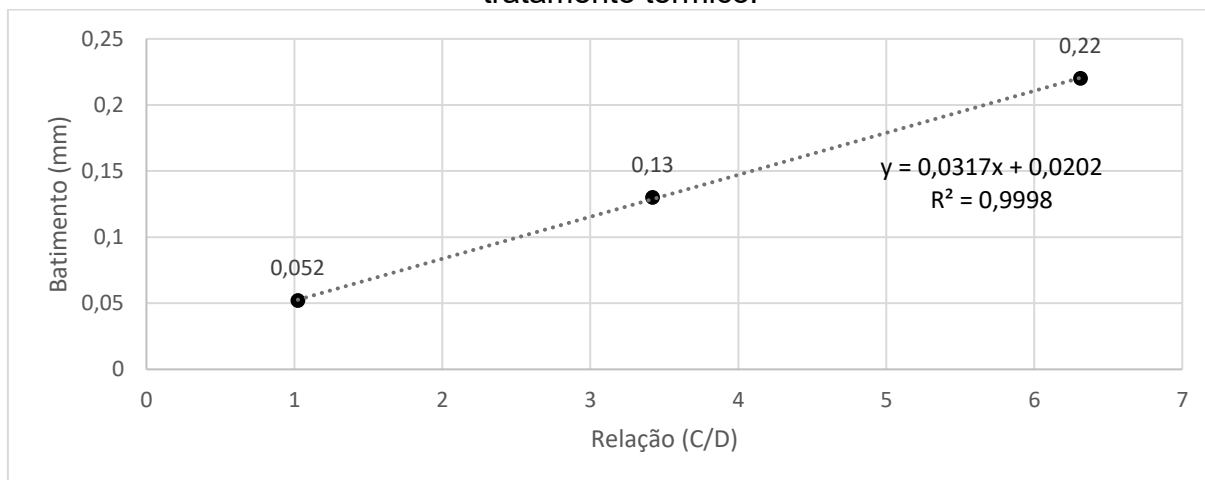
A seguir é apresentado os resultados de empenamento médio obtidos para cada carga de eixos, bem como, seus respectivos valores de desvio padrão, máximo e mínimo alcançados.

Tabela 10. Informações do empenamento de eixos com furo passante após o tratamento térmico.

Amostra	Relação C/D	Média	Desvio padrão	Máximo	Mínimo
1F (1)	1,023	0,05	0,01	0,08	0,05
2F (1)	3,422	0,13	0,04	0,19	0,13
3F (1)	6,312	0,22	0,08	0,38	0,22

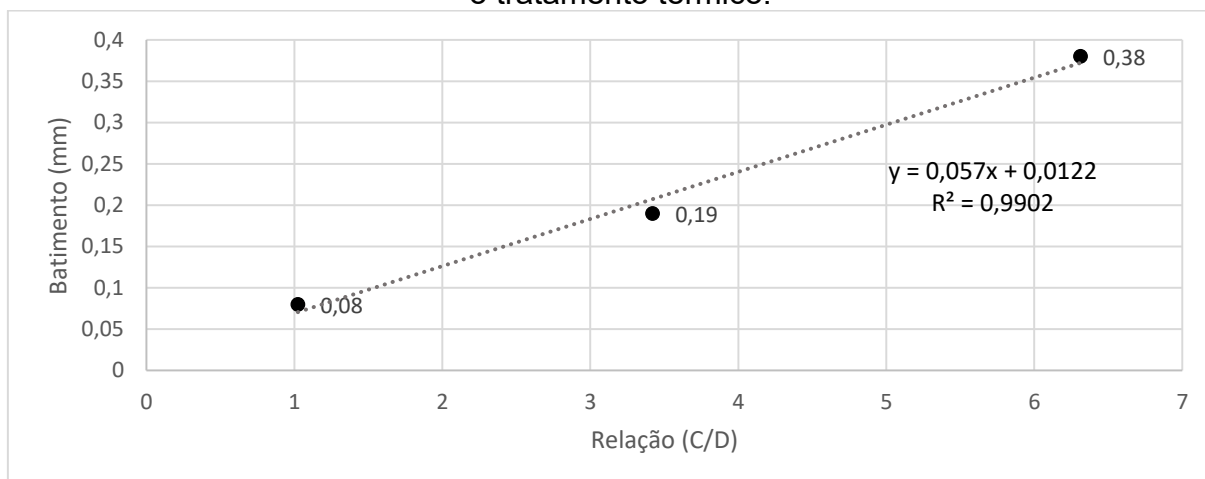
Fonte: Autor.

Figura 62. Batimento médio por C/D para eixos com furo passante – medida após o tratamento térmico.



Fonte: Autor.

Figura 63. Batimento máximo por C/D para eixos com furo passante – medida após o tratamento térmico.



Fonte: Autor.

Pode-se perceber o coeficiente angular da reta, 0,0317 para batimento médio e 0,057 para batimento máximo, maior quando comparado aos eixos maciços. Para confirmar a diferença de inclinação quando comparado aos eixos maciços faz-se necessário o aumento na população de dados.

5.4 RESULTADOS DE EMPENAMENTO GERAL

Na tabela 11, é possível visualizar os resultados dos coeficientes angulares tanto para as curvas de batimento médio quanto as de batimento máximo obtidos para cada família de eixo.

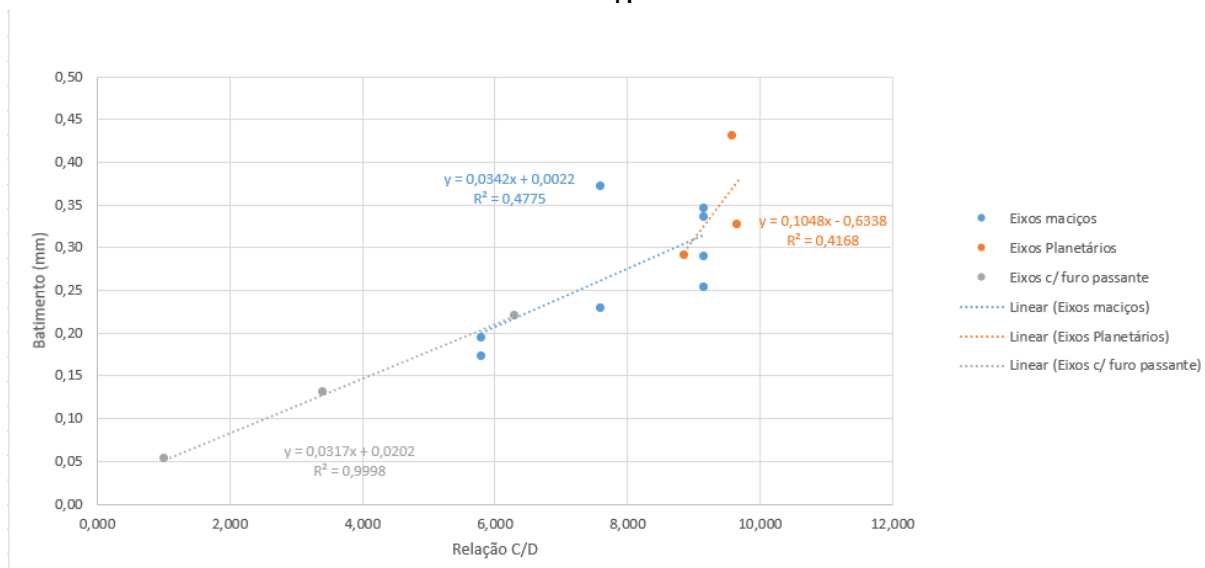
Tabela 11. Comparação dos coeficientes angulares obtidos para cada família de eixos.

Família de eixos	Coeficiente angular para batimento médio	Coeficiente angular para batimento máximo
Maciços	0,0342	0,0608
Planetários	0,1028	0,2298
Com furo passante	0,0317	0,0570

Fonte: autor.

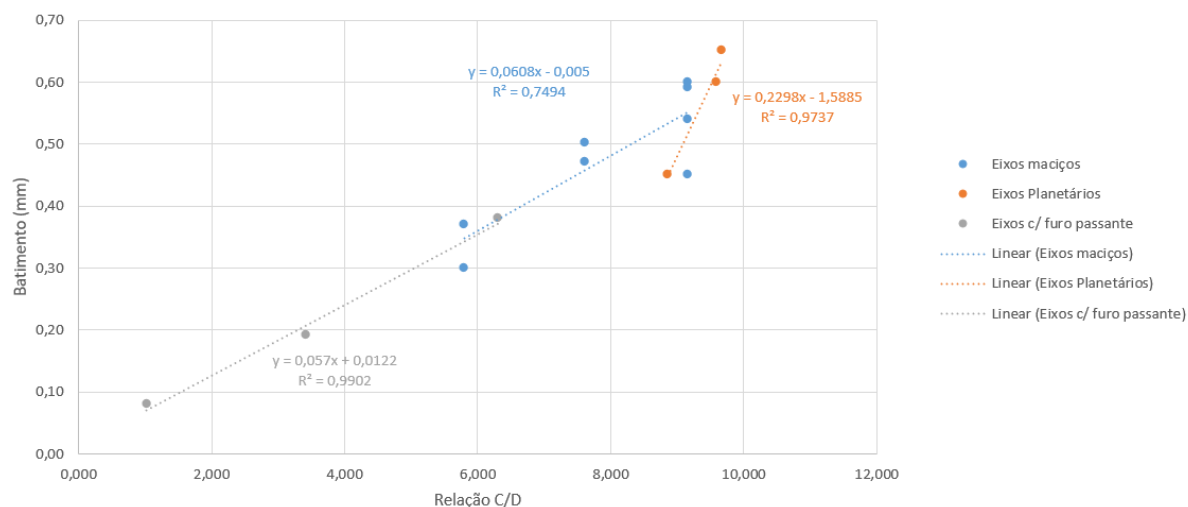
Após avaliar o comportamento do batimento em função da relação C/D para cada família de eixos foi possível avaliar o comportamento geral de todas as amostras analisadas. Para isso, foram gerados os gráficos apresentados nas figuras 64 e 65.

Figura 64. Batimento médio geral considerando as famílias de eixo tratados no forno 1.



Fonte: autor.

Figura 65. Batimento máximo geral considerando as famílias de eixo tratados no forno 1.

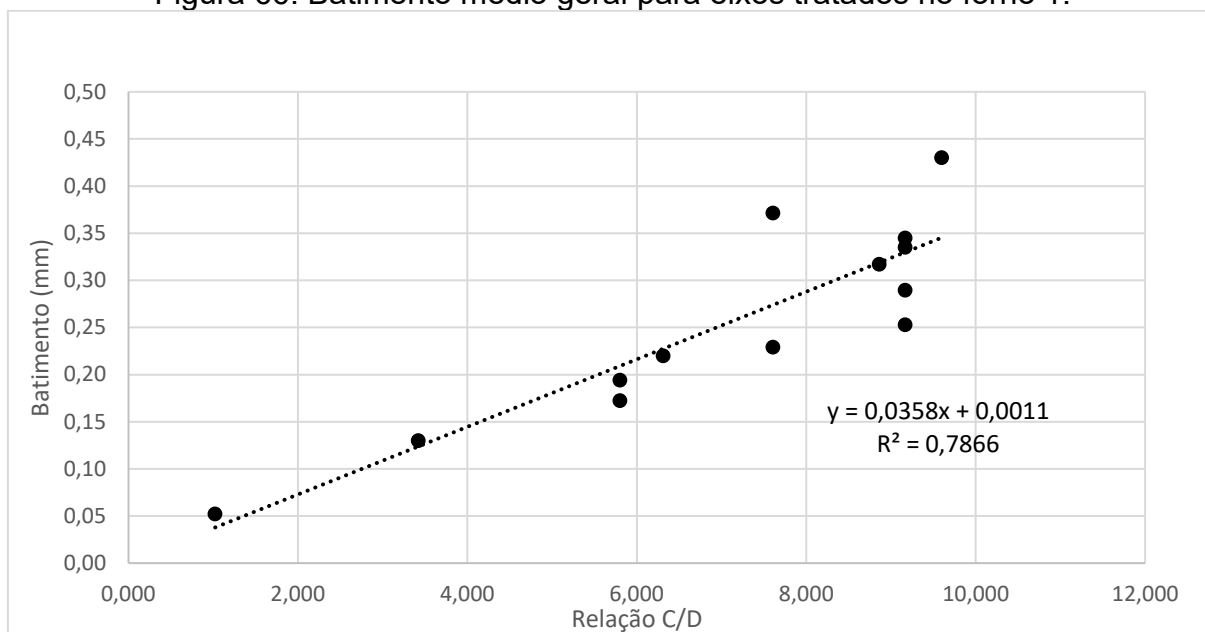


Fonte: autor.

É percebido o comportamento similar para eixos maciços e com furo passante, enquanto eixos planetários tiveram um comportamento mais acentuado de aumento de batimento com o acréscimo de R. Este resultado está de acordo com o citado por FUNATANI (2011) onde indicou que geometrias complexas tem grande efeito sobre as distorções dimensionais.

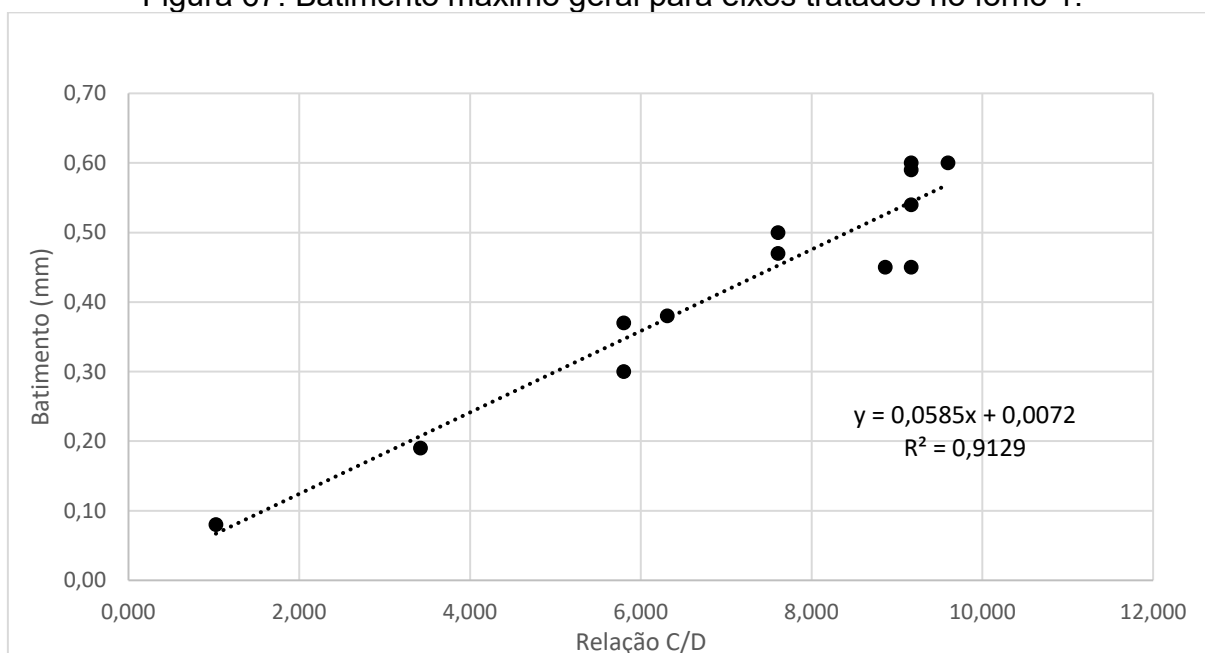
Unindo todas as famílias em uma única curva, obtém-se os gráficos a seguir. Esses podem ser utilizados para realizar previsões de empenamento, com ressalvas para o caso dos eixos planetários.

Figura 66. Batimento médio geral para eixos tratados no forno 1.



Fonte: autor.

Figura 67. Batimento máximo geral para eixos tratados no forno 1.



Fonte: autor.

A partir dos resultados analisados é possível realizar a previsão de batimento para modelos de eixos com diferentes valores de C/D aplicando as mesmas condições de forno e óleo de têmpera.

Lembrando que o aumento na população de dados faz-se necessário para confirmar as diferenças de comportamento entre as famílias. Certos modelos de eixos

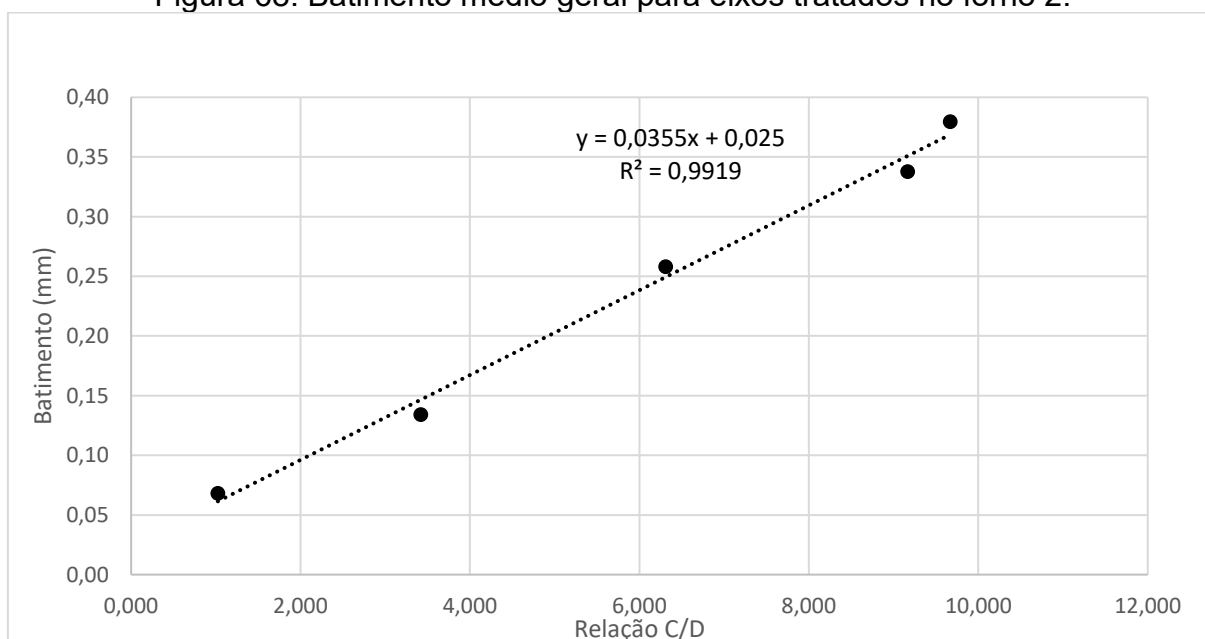
tiveram sua população de dados restringidas pela disponibilidade e demandas da produção. Por hora, as diferenças de geometria apresentaram-se como um fator determinante na descrição do empenamento de eixos, tendo alcançado uma descrição linear entre C/D e batimento para os eixos estudados.

5.5 EFEITO DA VARIAÇÃO DO ÓLEO DE TÊMPERA

Tendo concluído o estudo dimensional e validado a curva contendo as três famílias de eixo foi realizado a repetição do estudo para um novo forno com óleo de têmpera diferente. O primeiro forno estudado foi designado como forno de referência, forno 1; enquanto o alternativo foi designado como forno 2.

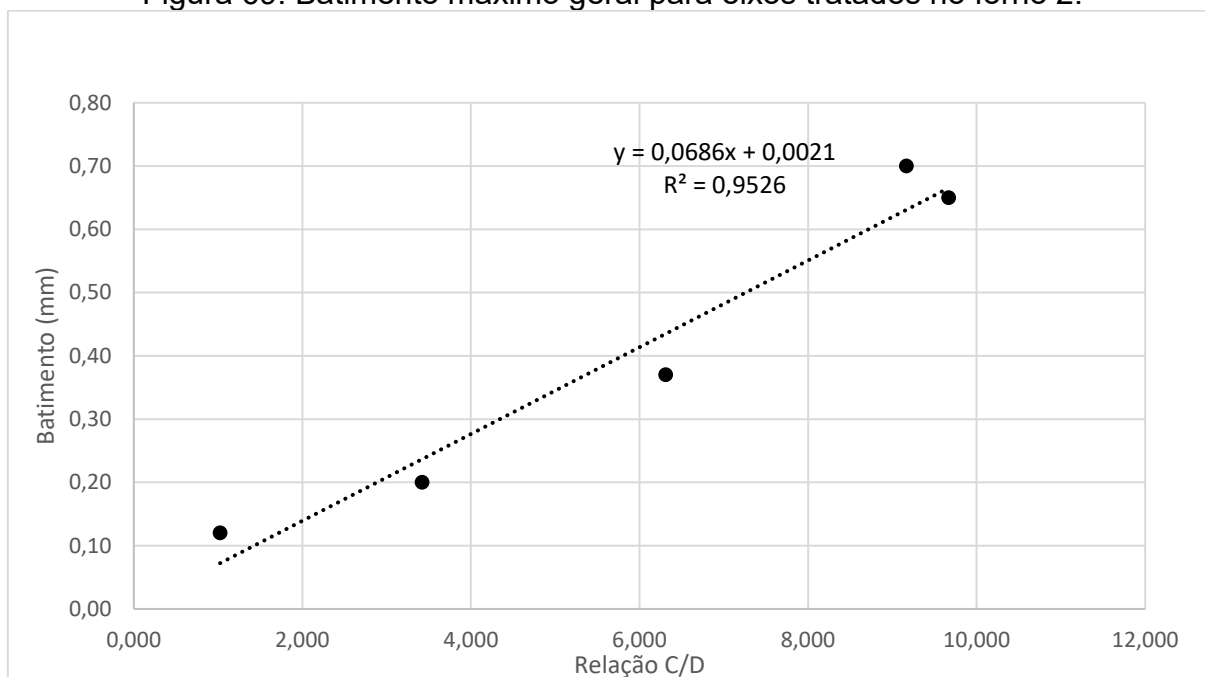
Os resultados obtidos para o forno 2 estão resumidos nos gráficos de batimento máximo por C/D e batimento médio por C/D apresentado na figura 68 e na figura 69.

Figura 68. Batimento médio geral para eixos tratados no forno 2.



Fonte: autor.

Figura 69. Batimento máximo geral para eixos tratados no forno 2.



Fonte: autor.

Comparando os gráficos do forno 2 com os do forno 1, apresentadas no tópico 5.4, é possível observar a similaridade das curvas entre o forno 1 e 2. Possuindo valores de inclinação da curva semelhantes, tanto quando avaliado o batimento máximo quanto o batimento médio. Principalmente quando analisado o batimento médio as inclinações ficaram próximas, com um erro percentual menor que 1%.

Tendo este resultado, pode-se afirmar que, para a ordem de grandeza analisada, a mudança de forno do 1 para o 2 não leva a mudanças significativas no comportamento dimensional dos eixos. Visto que ambos os fornos possuem propriedades como severidade de têmpera, taxa de resfriamento do óleo e temperatura do óleo próximas.

À medida que a população de dados for aumentada para as curvas do forno 2 é possível obter maior confiabilidade nas previsões. Pela limitação e disponibilidade da produção foi possível realizar a produção de 5 cargas de eixo no forno 2.

Por hora, pode-se realizar o comparativo entre os fornos cruzando as informações de coeficientes angulares obtidos anteriormente para as curvas de batimento médio e batimento máximo por C/D e velocidades de resfriamento dos óleos. Assim, obtém-se a tabela 12.

Tabela 12. Dados comparativos entre propriedades dos óleos de têmpera utilizados e coeficientes angulares obtidos para os respectivos óleos.

Forno	Velocidade de resfriamento do óleo (°C/s)	Máx. Vel. de resfriamento do óleo (°C)	Ponto de Fulgor (°C)	Coeficiente angular da curva Batimento médio vs C/D	Coeficiente angular da curva Batimento máx. vs C/D
1	98,39	598,84	216	0,0358	0,0585
2	90,51	590,34	200	0,0355	0,0686

Fonte: Arquivos ZEN S.A.

É possível perceber que o óleo do forno 2 apresenta menores taxas de resfriamento, tanto médio quanto máximo. Porém, essa diferença não se apresentou suficiente para alterar o parâmetro H de forma que influenciasse no coeficiente angular da curva de empenamento médio por C/D. Já para a curva de empenamento máximo pro C/D observa-se uma inclinação maior obtida para o forno 2. Para concluir tal observação faz-se necessário aumentar a população de dados e, assim, confirmar o fenômeno.

Deve-se também, para investigações futuras, realizar uma avaliação mais aprofundada na curva de resfriamento dos óleos estudados. Avaliando a diferença nas temperaturas de ponto de fulgor na formação de filme de vapor. Fator importante para geração do empenamento, como discutido anteriormente.

5.6 VALIDAÇÃO DO TRATAMENTO TERMOQUÍMICO

Para realizar a validação do tratamento termoquímico foi realizado o preparo metalográfico de uma amostra de cada carga produzida. Assim, obteve-se o perfil de dureza da camada cementada, bem como, as microestruturas do núcleo e da superfície.

A seguir é exposto um exemplo dos resultados obtidos. Todas as amostras apresentaram estrutura composta por martensita refinada e revenida isento de austenita retida e perlita na camada cementada; enquanto no núcleo obteve-se estrutura martensítica/bainítica isento de ferrita. Já o perfil de dureza apresentou-se dentro do padrão de processo.

Figura 70. Microestrutura da camada cementada. Aumento: 200x. Ataque: nital 3%.



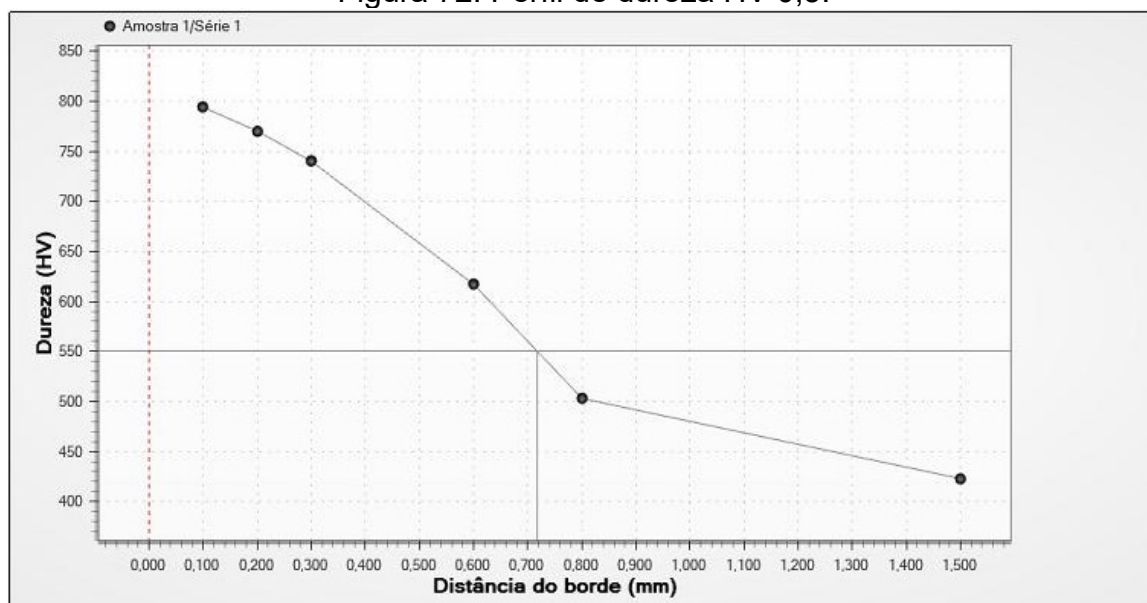
Fonte: autor.

Figura 71. Microestrutura do núcleo. Aumento: 200x. Ataque: nital 3%.



Fonte: autor.

Figura 72. Perfil de dureza HV 0,5.



Fonte: autor.

6 CONCLUSÕES

Com esse trabalho foi possível avaliar o efeito da geometria na deformação dimensional de eixos de aço SAE 10B22 durante o processo de cementação e têmpera. Como resultado obteve-se as curvas de batimento médio e batimento máximo em função da relação comprimento/diâmetro dos eixos, sendo estas definidas pelas equações: $y = 0,0358x + 0,0011$ (batimento médio) e $y = 0,0585x + 0,0072$ (batimento máximo) para o forno 1 e $y = 0,0355x + 0,025$ (batimento médio) e $y = 0,0686x + 0,0021$ (batimento máximo) para o forno 2. Sendo y o valor de Batimento e x o valor de C/D. Com essas equações é possível estimar o empenamento para novos modelos de eixos processados na empresa.

Conhecendo os parâmetros de processos que influenciam no empenamento foi possível avaliar o efeito do óleo de têmpera na deformação. Com isso, foi obtido, ao final do trabalho, curvas de batimento por C/D relacionadas a 2 condições de processos diferentes.

Por fim, foram realizadas as seguintes observações com a conclusão do estudo:

- A variação de composição química das ligas de partida, principalmente quando avaliado o teor de boro, mostrou-se um fator relacionado à dispersão dos resultados. Assim, as dispersões nos resultados observados para eixos 3M podem ser explicadas devido a variação de composição química normal de cada lote e são inerentes ao processo.
- É percebido que o empenamento atinge maior dispersão para eixos de relações R maiores.
- Eixos dispostos em camadas inferiores estão sujeitos a maior empenamento devido ao fato de entrarem em contato com o óleo primeiro fazendo com que as camadas superiores atinjam o óleo mais aquecido. Como citado no método de Grossman, a severidade de tempera está relacionado com característica do óleo como taxa de resfriamento, agitação e também a temperatura inicial do óleo, assim, é esperado que ocorra uma diminuição na severidade da têmpera alcançada em cada camada, quando comparado a camada superior com a inferior. Logo, como visto anteriormente, a menor severidade de têmpera resulta em menor volume de martensita gerada e, por conseguinte, menor empenamento.

- A previsibilidade para eixos com mesmas condições de processo utilizando as equações obtidas pode ser realizada com maior precisão à medida que mais dados são adicionados as curvas de diferentes óleos de têmpera.
- Foi possível realizar o comparativo entre as propriedades dos óleos de têmpera nos dois fornos termoquímicos estudados. Sendo observado variação na inclinação apenas para a curva de empenamento máximo.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros pode-se:

- Aumentar a população de dados para o forno 2 e, assim, garantir maior confiabilidade nas previsões.
- Avaliar a variação da inclinação da curva de batimento para outros óleos de têmpera utilizados na empresa que apresentam diferentes formações de filme de vapor, temperaturas de ponto de fulgor e taxas de resfriamento diferentes.
- Expandir o estudo para eixos de material 16MnCr5, sendo este o segundo materiais mais utilizado na fabricação de eixos na empresa.
- Incluir a avaliação da severidade de têmpera, parâmetro H e incluir as curvas de resfriamento dos óleos nas análises.

REFERÊNCIAS

Arcelormittal – **Guia do aço**. Disponível em: <<https://brasil.arcelormittal.com/pdf/produtos-solucoes/catalogos/catalogo-guia-aco.pdf?asCatalogo=pdf>>. Acesso em: 11/10/2022

ARIMOTO, Kyozo. **Explanation of the origin of quench distortion and residual stress in specimens using computer simulation**. Int. J. Microstructure and Materials Properties, Vol. 4, No. 2, 2009.

ASM HANDBOOK – **Heat Treating Volume 4**. The Materials Information Company, 1991.

CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

CASARIN, Samuel José. **Caracterização da temperabilidade de um aço C-Mn microligado ao boro, através de dilatometria e curvas de transformações de fases por resfriamento contínuo**. 1996. 201f. Tese de doutorado. Universidade de São Paulo, USP. São Carlos, SP, 1996.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos**. 6ª edição. São Paulo, 1988.

CLAUSEN, Brigitte; EISBRECHER, Imke; RESTSCH, Rudiger. **Anisotropies and inhomogeneities in the microstructure of the case hardening steel SAE 5120**. IDE 2011, Bremen, Germany, September 14th – 16th, 2011.

COSTA, Ana Ligia Souza da. **Avaliação microestrutural e propriedades mecânicas do aço SAE 10B22 - Fio-máquina visando a otimização do processo de fabricação**. 2021. 33 f. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

CRUZ, L. C. Da. **Avaliação da capacidade do processo de fabricação em atender especificação de temperabilidade para o aço SAE 1548M**. 2005. 92f. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2005.

DJHAZI, M. **Influence of boron distribution on precipitation and recrystallization in hot worked austenite**. Montreal: McGill University, 1989.

FUNATANI, Kiyoshi. **Distortion Control via Optimization of the Cooling Process and Improvement of Quench Oils**. Journal of Mechanical Engineering, 2009, 182-190.

FUNATANI, Kiyoshi. **Distortion Engineering with quench oil control for quality heat treatment**. IDE 2011, Bremen, Germany, September 14th – 16th, 2011.

GRANGE, R. A.; GARVEY, T. M. Trans. ASM, 37, p. 136 (1946).

HOFFMANN, Franz; et all. **Distortion related aspects of cold forging as part of the manufacturing process**. IDE 2011, Bremen, Germany, September 14th – 16th, 2011.

HOWES, M. INOUE, T. TOTTEN, G. **Handbook of Residual Stress And Deformation of Steel**. ASM International. Materials Park, Ohio. 2002

KAPADIA, B. M.; BROWN, R. M.; MURPHY, J. M. **The influence of Nitrogen, Titanium, and Zirconium on the Boron hardenability effect in constructional alloy steels**. AIME, vol 242, 1968.

KAPADIA, B.M. **Hardenability Concepts with Applications to Steel**. AIME, 1978 p. 448.

KLEIN, Dieter; THOBEN, Klaus-dieter; SEIFERT, Marcus; WUEST, Thorsten. **Possibilities to describe distortion along process chains**. IDE 2011, Bremen, Germany, September 14th – 16th, 2011.

LI, March. **Carburizing. Dentre as técnicas de tratamento térmico, a cementação é uma das mais utilizadas para a cementação.** Revista Thermal Processing. 2016.

LMDM, Laboratório de Material Didático Multimídia. **Ciência dos Materiais Multimídia: Estruturas Longe das Condições de Equilíbrio.**

LU, Yu. **Effect of Boron on Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon Microalloyed Steels.** Department of Mining, Metals and Materials Engineering McGill University Montreal, Canada. 2007.

MAITREPIERRE, Ph. THIVELLIER, D. TRICOT, R. **Influence of Boron on the Decomposition of Austenite in Low Carbon Alloyed Steels.** AIME, p. 288, 1975.

MAITREPIERRE, Ph.; et al. **Hardenability Concepts with applications to Steel.** AIME, 1978, p. 421.

MAITREPIERRE, Ph.; ROFES-VERNIS, J.; THIEVELLIER, D. **Structure-Properties relationships in boron Steels.** AIME, 1979.

MCCMAHON, C. J. **The role of solute segregation in promoting the hardenability of steel.** Metallurgical Transactions A. American Society for metals and the Metallurgical Society of AIME. Volume 11^a, 1980.

OHMORI, Yasuya; Yamanaka, Kazuo. **Effect of Boro on transformation of low-carbon low-alloy steels.** ISIJ, Vol. 17, 1977.

PRABHUDEV, K.H. **Handbook of heat treatment of steels.** Tata Mcgraw-Hill Publishing Company Limited. 1988.

SANTOS, Rezende Gomes do. **Transformações de fases em materiais metálicos.** Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2006.

SANTOS, Ricardo Jonatas Cerutti. **Estudo das propriedades mecânicas do aço ao boro 50B35 com diferentes tamanhos de grãos**. 2015, 106f. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, 2015.

SCHEIDEMANTEL, Renato Henrique. **Utilização de métodos teóricos para a avaliação da temperabilidade jominy de aços com diferentes composições químicas**. 2014. 78f. Trabalho de conclusão de curso. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, 2014.

SIEBERT, C. A., DOANE, D. V., AND BREEN, D. H. **The Hardenability of Steels – Concepts, Metallurgical Influences and Industrial Applications**. ASM, Metals Park, Ohio, 1977. 218p.

SILVA, Ronaldo Cristiano da. **Caracterização de um aço microligado ao boro e tratado termicamente utilizado na fabricação de tubos**. 2009. 131f. Dissertação de Mestrado. Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, SP, 2009.

SILVA, André Luiz da Costa; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. Sumaré-SP: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

TALAS, S. **The Assessment of Carbon Equivalent Formulas in Predicting the Properties of Steel Weld Metals**. Elsevier, Materials and Design, p.2649-2653, 2009.

TAMEHIRO, Hiroshi; MURATA, Masahiko; HABU, Ryuichi. **Optimum Microalloying of niobium and boron in HSLA steel for thermomechanical processing**. 110th ISIJ Meeting, Niigata University, Niigata, 1985.

TAVARES, Claudiomar de Souza. **Estudo do processo de têmpera em aço 15B28 aplicado em lâminas de motoniveladoras**. 2009. 121f. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, 2009.

TOTTEN, GEORGE E., **Steel Heat Treatment Handbook**, Taylor & Francis Group, 2ª Ed., 2007

WANG, X. M. HE, X. L. **Effect of Boron addition on structure and properties of low carbon bainitic steels**. ISIJ International, Vol. 42, 2002.

**APÊNDICE A – RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS
MACIÇOS**

n	Antes do tratamento térmico								
	1M (1)	1M (2)	2M (1)	2M (2)	3M (1)	3M (2)	3M (3)	3M (4)	3M (5)
1	0,06	0,04	0,05	0,08	0,08	0,10	0,15	0,08	0,06
2	0,04	0,09	0,07	0,09	0,07	0,08	0,13	0,12	0,05
3	0,05	0,06	0,06	0,05	0,10	0,06	0,14	0,07	0,06
4	0,03	0,10	0,06	0,08	0,06	0,13	0,11	0,06	0,07
5	0,03	0,05	0,07	0,07	0,07	0,08	0,11	0,09	0,07
6	0,02	0,06	0,06	0,08	0,08	0,15	0,13	0,05	0,05
7	0,05	0,06	0,04	0,12	0,09	0,07	0,15	0,06	0,10
8	0,04	0,09	0,06	0,09	0,05	0,05	0,14	0,06	0,08
9	0,04	0,12	0,06	0,07	0,08	0,06	0,09	0,10	0,05
10	0,05	0,08	0,05	0,08	0,06	0,07	0,15	0,07	0,06
11	0,03	0,10	0,07	0,10	0,07	0,05	0,14	0,05	0,06
12	0,04	0,07	0,05	0,06	0,08	0,06	0,16	0,09	0,07
13	0,03	0,08	0,06	0,09	0,07	0,05	0,12	0,10	0,06
14	0,04	0,05	0,08	0,08	0,06	0,08	0,09	0,10	0,04
15	0,02	0,08	0,07	0,06	0,08	0,06	0,07	0,05	0,05
16	0,03	0,13	0,07	0,09	0,08	0,07	0,14	0,11	0,04
17	0,03	0,09	0,05	0,07	0,09	0,04	0,12	0,08	0,07
18	0,04	0,09	0,08	0,08	0,07	0,10	0,10	0,12	0,06
19	0,02	0,11	0,07	0,06	0,06	0,08	0,11	0,05	0,07
20	0,04	0,06	0,08	0,12	0,09	0,09	0,15	0,11	0,08
21	0,03	0,07	0,06	0,07	0,06	0,04	0,10	0,07	0,04
22	0,03	0,05	0,08	0,06	0,07	0,07	0,13	0,10	0,05
23	0,04	0,06	0,05	0,10	0,07	0,05	0,09	0,09	0,09
24	0,03	0,09	0,06	0,11	0,08	0,08	0,12	0,10	0,11
25	0,02	0,05	0,04	0,06	0,10	0,07	0,16	0,08	0,08
26	0,05	0,07	0,08	0,10	0,08	0,04	0,07	0,09	0,05
27	0,04	0,07	0,06	0,08	0,07	0,08	0,13	0,07	0,06
28	0,04	0,10	0,04	0,09	0,06	0,06	0,15	0,11	0,04
29	0,02	0,08	0,07	0,08	0,08	0,04	0,10	0,08	0,05
30	0,03	0,10	0,07	0,10	0,07	0,07	0,15	0,07	0,08
n	Após o tratamento térmico								
	1M (1)	1M (2)	2M (1)	2M (2)	3M (1)	3M (2)	3M (3)	3M (4)	3M (5)
1	0,15	0,16	0,30	0,30	0,30	0,37	0,20	0,20	0,18
2	0,15	0,11	0,29	0,24	0,37	0,42	0,36	0,42	0,4
3	0,18	0,18	0,33	0,20	0,40	0,17	0,45	0,18	0,5
4	0,20	0,18	0,26	0,15	0,35	0,18	0,40	0,20	0,3
5	0,14	0,10	0,41	0,15	0,31	0,12	0,25	0,33	0,15
6	0,24	0,11	0,46	0,17	0,35	0,27	0,23	0,25	0,28
7	0,13	0,09	0,40	0,25	0,34	0,16	0,23	0,32	0,5
8	0,16	0,25	0,46	0,15	0,26	0,16	0,30	0,38	0,3
9	0,21	0,15	0,45	0,15	0,33	0,28	0,43	0,26	0,3
10	0,12	0,21	0,47	0,23	0,36	0,31	0,38	0,22	0,4

11	0,16	0,17	0,32	0,17	0,28	0,20	0,27	0,30	0,45
12	0,25	0,19	0,35	0,13	0,30	0,37	0,35	0,30	0,34
13	0,20	0,27	0,31	0,19	0,40	0,45	0,38	0,40	0,21
14	0,16	0,15	0,37	0,38	0,45	0,28	0,25	0,18	0,28
15	0,16	0,16	0,43	0,11	0,32	0,19	0,32	0,24	0,2
16	0,10	0,18	0,36	0,20	0,35	0,24	0,37	0,23	0,24
17	0,22	0,13	0,40	0,26	0,20	0,26	0,32	0,15	0,53
18	0,26	0,22	0,43	0,22	0,31	0,23	0,50	0,24	0,27
19	0,15	0,18	0,38	0,18	0,43	0,43	0,22	0,45	0,60
20	0,19	0,17	0,44	0,25	0,30	0,18	0,38	0,21	0,46
21	0,15	0,10	0,24	0,23	0,25	0,35	0,35	0,25	0,28
22	0,21	0,26	0,42	0,18	0,21	0,12	0,47	0,19	0,35
23	0,28	0,16	0,26	0,25	0,28	0,37	0,33	0,20	0,29
24	0,22	0,30	0,37	0,13	0,46	0,10	0,35	0,31	0,25
25	0,16	0,11	0,36	0,33	0,32	0,15	0,36	0,48	0,15
26	0,13	0,18	0,31	0,20	0,25	0,23	0,46	0,40	0,15
27	0,35	0,12	0,38	0,35	0,25	0,27	0,37	0,59	0,43
28	0,37	0,20	0,30	0,50	0,33	0,20	0,23	0,35	0,24
29	0,30	0,18	0,42	0,37	0,60	0,30	0,30	0,18	0,70
30	0,12	0,20	0,46	0,25	0,40	0,22	0,54	0,28	0,40

*Dados em mm.

**APÊNDICE B – RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS
PLANETÁRIOS**

n	Antes do tratamento térmico			n	Após o tratamento térmico		
	1P (1)	2P (1)	3P (1)		1P (1)	2P (1)	3P (1)
1	0,10	0,25	0,10	1	0,34	0,42	0,29
2	0,15	0,10	0,15	2	0,35	0,40	0,40
3	0,08	0,18	0,23	3	0,45	0,55	0,33
4	0,05	0,30	0,08	4	0,40	0,50	0,28
5	0,16	0,23	0,25	5	0,26	0,60	0,37
6	0,07	0,30	0,27	6	0,25	0,50	0,65
7	0,08	0,18	0,06	7	0,37	0,43	0,3
8	0,15	0,25	0,12	8	0,17	0,48	0,32
9	0,05	0,15	0,15	9	0,16	0,50	0,40
10	0,06	0,18	0,09	10	0,28	0,28	0,23
11	0,13	0,20	0,10	11	0,32	0,45	0,2
12	0,08	0,25	0,07	12	0,27	0,40	0,25
13	0,12	0,16	0,17	13	0,38	0,52	0,29
14	0,05	0,23	0,24	14	0,17	0,48	0,33
15	0,09	0,15	0,11	15	0,16	0,3	0,25
16	0,07	0,20	0,25	16	0,33	0,37	0,35
17	0,15	0,22	0,10	17	0,20	0,40	0,22
18	0,20	0,18	0,16	18	0,31	0,35	0,31
19	0,08	0,15	0,28	19	0,29	0,35	0,52
20	0,15	0,12	0,14	20	0,37	0,32	0,25

*Dados em mm.

**APÊNDICE C – RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA EIXOS COM
FURO PASSANTE**

n	Antes do tratamento térmico			n	Após o tratamento térmico		
	1F (1)	2F (1)	3F (1)		1F (1)	2F (1)	3F (1)
1	0,01	0,05	0,09	1	0,04	0,16	0,20
2	0,02	0,06	0,08	2	0,05	0,19	0,19
3	0,01	0,07	0,11	3	0,04	0,10	0,22
4	0,03	0,04	0,10	4	0,07	0,15	0,26
5	0,01	0,04	0,11	5	0,05	0,12	0,23
6	0,02	0,05	0,09	6	0,04	0,15	0,35
7	0,01	0,04	0,10	7	0,08	0,08	0,25
8	0,02	0,05	0,12	8	0,05	0,10	0,28
9	0,02	0,05	0,15	9	0,04	0,09	0,37
10	0,01	0,09	0,07	10	0,06	0,16	0,23

*Dados em mm.

APÊNDICE D – RESULTADOS DE EMPENAMENTO PARA FORNO 2

n	Antes do tratamento térmico					n	Após o tratamento térmico				
	3M (6)	2P (2)	1F (2)	2F (2)	3F (2)		3M (6)	2P (2)	1F (2)	2F (2)	3F (2)
1	0,07	0,08	0,02	0,05	0,09	1	0,31	0,29	0,05	0,08	0,20
2	0,06	0,05	0,04	0,07	0,08	2	0,50	0,46	0,04	0,17	0,19
3	0,06	0,08	0,03	0,06	0,11	3	0,18	0,28	0,05	0,10	0,22
4	0,10	0,07	0,03	0,04	0,10	4	0,50	0,28	0,04	0,12	0,26
5	0,05	0,08	0,02	0,08	0,11	5	0,28	0,45	0,08	0,10	0,23
6	0,07	0,07	0,03	0,15	0,09	6	0,16	0,35	0,07	0,18	0,35
7	0,06	0,09	0,02	0,05	0,10	7	0,40	0,45	0,08	0,14	0,25
8	0,06	0,06	0,02	0,04	0,12	8	0,45	0,48	0,08	0,15	0,28
9	0,08	0,10	0,04	0,07	0,15	9	0,35	0,25	0,12	0,10	0,37
10	0,05	0,07	0,03	0,06	0,07	10	0,30	0,34	0,07	0,20	0,23
11	0,05	0,05				11	0,40	0,40			
12	0,07	0,08				12	0,34	0,63			
13	0,06	0,08				13	0,21	0,25			
14	0,07	0,07				14	0,53	0,40			
15	0,04	0,08				15	0,27	0,55			
16	0,05	0,09				16	0,22	0,30			
17	0,04	0,08				17	0,24	0,33			
18	0,05	0,10				18	0,35	0,25			
19	0,09	0,08				19	0,29	0,20			
20	0,06	0,08				20	0,27	0,65			
21	0,07					21	0,60				
22	0,08					22	0,46				
23	0,04					23	0,28				
24	0,11					24	0,25				
25	0,06					25	0,43				
26	0,05					26	0,15				
27	0,04					27	0,24				
28	0,08					28	0,16				
29	0,05					29	0,70				
30	0,08					30	0,40				

*Dados em mm.