



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA INDUSTRIAL

RAIMUNDO NONATO DE OLIVEIRA

**Estudo do Eixo de Propulsão de Embarcações Tipo Rabeta da Região Amazônica: Um
estudo de Caso**

Belém

2019

RAIMUNDO NONATO DE OLIVEIRA

Estudo do Eixo de Propulsão de Embarcações Tipo Rabeta da Região Amazônica: Um estudo de Caso

Dissertação apresentada para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Industrial do Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Área de concentração Processos de Fabricação.

Orientadora: Prof^a. Dra. Elza Monteiro Leão Filha.

Co-orientador: Prof. Dr. Alessandro Corrêa

Belém

2019

**Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) de acordo com ISBD
Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal do Pará
Gerada automaticamente pelo módulo Ficat, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)**

O48e Oliveira, Raimundo Nonato
Estudo do Eixo de Propulsão de Embarcações Tipo Rabeta da
Região Amazônica: Um estudo de Caso / Raimundo Nonato
Oliveira. — 2019.
109 f. : il. color.

Orientador(a): Prof. Dr. Elza Monteiro Leão Filha
Coorientador(a): Prof. Dr. Alessandro de Castro Corrêa
Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Industrial, Instituto de Tecnologia, Universidade
Federal do Pará, Belém, 2019.

1. Tratamentos térmicos. 2. Termoquímicos. 3. Ensaios
mecânicos. 4. Ensaios metalográficos. 5. Dureza Brinell. I.
Título.

CDD 620.1

RAIMUNDO NONATO DE OLIVEIRA

**ESTUDO DO EIXO DE PROPULSÃO DE EMBARCAÇÕES TIPO RABETA DA
REGIÃO AMAZÔNICA: UM ESTUDO DE CASO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial do Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Industrial. Área de concentração: Materiais e Metalurgia.

Data de Aprovação: 27 de setembro de 2019.

Banca examinadora:



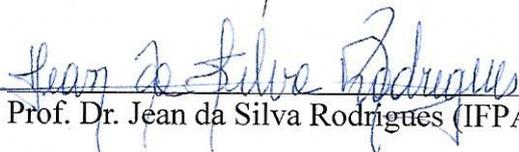
Prof.^a Dr.^a Elza Monteiro Leão Filha (IFPA)

- Orientador/Presidente
PPGEI/UFPA



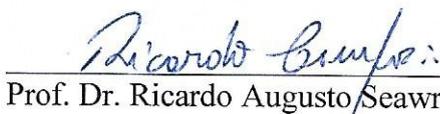
Prof. Dr. Alessandro de Castro Corrêa (IFPA)

- Co-orientador
PPGEI/UFPA



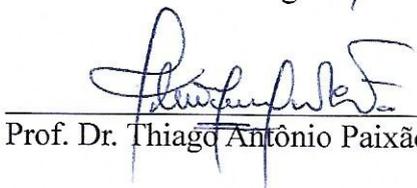
Prof. Dr. Jean da Silva Rodrigues (IFPA)

- Membro Interno
PPGEI/UFPA



Prof. Dr. Ricardo Augusto Seawright de Campos

- Membro Interno
IFPA



Prof. Dr. Thiago Antônio Paixão de Sousa Costa

- Membro Externo
PPGEMAT/IFPA

DEDICATÓRIA

À minha esposa, Luciana Augusta e aos meus filhos, Wander José, Mayra Tayane, Nayra Tayane, Fernanda Iris, Marcos Vinícios e Marcio Augusto, imbuído no desejo de incentivo a todos.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço à misericórdia Divina em me proporcionar a vida, necessária ao meu avanço espiritual.

À minha querida, saudosa e amada mãe, Júlia Mateus de Oliveira, “in memoriam”, por ter sido dedicada a mim e decisiva no repasse dos valores morais que hoje me impregnam a alma.

À minha esposa e companheira, Luciana Augusta, cujo incentivo têm me impulsionado às diversas empreitadas da vida.

Aos meus filhos, aos amigos, aos colegas professores, pelo incentivo e encorajamento para seguir esta caminhada.

Ao Co-orientador: Prof. Dr. Alessandro de Castro Corrêa, pelo incentivo dado durante essa caminhada.

Em especial à minha orientadora, Prof^a Dra. Elza Monteiro Leão Filha, pois com sua paciência, devotamento e presteza, sempre me facilitou no caminho árduo desta empreitada!

Agradeço também aos técnicos de laboratório e a todos aqueles que direta ou indiretamente auxiliaram para a realização deste trabalho.

A UFPA, com PPGEI e seu respectivo corpo docente, pela oportunidade oferecida e dedicação dos mestres no repasse das informações de suas disciplinas.

A todos o meu sincero MUITO OBRIGADO.

FOLHA DE CATALOGAÇÃO.

Momentos felizes, louve a Deus!
Momentos difíceis, busque a Deus!
Momentos silenciosos, adore a Deus!
Momentos dolorosos, confie em Deus!
Cada momento, agradeça a Deus!

RESUMO

O conhecimento das propriedades mecânicas dos materiais é de capital importância para as questões de escolha destes, no fabrico de órgãos de máquinas. Com este objetivo, o presente trabalho teve o propósito de estudar a resistência mecânica do material usado na confecção dos eixos para motores do tipo rabeta, comercializado como aço 1045, adquirido no mercado local, pelos ribeirinhos das cercanias da região metropolitana de Belém em grande demanda. Portanto, buscou-se com este estudo, caracterizar mecânica e metalograficamente esses eixos de aço carbono para que eles possam oferecer uma operacionalidade eficaz e econômica a seus usuários. Este exame apontou que propriedades mecânicas podem ser melhoradas por meio de tratamentos térmicos. A normalização, têmpera e cementação têm demonstrado que podem melhorar as propriedades dos aços reduzindo a presença de tensões internas provenientes dos processos de fabricação e melhorando as propriedades mecânicas desse aço. Conforme isto ocorre, são proporcionadas melhorias na estabilidade dimensional, ganho em tenacidade, resiliência e propriedades em geral. Sob este olhar, foi realizado um estudo comparativo sobre as mudanças estruturais, morfológicas e mecânicas em eixos de aços para “rabetas” usinados segundo norma ASTM E8/E8m 16a e submetidos a tratamentos térmicos e termoquímicos. Os corpos de provas foram aquecidos à temperaturas de 880°C, 860°C, 200°C e 950°C respectivamente para a normalização, têmpera, revenimento e cementação, e posteriormente arrefecidos ao ar, óleo mineral e no próprio forno, segundo as necessidades de cada caso. Para as análises estruturais, morfológicas e mecânicas foram realizadas as análises químicas, os ensaios de tração e dureza, as análises por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), e a espectroscopia dispersiva de raios-X (EDS) que serviram de base para a determinação do tipo de aço oferecido pelo mercado interno e a possibilidade de melhoria destes eixos por mudança de estrutura e /ou composição. Nas análises microestruturais de MO, MEV e EDS foram observadas alterações na composição física da quantidade relativa das fases de ferrita e perlita, mas não foi possível visualizar e confirmar a presença de martensita retida nos CPs temperados. Ainda durante a caracterização microestrutural, foi possível a identificação de precipitados de carbonetos ultrafinos nos CPs temperados bem como a camada cementada nos CPs submetidos a esse tratamento. As propriedades mecânicas resultantes dos CPs normalizados e cementados (NC) que prevaleceram sobre os outros tratamentos foram, a tensão de escoamento, com aumento de 94,3% e a tenacidade com um aumento de 25,5% em relação aos CPs sem tratamento (ST). Para a dureza Brinell a do aço carbono sem tratamento (ST) foi a que obteve o maior valor HB no centro 160,03 HB e na borda 168,22 HB comprovando que os tratamentos térmicos realizados diminuem a dureza ajustando essa propriedade mecânica pelo alívio de tensão internas a nível de microestrutura; ainda neste ensaio, foi verificada uma pequena, mas significativa alteração nos CPs submetidos aos tratamentos termoquímicos de cementação nas bordas destes.

Palavras chave: tratamentos térmicos; termoquímico, ensaios mecânicos, ensaios metalográficos, dureza Brinell.

ABSTRACT

Knowing the mechanical properties of materials is of substantial importance for choosing materials for the manufacture of machine parts. This present work aimed to study the mechanical resistance of the material used in the manufacture of the axle for motors type “rabeta”, sold as 1045 steel, purchased in the local market by the riverside of the Belem metropolitan region by a large demand. Therefore, the point of this study was mechanically and metallographically characterizes these carbon steel axes so they can offer an effective and economical operation to their users. This examination pointed out that those mechanical properties can be improved by heat treatments. Standardization, quenching and carburizing have been showing that they can improve the properties of steels by reducing the presence of internal stresses from manufacturing processes and improving the mechanical properties of this steel. As this occurs, improvements in dimensional stability, gain in tenacity, resilience and overall properties are provided. From this point of view, a comparative study was carried out on structural, morphological and mechanical changes in steel axes for “rabeta” motors machined to ASTM E8 / E8m 16a and subjected to thermal and thermochemical treatments. The specimens were heated to 880 ° C, 860 ° C, 200 ° C and 950 ° C respectively for standardization, quenching, tempering and carburizing, and then cooled in air, mineral oil and in the oven itself, according to needs of each case. For the structural, morphological and mechanical analyzes, chemical analyzes, tensile and hardness tests, optical microscopy (MO) and scanning electron microscopy (SEM) analyzes and X-ray dispersive spectroscopy (EDS) were performed, that served as a basis for the determination of the type of steel offered by the domestic market and the possibility of improving these axes by changing structure and/or composition. In the microstructural analyzes of MO, SEM and EDS, changes were observed in the physical composition of the relative amount of the ferrite and perlite phases, but it was not possible to visualize and confirm the presence of retained martensite in temperate CPs. Also during the microstructural characterization, it was possible to identify ultrafine carbide precipitates in the tempered CPs as well as the cemented layer in the CPs submitted to this treatment. The mechanical properties resulting from the normalized and cemented CPs (NC) that prevailed over the other treatments were the yield stress, which increased by 94.3% and the toughness with an increase of 25.5% in relation to the untreated PCs (ST). For Brinell hardness, untreated carbon steel (ST) obtained the highest HB value (*colocar o valor*) proving that the heat treatments performed decrease the hardness adjusting this mechanical property by the relieve of internal stress in a level of microstructure; also in this trial, there was a small but significant change in the PCs submitted to thermochemical treatments of centering on the edges of these.

Keywords: thermal treatments; thermochemical, mechanical testing, metallographic testing, Brinell hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama Ferro Carbono	24
Figura 2 - Microestruturas formadas durante o resfriamento de ligas hipoeutetóide (esquerda) e hipereutetóide (direita).....	26
Figura 3 - Gráfico representativo do processo de tratamento térmico	31
Figura 4 - Diagrama Fe-Fe ₃ C mostrando a zona de austenitização	32
Figura 5 - Diagrama Fe-Fe ₃ C mostrando a zona de austenitização (Zona Crítica).....	33
Figura 6 - Diagrama de fase esquemático para o tratamento térmico de têmpera.....	34
Figura 7 - Diagrama TTT para o tratamento térmico de têmpera	35
Figura 8 - Diferença de temperatura entre superfície e centro da peça temperada	36
Figura 9 - Diagrama TTT do aço mostrando tempo de transformação da martensita.....	37
Figura 10 - Gráfico da queda da dureza em relação à temperatura do revenido	39
Figura 11 - Cores do revenido de aços ao carbono e a queda de energia absorvida no ensaio de impacto	40
Figura 12 - Micrografia de aço carbono cementado mostrando a camada endurecida	41
Figura 13 - Influência de η sobre a curva tensão-deformação real.....	44
Figura 14 - Eixo de aço carbono utilizados em rabetas adquiridos no mercado local	46
Figura 15 - Fluxograma dos procedimentos realizados no estudo	47
Figura 16 - Torno mecânico ROMI modelo TORMAX nº de série 002-077339-801	48
Figura 17 - Dimensões para confecção do corpo de prova de tração, segundo a norma ASTM E8/E8m 16a.	48
Figura 18 – Corpo de prova segundo norma ASTM E8/E8m 16a utilizados para a realização de tratamento térmico.	49
Figura 19 – (a) Cortadora Metalográfica, (b) corpo de prova em bolachas de 20 mm	49
Figura 20 – Forno mufla utilizado para o tratamento térmico dos corpos de prova.....	50
Figura 21 – Meio de arrefecimento após tratamento térmico de têmpera – Óleo mineral.....	51
Figura 22 – Caixa para cementação sólida	51
Figura 23 – Máquina de ensaio de tração AROTEC modelo WDW 1006 - USB acoplado ao computador com sistema de aquisição de dados.	52
Figura 24 – Microscópio Óptico AXIO Lab. A1 Carl Zeiss	55
Figura 25 – Microscópio Eletrônico de Varredura.....	55
Figura 26 – Limpador Ultrassônico.....	56

Figura 27 – Durômetro eletrônico de bancada marca Hardness.....	56
Figura 28 – Microestrutura do aço carbono sem tratamento térmico com aumento de 100x, 200x, 500x e 1000x.	58
Figura 29 – Microestrutura do aço carbono utilizado na pesquisa normalizado, formado por ferrita (regiões claras) e perlita (regiões escuras) com aumento de 100x, 200x, 500x e 1000x.	59
Figura 30 – Microestruturas do aço na condição normalizado, temperado e revenido é visualizada a superfície do corpo de prova nos aumentos 100x, 200x e 500x.....	60
Figura 31 – Microestruturas da borda do aço na condição normalizado, temperado e cementado nos aumentos de 200x, 500x e 1000x.	61
Figura 32 – Microestruturas do centro do aço na condição normalizado, temperado e cementado (NTC) nos aumentos 200x, 500x e 1000x.....	61
Figura 33 – Microestruturas da borda do aço na condição normalizado, e cementado (NC) nos aumentos (a) borda 200x, (b) borda 500x e (c) centro 1000x.	62
Figura 34 – Micrografia observada em MEV do aço carbono sem tratamento térmico (ST) com aumento de 1000x e 5000x. Matriz ferrita com grãos de perlita no centro do corpo de prova.	64
Figura 35 - Micrografia observada em MEV do aço carbono sem tratamento térmico (ST) com aumento de 1000 e 5000x. Matriz ferrita com grãos de perlita na borda do corpo de prova.	65
Figura 36 – Micrografia do EDS do aço carbono sem tratamento térmico (ST) com aumento de 5000 vezes, no centro mostrando os pontos definidos de varredura.	65
Figura 37 – Mapa do EDS do aço carbono sem tratamento térmico (ST) com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3, 4, 5 e 6 com seus elementos.....	66
Figura 38 - Micrografia observada em MEV do aço carbono normalizado com aumento de 5000x. Matriz ferrita com grãos de perlita: (a) no centro e (b) na borda do corpo de prova. ..	67
Figura 39 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado com aumento de 5000x, mostrando os pontos definidos de varredura.	67
Figura 40 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3, e 4 com seus elementos.....	68
Figura 41 - Micrografia observada em MEV do aço carbono normalizado, temperado e revenido com aumento de 5000x (a) centro e (b) borda. Matriz ferrítica com precipitados de Carbonetos de ferro (FeC) na matriz ferrítica do aço carbono.....	69

Figura 42 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado, temperado e revenido com aumento de 5000x, mostrando os pontos definidos de varredura.....	69
Figura 43 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado, temperado e revenido com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3, 4 e 5 com seus elementos.....	70
Figura 44 - Micrografia observada em MEV do aço carbono normalizada temperado e cementado com aumento de 1000x e 5000x (a) e (b) centro e (c) e (d) borda.....	71
Figura 45 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado, temperado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os pontos de varredura no centro do CP.....	72
Figura 46 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado, temperado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3 e 4 com seus elementos no centro do CP.....	72
Figura 47 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado, temperado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os pontos de varredura na borda do CP.....	73
Figura 48 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado, temperado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3 e 4 com seus elementos na borda do CP.....	73
Figura 49 - Micrografia observada em MEV do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 1000x e 5000x (a) e (b) centro, (c) e (d) borda.....	74
Figura 50 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os pontos de varredura no centro do CP.....	75
Figura 51 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3 e 4 com seus elementos presentes no centro do CP.....	75
Figura 52 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os pontos de varredura na borda do CP.....	76
Figura 53 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2 e 3 com seus elementos presentes na borda do CP.....	77
Figura 54- Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono sem tratamento térmico - ST (5 replicatas).....	78
Figura 55- Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono normalizado (5 replicatas).....	79
Figura 56- Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono normalizado, temperado e revenido (5 replicatas).....	79
Figura 57 - Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono normalizado, temperado e cementado (5 replicatas).....	80

Figura 58 - Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono normalizado e cementado (5 replicatas).	80
Figura 59 - Gráfico das médias do módulo de elasticidade (E) dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).	82
Figura 60 - Gráfico das médias da tensão de escoamento dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).	83
Figura 61 - Gráfico das médias do limite de resistência à tração dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).	85
Figura 62 - Gráfico das médias da tensão de ruptura dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).	86
Figura 63 - Gráfico das médias do módulo de resiliência dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).	87
Figura 64 - Gráfico das médias do módulo de tenacidade dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).	88
Figura 65 - Gráfico das médias do coeficiente de encruamento dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).	90
Figura 66 - Imagem dos corpos de prova: (a) normalizado temperado e cementado e (b) normalizado e cementado depois do ensaio de dureza.	91
Figura 67 - Imagem dos corpos de prova: (a) trefilado e (b) normalizado depois do ensaio de dureza.	91
Figura 69 - Gráfico de Dureza – Corpo de prova sem tratamento térmico (ST): ST1-C, ST1-B e ST2-C. ST2-B.	92
Figura 70 – EDS do carbono borda - centro do CP normalizado.	93
Figura 71 - Gráfico de Dureza – Corpo de prova normalizado (N) centro e borda: N1-C, N1-B e N2-C, N2-B.	93
Figura 72 – EDS do carbono borda – centro do CP normalizado, temperado e revenido.	94

Figura 73 - Gráfico de Dureza – Corpo de prova normalizado, temperado e revenido (NTR) centro e borda: NTR1-C, NTR1-B e NTR2-C, NTR2-B.	<u>94</u>
Figura 74 – EDS do carbono borda - centro do CP normalizado, temperado e cementado.	<u>95</u>
Figura 75 - Gráfico de Dureza – Corpo de prova normalizado, temperado e cementado (NTC) centro e borda: NTC1-C, NTC1-B, NTCL e NTC2-C, NTC2-B, NTC2-L.	<u>95</u>
Figura 76 – EDS do carbono borda – centro do CP normalizado e cementado.	<u>96</u>
Figura 77 – Gráfico de Dureza – Corpo de prova normalizado e cementado (NC) indentações no centro, borda e lateral: NC1-C, NC1-B, NC1-L e NC2-C, NC2-B, NC2-L.	<u>97</u>

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição e características dos aços carbono	26
Tabela 2 - Composição química do aço SAE 1045	27
Tabela 3 - Disposição de corpos de prova para ensaios mecânicos e micrográficos	46
Tabela 4 - Tratamento térmico, temperatura, tempo de permanência e meio de resfriamento utilizados no estudo.	49
Tabela 5 - Tratamento térmico e termoquímico realizado nos 70 corpos de prova.	50
Tabela 6 - Composição química do aço carbono (% em massa).....	57
Tabela 7 - Valores obtidos para o módulo de elasticidade dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.	82
Tabela 8 - Valores obtidos para o limite de escoamento dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.	83
Tabela 9 - Valores obtidos para o limite de resistência a tração (LRT) dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.	85
Tabela 10 - Valores obtidos para o limite de ruptura dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.	85
Tabela 11 - Valores obtidos para o módulo de resiliência dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.	87
Tabela 12 - Valores obtidos para o módulo de tenacidade dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.	88
Tabela 13 - Valores obtidos do coeficiente de encruamento corpos de prova com e sem tratamento térmico.	89
Tabela 14 - Tabela de Dureza – Corpo de prova normalizado (N) indentações no centro e na borda: CP1 e CP2.	93
Tabela 15 – Tabela de Dureza – Corpo de prova normalizado e cementado (NC) indentações no centro e na borda: CP1 e CP2.	96
Tabela 16 – Tabela de Dureza – Corpo de prova normalizado, temperado e revenido (NTR) indentações no centro e na borda: CP1 e CP2.	94
Tabela 17 - Tabela de Dureza – Corpo de prova normalizado temperado e cementado (NTC) indentações no centro, borda e lateral: CP1 e CP2.	95
Tabela 18 - Tabela de Dureza – Corpo de prova trefilado (T) indentações no centro e borda: Amostra 1 (T1) e Amostra 2 (T2).	92

LISTA DE ABREVIATURAS

ASTM – American Society for Testing and Materials

η – Coeficiente de encruamento

CPs – Corpos de prova

°C – Grau Celsius

S – desvio padrão

HB – dureza Brinell

e – erro padrão

E – Módulo de Elasticidade ou *Módulo de Young*,

EDS – Espectroscopia dispersiva de raios-X

GPa – Giga Pascal

Kgf. – Kilograma Força.

LRT – Limite de resistência à tração

LR – Limite de ruptura

MEV – Microscopia óptica e eletrônica de varredura

mm – Milímetro

mm/min. – Milímetros por minutos

MO – Microscopia óptica

U_r – módulo de resiliência

U_t – módulo de tenacidade

ST – Sem Tratamento

N – Normalizado

NC – Normalizada e Cementada

NTR – Normalizado, Temperado e Revenido

NTC – Normalizado, Temperado e Cementado

ppm – Parte por milhão

pp – Em porcentagem peso

$\sigma_{\text{máx}}$ – Resistência Máxima / limite de resistência

SAE – Society of Automotive Engineers – EUA

σ_{esc} – tensão de escoamento

SUMÁRIO

1 - CONSIDERAÇÕES INICIAIS	20
2 – JUSTIFICATIVA	22
2.2 – OBJETIVOS	22
2.2.1 - Objetivo Geral.....	22
2.2.2 - Objetivos Específicos.....	22
3 - REFERENCIAL TEÓRICO	23
3.1 – Aço	23
3.2 – Aços Carbono	26
3.3 - Aços SAE 1045	27
3.4 – Tratamento Térmico	28
3.4.1 - Um Breve Histórico.	28
3.4.2 - Normalização	31
3.4.3 – Têmpera.....	33
3.4.4 – Revenimento.....	37
3.4.5 - Cementação.....	40
3.5- Encruamento.....	41
3.5.1 - Teoria de Taylor.....	42
3.5.2 Coeficiente de Encruamento	43
3.5.3 - FATORES QUE AFETAM O COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO (η).....	44
4 - MATERIAIS E MÉTODOS	45
4.1 - Materiais	45
4.2 – Métodos	46
4.2.1 - Procedimentos Experimentais	46
4.2.2 – Usinagem do corpo de prova.....	47
4.2.3 – Tratamento térmico e termoquímico dos corpos de prova dos eixos de aço carbono.	48
4.2.4 - Caracterização mecânica do aço carbono do estudo.....	52

4.2.5 – Cálculo do coeficiente de encruamento (η) – caracterização pelo método de Hollomon.....	53
4.2.6 - Caracterização Estrutural da Liga.....	54
4.2.6.1 - Procedimentos de preparação das amostras para análise microestrutural.....	54
4.2.7 - Ensaio de dureza.....	56
5 – RESULTADOS E DISCUSSÕES	57
5.1 - Análise Química.....	57
5.2 – Caracterizações Morfológicas	58
5.2.1- Microscopia óptica.....	58
5.2.3 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia Dispersiva de raios X (EDS).....	63
5.3 - Caracterização Mecânica.....	77
5.3.1 - Propriedades mecânicas e comportamento geral das curvas de tensão x deformação para os corpos de prova com e sem tratamento térmico em estudo.	77
5.3.2 - Módulo de Elasticidade.....	81
5.3.3 - Tensão de escoamento	82
5.3.4 - Limite de resistência à tração (LRT) e Tensão de ruptura (σ).....	84
5.3.5 - Módulo de resiliência e Módulo de tenacidade	86
5.3.6 – Coeficiente de encruamento.....	89
5.4 – Dureza.....	90
6.0 – CONCLUSÕES	98
7.0 – TRABALHOS FUTUROS	100
REFERÊNCIAS	101

1 - CONSIDERAÇÕES INICIAIS

A construção mecânica exige peças metálicas de acordo com determinados requisitos, de modo que elas sejam aptas a suportar satisfatoriamente as condições de serviço a que estarão sujeitas. Esses requisitos relacionam-se principalmente com completa isenção de tensões internas e propriedades mecânicas compatíveis com cargas previstas.

Os processos de produção nem sempre fornecem os materiais de construção nas condições desejadas: as tensões que se originam nos processos de fundição, conformação mecânica e mesmo na usinagem criam sérios problemas de distorções e empenamentos, e as estruturas resultantes frequentemente não são as mais adequadas, afetando, em consequência, no sentido negativo, as propriedades mecânicas dos materiais. Por esses motivos, há necessidade de submeter as peças metálicas, antes de serem definitivamente colocadas em serviço, a determinados tratamentos que objetivem eliminar ou minimizar aqueles inconvenientes.

Segundo Neves (2008), a bacia Amazônica é constituída por torno de 6 milhões de km² e engloba o Brasil e outros países da América do Sul. A bacia hídrica amazônica se restringe à área brasileira. Possui uma malha vasta de rios com aproximadamente 3.870 mil km². A ocupação do território tem 9.700.00 milhões de habitantes, desses 27% vivem fora do espaço urbano. A densidade demográfica dessa região ainda é considerada baixíssima, pois tem 2,51 hab./ km², em relação ao restante do país que conta com 22,4 háb./ km². Os ribeirinhos moradores dessa região Amazônica que vivem nas proximidades de rios e florestas se locomovem através de um tipo de embarcação comumente chamadas de “rabeta”. Esse transporte são embarcações com motor centro rabeta, que devido ao seu custo ser menor que os convencionais, são de menor custo geralmente fabricados na zona franca de Manaus, em pequenos estaleiros das cidades de Belém, Abaetetuba e Igarapé Miri de forma artesanal e importados da china. Além disso, o que torna essa embarcação mais viável ainda para os ribeirinhos é o seu pouco calado, distância vertical entre a superfície da água e a parte mais baixa da quilha de uma embarcação, o que facilita seu manuseio independentemente do nível de água do rio (OLIVEIRA, 2014).

Em relação aos eixos de rabeta, um problema comum que pode ocorrer é a falha por fadiga devido ao desgaste que sofre por aplicação de carga cíclica (MORGADO et al, 2007). Também é possível ocorrer desgaste por corrosão ao oxigênio, ou por corrosão bacteriana. Essas perdas progressivas causam falhas que podem levar à pane de forma prematura do

material e, conseqüentemente, à realização de improviso na sua utilização, acarretando a possibilidade de acidentes.

Diante deste cenário, devido às embarcações com eixo acoplado tipo rabeta serem um transporte muito comum na região amazônica, as quais são utilizadas tanto no período de enchente como de vazante, e por demandarem recursos financeiros da população para aquisição e manutenção de seus equipamentos, o presente estudo trata os aspectos voltados para a engenharia da fabricação desse eixo, bem como agrega conhecimentos voltados para a importância social de modo a contribuir com a navegação da população ribeirinha na Amazônia. Além disso, tendo em vista a escassez de assuntos sobre o tema, estes propõem a realização de estudos sobre o eixo carbono utilizado nessas embarcações oferecidos no mercado interno de Belém, com o intuito de contribuir para a melhoria da resistência mecânica do eixo do motor e, assim, obter o aprimoramento técnico para torná-lo mais confiáveis. Para tal serão realizados tratamentos térmicos e termoquímicos e os resultados serão avaliados através de ensaios de resistência mecânica e ensaios metalográficos.

2 – JUSTIFICATIVA

Os povos que habitam as ilhas nas cercanias da região metropolitana de Belém/PA, são na sua maioria cidadãos de baixa renda e que vivem do extrativismo regional. É uma região de rios, igarapés e lagos, que servem de vias de locomoção para seus habitantes, que por isso se utilizam de pequenas embarcações movidas a remo e/ou a motor à gasolina, sendo que nesta segunda opção tais embarcações são chamadas de rabeta. Essas embarcações são de grande importância na vida desses ribeirinhos, como são chamados esses nativos, pois delas se valem para o transporte de passageiros, escoamento da pequena produção regional e até para o lazer das famílias em passeios de finais de semana. Devido à importância dessas embarcações na vida dessas pessoas, é fundamental que se tenha uma manutenção barata e eficaz de seus equipamentos, em especial seus motores. Por esta razão é que vemos a necessidade de estudos que propiciem condições de uma manutenção mais barata e de fácil acesso a seus usuários, levando-se em conta a escassez de literatura sobre este assunto.

2.2 – OBJETIVOS

2.2.1 - Objetivo Geral

Avaliar a influência do tratamento térmico no aço comercializado como ABNT 1045 em eixos de rabeta no que tange sua caracterização mecânica e metalográfica, visando melhorar a eficiência deste importante órgão de máquina.

2.2.2 - Objetivos Específicos

Este estudo tem como objetivos específicos:

- Analisar os dados dos tratamentos térmicos e termoquímicos de normalização, têmpera e revenido, têmpera seguida de cementação subsequente e cementação;
- Realizar o estudo da microestrutura, através da microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura;
- Levantar a composição química através de Fluorescência de raios X e Espectroscopia dispersiva de raio X (EDS);
- Realizar a analisar os resultados dos ensaios de tração para obtenção das propriedades mecânicas e do fator de encruamento para os aços com e sem tratamento térmico e termoquímico,
- Realizar o estudo de dureza dos corpos de provas trefilados e tratados termicamente.

Para tal, foram obtidos eixos de aço oferecidos no mercado como SAE 1045 utilizados por ribeirinhos em embarcações tipo rabeta, encontrados na região comercial de Belém.

3 - REFERENCIAL TEÓRICO

3.1 – Aço

O aço consiste em diversas combinações entre ferro, carbono e elementos de liga, com interações de natureza complexa, sendo difícil sua classificação, em vista da diversidade de composições e propriedades possíveis, entretanto a definição mais simples a ser utilizada em engenharia, considera o aço uma liga binária ferro-carbono, com teores de carbono variando entre 0,005% a 2,00% em massa (SILVA JUNIOR, 2010; SALDARRIAGA, 2008).

Dentro desta classificação citada, existem os aços de médio teor de carbono, os quais são ligas binárias com teor de carbono variando entre 0,30% a 0,60%, além de outros elementos em pequenas proporções adicionados intencionalmente ou não. Estes aços possuem custo relativamente baixo de produção, com utilização em aplicações onde não seja requerida elevada resistência à corrosão ou resistência a elevadas temperaturas, sendo utilizado como virabrequins, engrenagens e eixos diversos (SOUZA, 2008).

Apesar de serem considerados uma liga binária, os aços médio-carbono possuem elementos os quais podem modificar consideravelmente suas propriedades, sendo sua influência determinada pela quantidade, tamanho e distribuição destes elementos no aço (FERLAUTO, 2011). Quando adicionadas intencionalmente com o intuito de melhorar as propriedades do material são considerados elementos de liga, tais como Alumínio, Boro, Bismuto, Manganês e Titânio (SILVA JUNIOR, 2010).

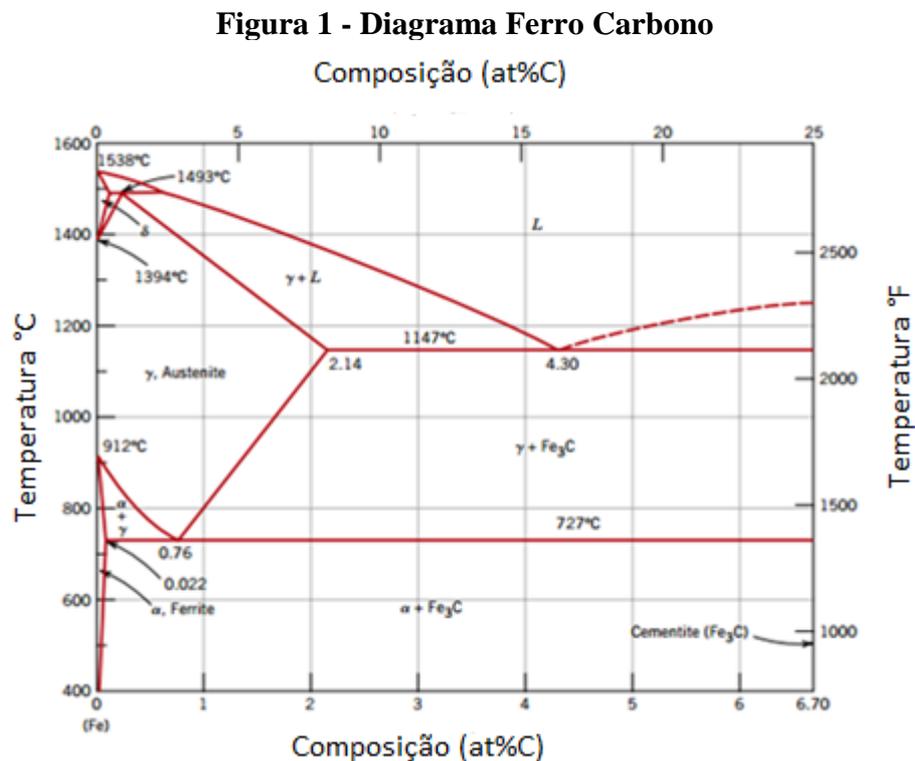
Por outro lado, quando estes elementos são adicionados de forma acidental, sem controle dentro do metal fundido são considerados inclusões, podendo ser classificadas em inclusões endógenas e exógenas, sendo as endógenas derivadas dos erros de composição e reações entre os componentes do metal líquido e as exógenas de componentes do forno, tais como refratário e panela (YOSHIOKA, 2016, FERLAUTO, 2011).

Segundo YOSHIOKA (2016), dependendo do tamanho e morfologia destas inclusões os seus efeitos nas propriedades finais do aço podem ser até desprezados, se tornando prejudiciais as inclusões acima de 20 micrometros, pela sua atuação como concentradores de tensão na interface matriz/inclusão, ocasionando assim sítios propícios ao aparecimento de trincas no aço.

As ligas à base de ferro apresentam uma grande importância e são extremamente aplicadas no setor industrial. Este fato se deve à abundância dos minérios de ferro na natureza, ao custo relativamente baixo de produção e às combinações de propriedades físicas

e mecânicas que podem ser obtidas através da manipulação de suas propriedades durante o processamento (COLPAERT, 2008).

Segundo CALLISTER e RETHWISCH, 2012 o aço é uma combinação de vários elementos, sendo que os principais são o ferro e o carbono, onde o carbono existe como uma impureza intersticial no ferro, formando uma solução sólida com a ferrita. A presença de carbono na liga faz com que este material tenha uma grande aplicabilidade industrial, pois com a sua presença é possível o ajuste das propriedades mecânicas. Em geral, pelo Handbook da American Society for Testing and Materials (ASTM), o aço é definido como uma liga que possui desde uma pequena quantidade de 0,76%p até cerca de 2,14%p de carbono. Além disso, os aços podem apresentar diferentes propriedades de acordo com a composição química e com o tratamento térmico aplicado (AMS HANDBOOK,1991). Na Figura 1 apresenta-se o diagrama Fe-C em que, por convenção, as composições são expressas em %p de C e não em %p de Fe_3C , isso significa que no diagrama Fe-C a composição de 6,7%p de carbono corresponde a 100%p de Fe_3C (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).



Fonte: Callister e Rethwisch (2012, p. 319)

Nota-se que a combinação de ferro e carbono dá origem a diversas fases de acordo com a temperatura. Entretanto, na produção industrial do aço, a solidificação ocorre de forma

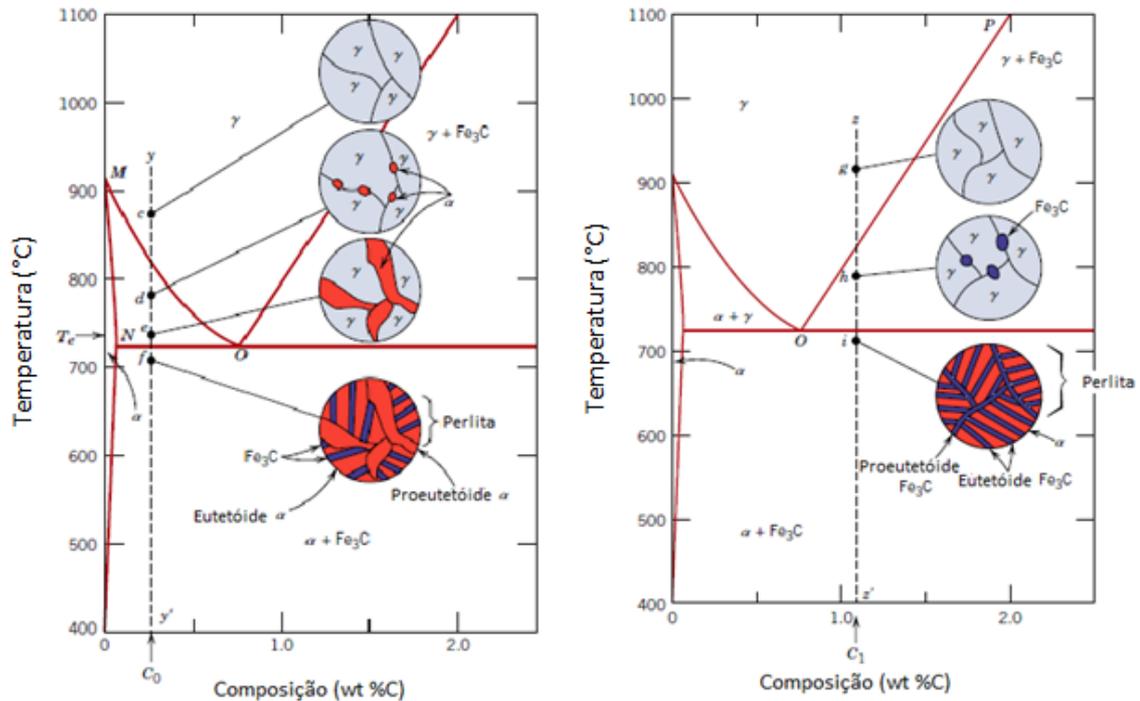
muito rápida para que os componentes entrem em equilíbrio termodinâmico e forme-se a grafita, dessa forma, é formada a cementita (Fe_3C), que é uma fase metaestável (SILVA e MEI, 2006). Callister e Rethwisch, 2012 afirmam que a cementita se forma quando o limite de solubilidade para o carbono na ferrita α é ultrapassado abaixo de 727°C , formando-se uma solução sólida muito dura e frágil. Segundo Silva e Mei, 2006), em temperatura ambiente a cementita é estável e sua decomposição é praticamente nula. No entanto, ao se aquecer o material em altas temperaturas por períodos relativamente longos, a cementita começa a se decompor em ferrita e grafita, entrando em equilíbrio termodinâmico.

Em vista disso, o diagrama Fe-C é uma ferramenta essencial para se entender e aplicar os tratamentos térmicos nos aços (ASM HANDBOOK, 1991). As fases presentes neste diagrama são a ferrita (α), a ferrita (δ), a austenita (γ) e a cementita (Fe_3C) (SILVA e MEI, 2006).

Para que ocorram transformações de fase, deve-se fazer alterações na temperatura do material, sendo que as temperaturas nas quais ocorrem mudanças de fase são chamadas de “temperaturas críticas”. Em geral, nos tratamentos térmicos convencionais é necessário se elevar a temperatura do material até a região no diagrama onde se encontra a fase austenítica e, de acordo com o resfriamento aplicado, podem-se obter diferentes fases e microconstituintes: perlita, bainita, ferrita, grafita, martensita e cementita (COLPAERT, 2008).

Segundo Callister e Rethwisch, 2006 a austenita, também conhecida como fase γ do ferro, não é estável quando ligada somente ao carbono em temperaturas abaixo de 727°C , o que propicia a ocorrência de transformações de fase. As mudanças de fase eutetóides são fundamentais para o entendimento dos tratamentos térmicos dos aços, sendo descritas pela reação representada por: $0,76\% \text{p C} \leftrightarrow \alpha (0,022\% \text{p C}) + \text{Fe}_3\text{C} (6,7\% \text{p C})$. O ponto eutetóide possui $0,76\% \text{p}$ de C, dessa forma, ligas que possuem um teor de $0,022$ a $0,76\% \text{p}$ de carbono são denominadas de ligas hipoeutetóides, como é o caso da liga SAE 1045. Já as ligas que possuem de $0,76$ a $2,11\% \text{p}$ de carbono são chamadas de ligas hipereutetóides, sendo a liga AISI D6 pertencente a esta classe. A Figura 2 representa esquematicamente a microestrutura formada de uma liga hipoeutetóide (esquerda) e hipereutetóide (direita) ao se resfriar desde a região da austenita até logo abaixo da temperatura de 727°C (CALLISTER e RETHWISCH, 2012).

Figura 2 - Microestruturas formadas durante o resfriamento de ligas hipoeutetóide (esquerda) e hipereutetóide (direita).



Fonte: Callistere Rethwisch (2012, p.324 e 327)

3.2 – Aços Carbono

Os aços carbono são ligas muito típicas de ferro e carbono contendo, em geral, de 0,008%p até 1,20%p de carbono, além de certos elementos residuais resultantes dos processos de fabricação.

Os aços carbono podem ser divididos de acordo com o teor de carbono, conforme demonstrado pela Tabela 1.

Tabela 1 - Composição e características dos aços carbono

TEOR DE CARBONO	NOME E CARACTERÍSTICAS
Menos de 0,15%p	Aço extra doce (Muito baixo teor de C)
0,15 a 0,25%p	Aço doce (Baixo teor de C)
0,25 a 0,40%p	Aço meio doce (Médio teor de C)
0,40 a 0,60%p	Aço meio duro (Alto teor de C)
0,60 a 0,80%p	Aço duro (Muito alto teor de C)
Acima de 0,80%p	Aço extra duro (Extra alto teor de C)

Fonte: Adaptado de Silva e Mei (2006)

Juntamente com alguns aços-liga, os aços carbono podem ser considerados como aços com até cerca de 0,6%p de C, sendo usualmente produzidos para atender faixas de composição química, uma vez que sofrem tratamentos térmicos para obter as propriedades finais após o processamento. Dessa forma, a principal característica que é notada ao se definir a composição química é a temperabilidade (SILVA e MEI, 2006).

De acordo com a classificação dos aços carbono, o aço SAE 1045 pode ser denominado um aço de médio e alto teor de carbono, apresentando uma temperabilidade relativamente baixa, ou seja, com pouca penetração de dureza na seção transversal da peça. Em geral, possui uma boa relação entre resistência mecânica e resistência à fratura. Sendo assim, o aço SAE 1045 é utilizado na fabricação de componentes de uso geral onde seja necessária uma resistência mecânica superior à dos aços de baixo carbono convencionais

3.3 - Aços SAE 1045

O aço SAE 1045 é classificado como médio carbono, hipoeutetóide, que possui maior resistência e dureza e menor tenacidade e ductilidade do que o baixo carbono. Apresenta quantidade de carbono suficiente para receber tratamento térmico de têmpera e revenimento, embora o tratamento, para ser efetivo, exija taxas de resfriamento elevadas e em seções finas. Além disso, tem boa soldabilidade. Ele pode ser conformado de várias maneiras, como trefilação, laminação, forjamento e etc. E suas propriedades podem ser modificadas com a microestrutura e esta por sua vez, depende do tamanho de grão austenístico, composição química, homogeneidade da austenita e da velocidade de esfriamento. A composição química do aço SAE 1045 encontrada na literatura está na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química do aço SAE 1045

% C	% Mn	% P	% S	% Si
0,42-0,50	0,6-0,9	Max 0,04	Max 0,05	0,15-0,35

Fonte: HANDBOOK:, A. S. F. M. A. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Ohio: ASM International, 1993.

3.4 – Tratamento Térmico

3.4.1 - Um Breve Histórico.

Segundo VALE, (2011) a humanidade, há milhares de anos, aproximadamente 1000 a.C. descobriu os metais e as aplicações destes em seu cotidiano. Em seguimento, aprendeu que, com aquecimento e resfriamento desses metais, podia modificar suas propriedades mecânicas e metalúrgicas, tornando-os mais duros, trabalháveis, moles, resistentes, frágeis, dentre outras características.

Cerca de 350 a.C. surge na Índia, e ainda antes na China, o ferro de fusão: ferro extraído do minério por meio de fornos cujo funcionamento era semelhante ao dos atuais altos-fornos. Um bloco esponjoso obtido era martelado para libertar as escórias, sendo depois refundido em pequenos cadinhos que se deixavam arrefecer lentamente.

Posteriormente, o homem descobriu o aço, liga de ferro e carbono, e dela conseguiu obter características diferenciadas, como a elevada dureza, através do aumento da velocidade de resfriamento das ligas ou trabalhando com aços de teores de carbono mais elevados. Concluiu assim que esses dois fatores são decisivos nas modificações das propriedades dos aços.

A preocupação do homem em possuir metais de elevada resistência e qualidade, *vem de muito longe!* Em guerras medievais, exércitos com espadas e outros armamentos metálicos levavam desvantagem bélica quando não tratavam termicamente seus arsenais, tornando-os vulneráveis no momento de repararem suas armas de ferro danificadas.

Em Roma, antes de Cristo, Júlio César desfrutava de vantagem do seu arsenal bélico sobre os demais, pois os romanos já haviam descoberto o aumento da dureza do ferro, quando ele era aquecido durante longo tempo num leito de carvão vegetal e resfriado, em seguida, em salmoura. Esse procedimento está relacionado às conquistas romanas em trechos onde havia água do mar que, naturalmente é salobra, sendo considerada a primeira forma de tratamento térmico conhecida, pois permitia a fabricação de armas mais duras e mais resistentes.

Na Idade Média fabricava-se de novo o aço aquecendo-se o ferro em contato direto com materiais ricos em carbono. O enriquecimento em carbono tinha como lugar unicamente a superfície. Para se obterem materiais duros, com certo volume, forjava-se em conjunto uma grande quantidade de pequenas peças de aço enriquecido em carbono.

Todavia o homem necessitou de muitas gerações para lidar de maneira mais eficaz com o calor e com os processos e meios de resfriamento dos metais, para realizar um tratamento térmico melhorado.

Apenas no século XVIII (1740) Huntsman redescobriu a fusão do aço. Fundindo em um cadinho pequenos pedaços de ferro enriquecido em carbono, obteve um bloco de aço homogêneo e que endurecia de maneira uniforme.

No início do século XIX surgiu a elaboração, por mistura em cadinho, antes da fusão, de ferro e materiais ricos em carbono e, mais tarde, de gusa. Contudo, apenas em 1820 é que Karsten mostrou que a diferença entre ferro, aço e gusa (ferro fundido) consistia no teor em carbono.

Em 1868 Mushet descobriu que a adição de tungstênio ao aço tornava-o mais duro após aquecimento sem que houvesse necessidade de temperá-lo. Logo se reconheceu que esse aço resistia a mais desgaste e que, no caso das ferramentas de corte, mantinha a afiação, mesmo depois de tempos de serviço mais longos.

Foi, entretanto, vinte e cinco anos depois que se constatou que esse aço (com composição aproximada de 2% C, 2,5% Mn e 7% W) tinha dureza a quente muito mais elevada e que suportava aumentos consideráveis das velocidades de corte. Surgia assim o primeiro aço rápido.

Em 1878, Holtzer teve a ideia da adição de cromo ao aço, mas os tratamentos térmicos ainda não estavam totalmente compreendidos. Achava ele que esse aço não suportaria aquecimentos acima de 900°C. Com as experiências de Taylor no final do século XIX, descobriu-se que o aço, com teores de cromo melhorava suas propriedades a altas temperaturas, de tal modo que suas características lhe permitiam ter velocidades de corte muito elevadas para a época (10 metros a cada minuto).

Taylor e White, em meados do século XIX, idealizaram um aço com 1,85% C, 4% Cr e 8% W, seguindo-se de uma queda do teor de carbono para 0,7%, acompanhada de um aumento do teor em tungstênio para 14%. Criou-se, então, a base dos aços rápidos dos dias de hoje.

No século XX, progrediu-se no campo dos aços rápidos e este crescimento estendeu-se aos aços-ferramenta. Em 1920, já existiam 12 variedades disponíveis nos Estados Unidos, e a maior parte deles continua a ser fabricada atualmente. É o caso dos aços que trabalham a quente que contém cromo ou tungstênio, e os aços de trabalho a frio que contém manganês, tungstênio, cromo e vanádio.

Em aços rápidos, a dureza a quente aumentou grandemente com a adição de cobalto em teores que podem ir até cerca de 10%.

Dentre as importantes melhorias por parte da composição química após a Primeira Guerra Mundial, é de se salientar a introdução de molibdênio nos aços com 5% de cromo para sanar problemas de temperabilidade e o aparecimento dos aços grafíticos e dos aços com endurecimento estrutural para melhorar sua usinabilidade.

Durante esse período, verifica-se a utilização mais intensa de molibdênio em substituição ao tungstênio nos aços rápidos. Essa tendência acentuou-se durante a Segunda Guerra Mundial pelas dificuldades de obtenção de tungstênio. A utilização de banhos de sais nos tratamentos térmicos alcançou grandes progressos.

Após 1950, a evolução dos aços-ferramenta situou-se, principalmente nas condições de elaboração e de transformação para refinar a estrutura dos aços obtidos. No início dos anos de 1970, já existiam duzentas e quarenta e cinco variedades de aços-ferramenta no trio formado por Estados Unidos, Alemanha e França.

A contínua evolução e aplicabilidade da mecanização e a diversidade dos meios empregados para transformar os diferentes materiais elevaram o campo de utilização dos aços-ferramenta, levando fabricantes de ligas a dotá-las de várias qualidades para atender às necessidades da indústria. Essa diversificação se deve ao fato de o aço-ferramenta ser aplicado em diversas possibilidades: das ferramentas manuais, passando por ferramentas de trabalho a quente, até ferramentas de corte.

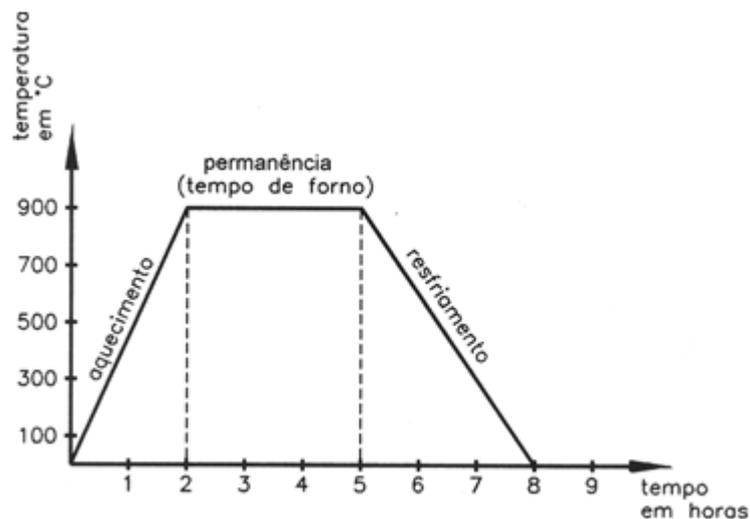
Desta maneira o tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento, com parâmetros como temperatura, tempo, velocidade de esfriamento e atmosfera, controlados, a que os aços são submetidos como mostra a Figura 3. O aquecimento é geralmente realizado a uma temperatura acima da crítica, porque então se tem completa austenitização do aço, ou seja, a total dissolução do carbeto de ferro no ferro gama. Nesta fase, devem ser consideradas as velocidades de aquecimento e a temperatura máxima de aquecimento. A velocidade de aquecimento é importante quando os aços estão em estado de tensão interna ou possuem tensões residuais devido ao encruamento prévio, o que nestas condições, um aquecimento muito rápido pode causar empeno da peça. Já a temperatura de aquecimento é mais ou menos um fator fixo, que depende das propriedades e das estruturas finais desejadas (CHIAVERINI, 2008).

O tempo de permanência do aço à temperatura de aquecimento está relacionado ao tamanho de grão que será gerado na microestrutura, quanto maior o tempo na temperatura de austenitização, mais completa a dissolução do carbeto de ferro ou outras fases presentes no

ferro gama, entretanto maior o tamanho do grão gerado. Por isso o aço é mantido só o tempo estritamente necessário. Essas técnicas têm o objetivo de modificar ou conferir melhores propriedades mecânicas aos materiais, alterando suas microestruturas e seu arranjo atômico (Rahul, G. et al., 2018). O tratamento térmico não modifica a composição química do aço, apenas altera suas características mecânicas e remove tensões oriundas do tipo de conformação por qual a peça passou (OSITA. O. et al.; CHIAVERINI, 2008).

O resfriamento é o fator mais importante, pois é ele que determinará efetivamente a estrutura e as propriedades finais do aço. Os meios de resfriamentos mais usuais são: ambiente do forno, ar e meios líquidos. O mais brando é aquele feito no interior do forno e ele se torna mais severo à medida que se passa para o ar ou para um meio líquido. Entre os vários tipos de tratamento térmico, a normalização, a têmpera e o revenimento serão tratamentos ditos termofísicos e a cementação, tratamento denominado termoquímico, serão abordados mais detalhadamente no decorrer do trabalho.

Figura 3 - Gráfico representativo do processo de tratamento térmico



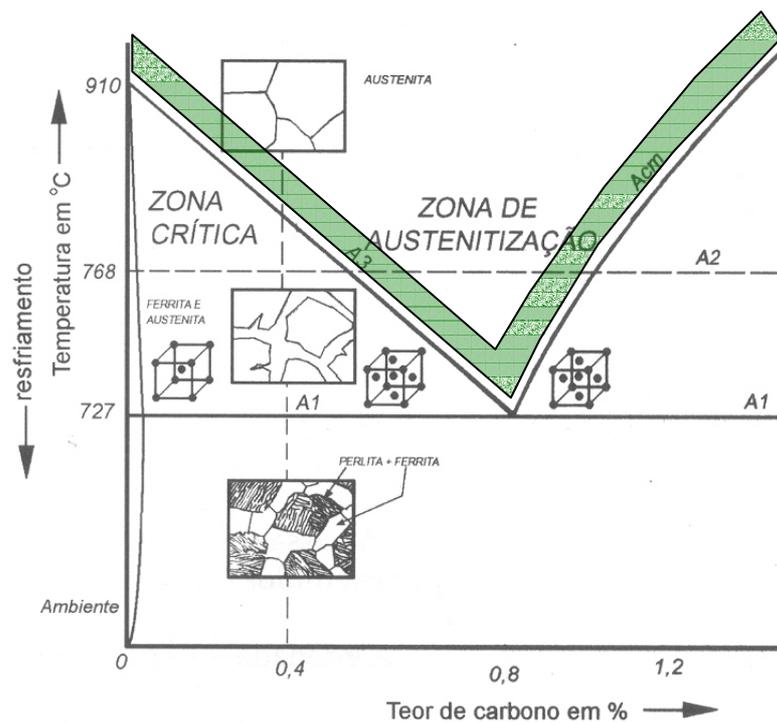
Fonte: Adaptado Tschiptschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

3.4.2 - Normalização

A normalização do aço é feita quando se deseja refinar o grão do material. O aço com grãos grandes tende a apresentar maior heterogeneidade de propriedades e maior fragilidade. O refino de grão garante maior homogeneidade de propriedades, e maior tenacidade. O tratamento térmico de normalização consiste no aquecimento do aço até 60°C acima do limite superior da zona crítica (A3 ou Acm) como mostra a Figura 4, sempre garantindo

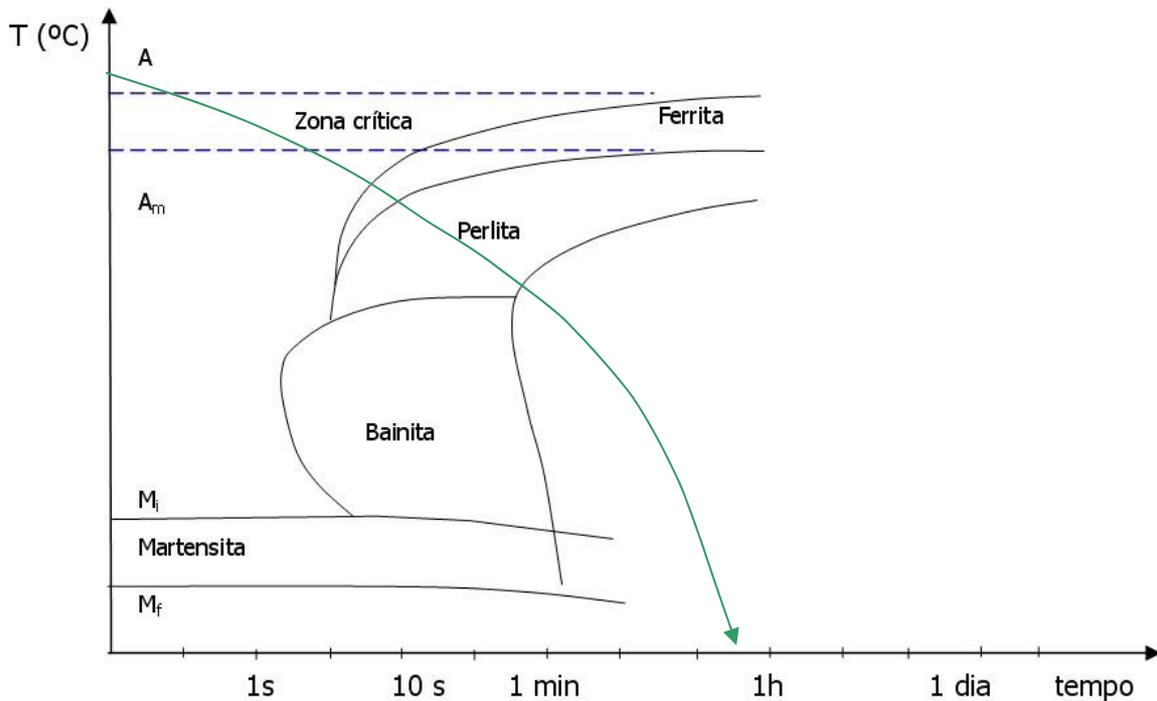
austenitização total do material. Em seguida é retirado do forno e deixado resfriar ao ar natural. Este tratamento é muito utilizado como um tratamento preliminar da têmpera e do revenido, justamente para produzir estrutura mais uniforme do que a obtida em alguns processos de fabricação, como a trefilação, por exemplo. Os constituintes desse tratamento térmico são geralmente, ferrita e perlita fina, ou cementita e perlita fina, e apenas perlita fina. A Figura 4 representa esquematicamente o diagrama de fase em condição de equilíbrio do Fe-Fe₃C com a zona de austenitização onde se realiza o tratamento térmico de normalização. A figura 5 mostra o diagrama tempo temperatura transformação (TTT), que possui grande importância prática para o entendimento dos tratamentos térmicos e podendo ser feito diversos ciclos de aquecimento e resfriamento, almejando obter as microestruturas desejadas (TSCHIPTSCHIN, 2017).

Figura 4 - Diagrama Fe-Fe₃C mostrando a zona de austenitização



Fonte: Adaptado Tschiptschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

Figura 5 - Diagrama Fe-Fe₃C mostrando a zona de austenitização (Zona Crítica)



Fonte: Adaptado Tschitschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

3.4.3 – Têmpera

A têmpera é o tratamento térmico mais importante aplicado aos aços, principalmente aqueles empregados na construção mecânica (CHIAVERINI, 1986). O tratamento de têmpera consiste basicamente em aquecer o material até a temperatura de austenitização e resfriá-lo rapidamente até uma temperatura abaixo da M_s (*Martensite Start Temperature*), de modo a evitar a transformação da austenita em bainita ou perlita. A estrutura metaestável obtida é a martensita (SILVA e MEI, 2006), que é uma fase microestrutural muito importante e responsável pelo desenvolvimento da dureza do material, uma vez que esta estrutura é formada devido a uma supersaturação de carbono na estrutura do ferro, provocando distorções na rede cristalina (ASM HANDBOOK, 1991).

Ainda segundo Silva e Mei (2006), cada aço possui uma curva TTT particular, sendo assim, a taxa de resfriamento mínima para promover a transformação martensítica durante o resfriamento varia em uma ampla faixa de acordo com a liga.

A profundidade de endurecimento e a distribuição da dureza ao longo da peça temperada depende da temperabilidade do aço, da geometria da peça, da temperatura de austenitização e do meio de têmpera (COLPAERT, 2008), pois as velocidades de

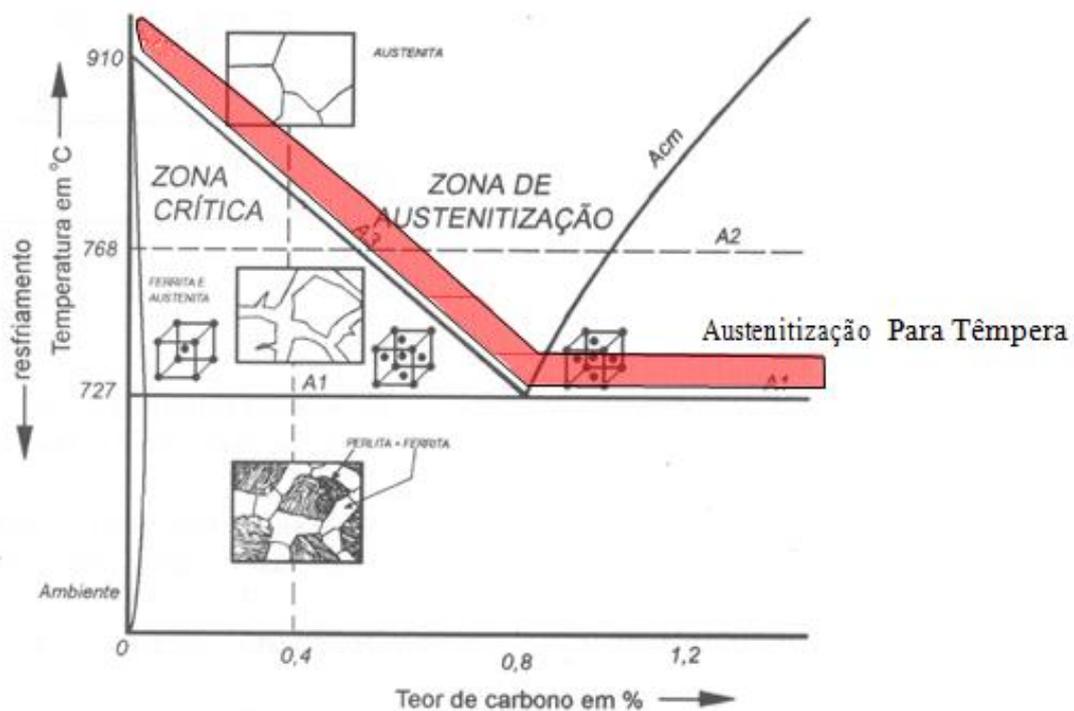
resfriamento na superfície e no centro de uma amostra de tamanho apreciável são diferentes.

Fica claro que a discrepância entre as taxas no centro e na superfície aumenta de acordo com a severidade do resfriamento (ASM HANDBOOK, 1991). Do mesmo modo, pode-se averiguar que no tratamento térmico de normalização, há pouca diferença entre a taxa de resfriamento na superfície e no centro, uma vez que a velocidade de resfriamento é lenta.

Entretanto, em altas taxas de arrefecimento, como ocorre na têmpera, a velocidade de resfriamento no centro e na superfície da amostra é diferente, podendo resultar na formação de microestruturas completamente distintas nessas duas regiões (REED-HILL, ABBASCHIAN e ABBASCHIAN, 2009), este fato demonstra a importância de se obter uma boa homogeneização da microestrutura e o emprego de um correto meio de resfriamento (SILVA e MEI, 2006).

Segundo TSCHIPTSCHIN, 2017 a têmpera consiste em aquecimento até uma temperatura 50°C acima da temperatura crítica de 727 °C, conforme mostra a Figura 6 e em seguida resfriá-lo bruscamente em água, óleo ou em meios de têmpera de composição química especial.

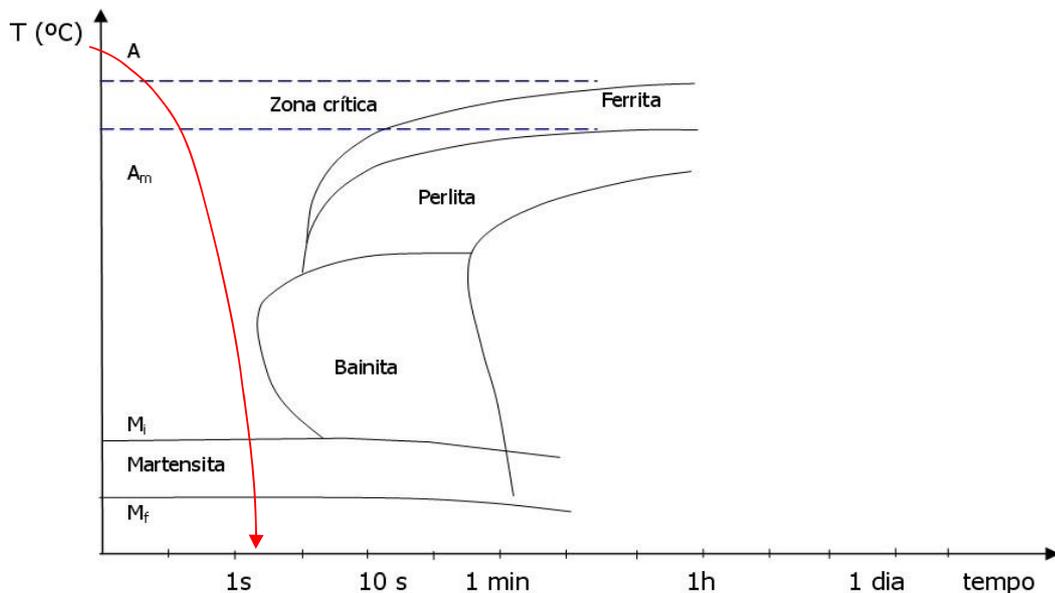
Figura 6 - Diagrama de fase esquemático para o tratamento térmico de têmpera



Fonte: Adaptado Tschiptschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

O objetivo do tratamento de têmpera é obter a martensita que é um microconstituente muito duro e frágil na estrutura do aço como mostra o diagrama TTT da Figura 7, Para tanto, as peças devem ser resfriadas rapidamente, para evitar a formação de ferrita, perlita, bainita que são microconstituintes mais moles que a martensita (TSCHIPTSCHIN, 2017).

Figura 7 - Diagrama TTT para o tratamento térmico de têmpera

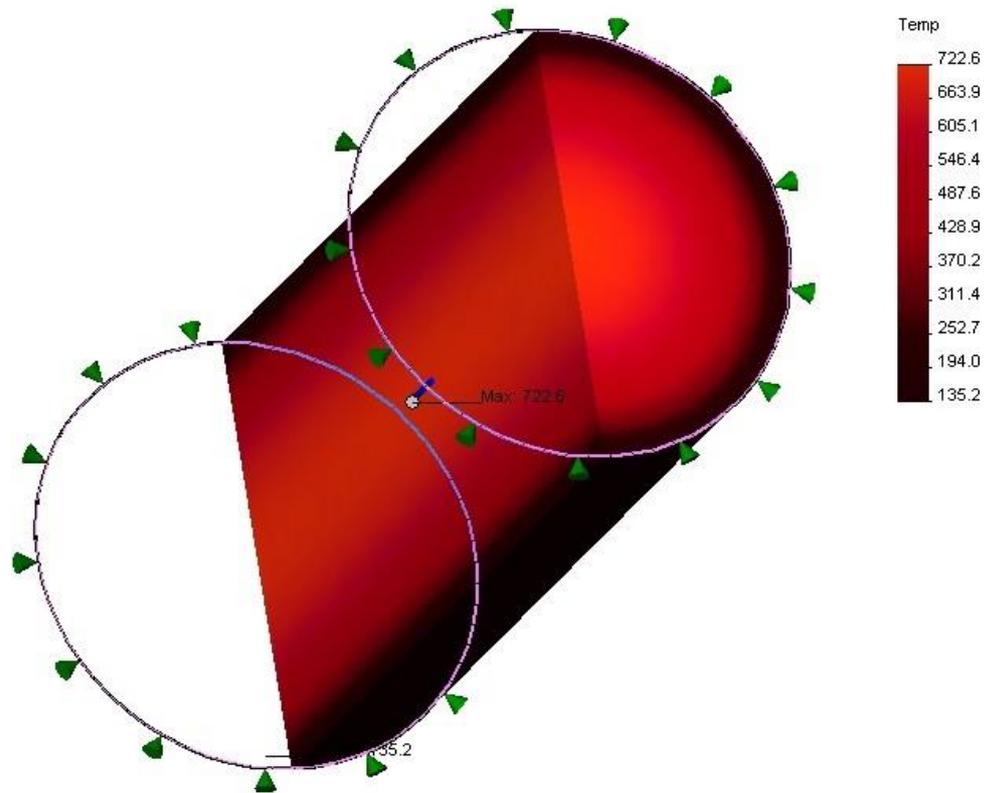


Fonte: Adaptado Tschiptschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

Quando se faz o resfriamento brusco do aço, durante a têmpera, ocorre choque térmico devido à passagem da peça de temperaturas de 850 a 900 °C para a temperatura ambiente, em poucos segundos. O resfriamento brusco pode causar distorções e até mesmo trincas na peça, denominadas trincas de têmpera. Entretanto, o resfriamento deve ser rápido o suficiente para garantir que se forme martensita na superfície do material. O tempo disponível para resfriamento é dado pela distância do cotovelo da curva RC ao eixo das temperaturas. Quanto mais deslocada para a direita a curva RC, mais fácil é temperar o aço.

Quando a velocidade de resfriamento é alta, estabelecem-se grandes diferenças de temperatura entre a superfície e o centro da peça como mostra a Figura 8, pois a superfície em contato direto com o meio refrigerante resfria rápido, enquanto o núcleo resfria mais lentamente.

Figura 8 - Diferença de temperatura entre superfície e centro da peça temperada



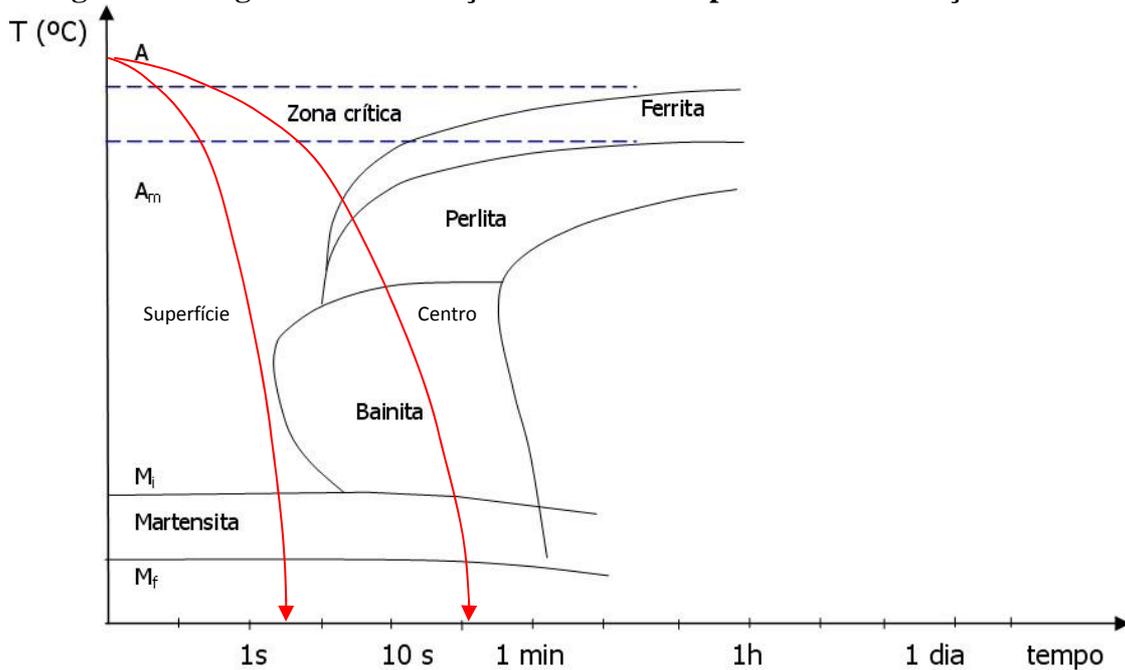
Fonte: Adaptado Tschiptschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

Assim, quando se faz tratamentos térmicos de peças médias e grandes deve-se sempre levar em consideração que o núcleo e a superfície, submetidos a diferentes velocidades de resfriamento, podem apresentar microestruturas e propriedades mecânicas muito diferentes. Isso pode ser visto na Figura 8, em que a superfície da peça apresenta martensita e o núcleo uma mistura de ferrita, perlita, bainita e martensita.

Pode-se observar que a transformação do aço na superfície ocorre em apenas 3 segundos como mostra o diagrama TTT da Figura 8, enquanto no núcleo inicia após 8 segundos e somente termina após aproximadamente 30 segundos.

Segundo OLIVEIRA, (2011) em princípio é possível obter valores elevados de dureza quanto maior for o teor de carbono do aço, em consequência dessa afirmação maior será a dureza da martensita obtida. Por outro lado observa-se que também é possível obter dureza de 50 HRC com 99,9% de martensita e 0,25% C, ou com 95% de martensita e 0,35% C, ou com 90% de martensita e 0,4% C, ou com 80% de martensita e 0,45% C ou ainda com 50% de martensita e 0,6% C (OLIVEIRA, 2011).

Figura 9 - Diagrama TTT do aço mostrando tempo de transformação da martensita



Fonte: Adaptado Tschitschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

Ainda segundo OLIVEIRA, (2011) é preciso ter em mente que quanto maior é o teor de carbono mais frágil é o aço. Da mesma forma, quanto mais heterogênea é a estrutura do aço (mistura de martensita, bainita, perlita e ferrita) menor é a sua resistência à fadiga. Desta forma a seleção do tempo e da temperatura da têmpera deve sempre ser feita adotando-se o menor teor de carbono compatível com a dureza desejada.

3.4.4 – Revenimento

Segundo Reed-Hill et al. (2009), os aços temperados possuem em sua microestrutura normalmente uma mistura de austenita retida e martensita, sendo a martensita a fase predominante. Estas duas fases lentamente se decompõem em temperatura ambiente devido à instabilidade. Dessa forma, devido às mudanças volumétricas associadas às duas reações de decomposição, ao longo do tempo e em temperatura ambiente, as peças temperadas sofrem alterações dimensionais, gerando tensões acumuladas. Por esta razão, após o tratamento térmico de têmpera, o material possui um significativo nível de tensões residuais, além de uma baixa tenacidade e ductilidade, impossibilitando o seu emprego na maioria das aplicações (COLPAERT, 2008). Uma vez que a martensita é extremamente dura e frágil, as peças neste estado de alto tensionamento interno possuem um risco grande de sofrer rupturas (SILVA e MEI, 2006). Dessa forma, segundo Silva e Mei (2006) e Colpaert (2008), torna-se

essencial fazer o tratamento térmico de revenimento posteriormente à têmpera, com o intuito de se aliviar as tensões decorrentes da transformação martensítica.

Em alguns casos, o revenimento consiste basicamente em se aquecer o material em temperaturas inferiores a temperatura de austenitização, mantendo a peça nesta temperatura até determinado período de tempo (SILVA e MEI, 2006) para se modificar a estrutura obtida na têmpera, de forma a reduzir as tensões internas, aumentar a ductilidade e tenacidade do material, e ajustar a sua resistência mecânica ao nível requerido (CHIAVERINI, 1986; COLPAERT, 2008).

O processo de revenimento envolve a segregação do carbono em defeitos do reticulado, a precipitação de carbonetos, a decomposição da austenita retida e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica. Assim, o objetivo do revenimento é promover a difusão para se alcançar uma estrutura mais estável e menos frágil (SOARES, 2006).

O tempo e a temperatura de aquecimento durante o revenimento influenciam na alteração das propriedades do material. De acordo com Silva e Mei (2006), a queda da dureza é significativa nos primeiros dez minutos de tratamento, e a partir de duas horas de aquecimento, o processo de redução já não é mais tão expressivo. Para se dar continuidade na redução da dureza do aço é mais usual se aumentar a temperatura do forno do que mantê-lo numa temperatura inferior por um período de tempo mais longo.

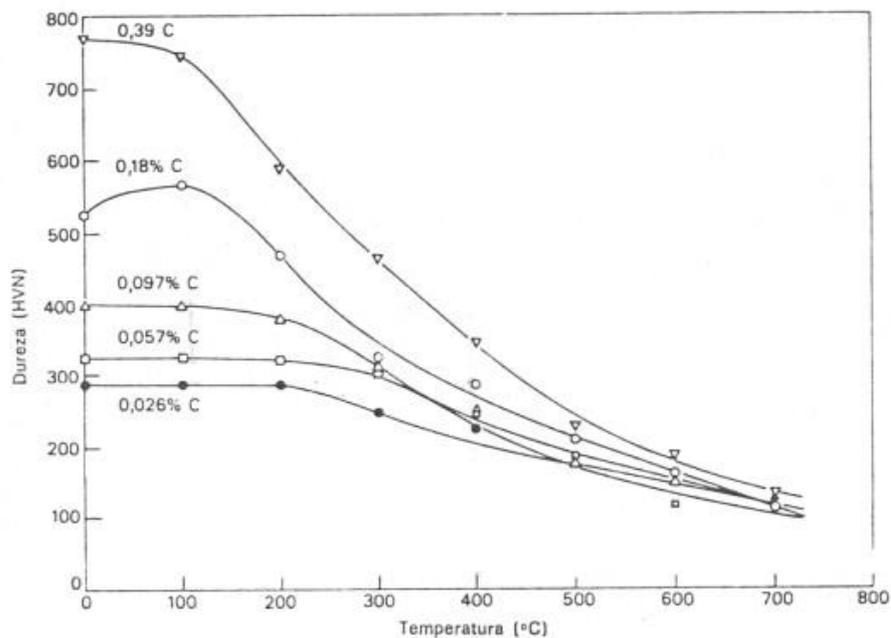
Após o emprego do tratamento térmico de têmpera e revenimento obtêm-se a martensita revenida, sendo esta a microestrutura que proporciona a melhor combinação de resistência e tenacidade em aços. Sendo assim, uma estrutura metálica que poderia ser produzida a partir de aços normalizados, pode ser substituída pelo mesmo aço tratado com têmpera e revenimento, resultando numa melhor combinação de propriedades e que, para uso prático, geraria a diminuição do peso da estrutura, uma vez que, como estes tratamentos proporcionam maior resistência ao material, seria necessário uma menor quantidade de massa para suportar as condições de uso (COLPAERT, 2008).

Devido à difusão atômica, de acordo com a temperatura aplicada, pode ocorrer uma reação em que a martensita, monofásica de estrutura tetragonal de corpo centrado TCC e supersaturada com carbono, se transforma em martensita revenida, composta pelas fases estáveis de ferrita e cementita. A microestrutura da martensita revenida consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e uniformes dispersas em uma matriz contínua de ferrita. A microestrutura se assemelha a da cementita globulizada, exceto que as partículas são muito, muito menores. A dureza e a resistência proporcionada por esta microestrutura podem ser explicadas pela grande área de interface entre as duas fases, que atuam como barreiras à

propagação de discordâncias, uma vez que as partículas de cementita dispersas na matriz ferrítica são muito finas. A matriz de ferrita proporciona o ganho de ductilidade e tenacidade do material revenido (CALLISTER e RETHWISCH,2012).

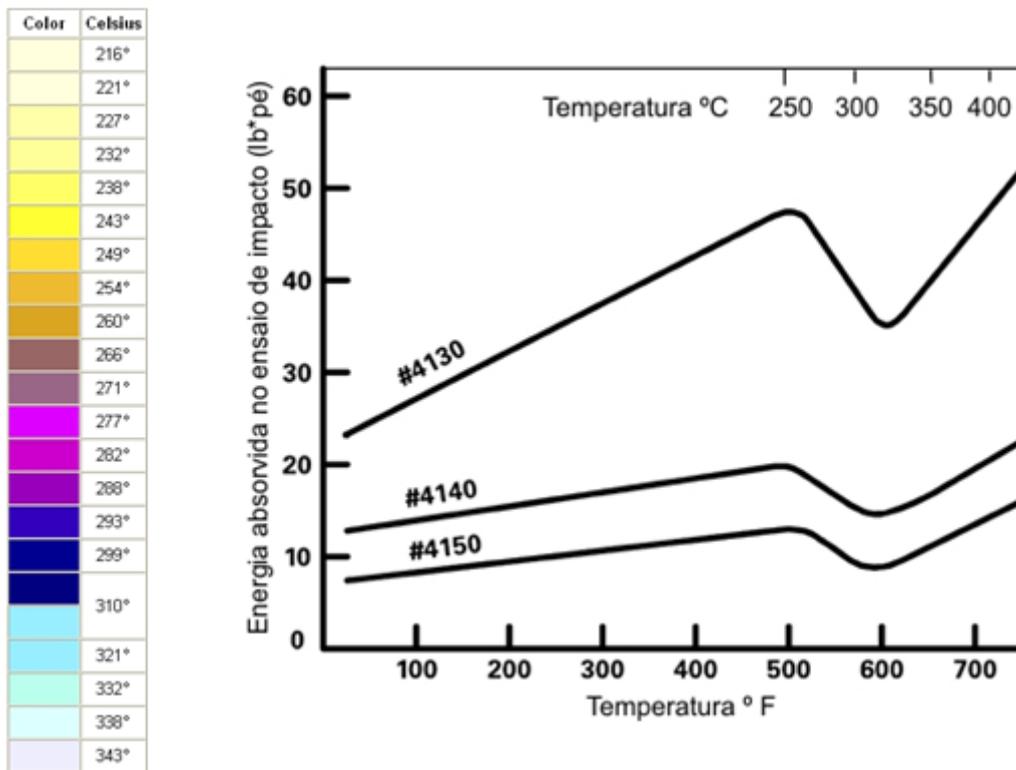
Segundo TSCHIPTSCHIN (2017), quanto mais alta a temperatura de revenido, menor é a distorção do reticulado, menor é a dureza e maior é a tenacidade do aço. Nos aços para construção mecânica, de baixa liga e alta resistência, a dureza cai continuamente com a temperatura de revenido, como mostra a Figura 10. Existe uma faixa de temperaturas em que o revenido deve ser evitado, pois, a tenacidade é bastante prejudicada. Este fenômeno chama-se fragilidade azul ou fragilidade dos 260°C. O nome fragilidade azul deve-se ao fato de que na faixa de temperaturas em que essa fragilidade ocorre, forma-se uma película de óxido azulada, conforme se vê na Figura 11, que mostra as cores do revenido de aços ao carbono e a queda de energia absorvida no ensaio de impacto, na faixa de temperaturas entre 260 e 375 °C (TSCHIPTSCHIN, 2017).

Figura 10 - Gráfico da queda da dureza em relação à temperatura do revenido



Fonte: Adaptado Tschiptschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

Figura 11 - Cores do revenido de aços ao carbono e a queda de energia absorvida no ensaio de impacto



Fonte: Adaptado Tschiptschin, A.P. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, USP 2017.

3.4.5 - Cementação

Cementação é um processo em que metais ferrosos são colocados em contato com ambiente rico em carbono, o que permite anexar carbono na superfície do metal por difusão, criando um gradiente de concentração de carbono entre a superfície e o interior do metal. A profundidade de penetração do carbono é dependente da temperatura, tempo e a composição do agente de cementação. Para se obter uma profundidade de cementação de aproximadamente 0,76 a 1,3 mm em um dente da engrenagem, o material é submetido a uma temperatura de 930°C por um tempo de 4 h com um agente de cementação, que pode ser sólido, líquido ou gasoso (DAVIS, 2005).

O principal objetivo do tratamento termoquímico é aumentar a dureza e a resistência ao desgaste superficial, porém deixando o meio da peça tenaz para que possa ter outras aplicações, como o aumento da resistência da peça à fadiga e à corrosão (SILVA e MEI, 2010).

Na cementação é recomendado usar aços de granulação fina, pois o mesmo tem melhor tenacidade tanto no núcleo como na superfície endurecida; aços de granulação grosseira tem uma maior capacidade de endurecimento apesar de exigir maior número de operações; já os aços de granulação fina precisam apenas de uma operação de têmpera (CHIAVERINI, 1988). A Figura 12 mostra a micrografia de um aço cementado e a camada endurecida.

A cementação sólida ou em caixa é realizada inserindo a peça dentro da caixa feita em aço, e dentro desta caixa é colocado um pó cementante rico em carbono, geralmente compostos de carvão e ativadores que podem ser carbonatos alcalinos. Esta caixa é colocada dentro do forno com temperatura em torno de 900 °C; a essa temperatura o oxigênio presente no ar se combina com o carbono do carvão mineral produzindo dióxido de carbono ($C + O_2 \rightleftharpoons CO_2$). O dióxido de carbono se une com o carbono do carvão, gerando monóxido de carbono ($CO_2 + C \rightleftharpoons 2CO$), entretanto, o mesmo irá se adaptar com o ferro do aço, gerando mais CO_2 ($3Fe + 2CO \rightleftharpoons Fe_3C + CO_2$). A essa temperatura, o carbono no meio cementante passa por difusão para a superfície da peça. A peça deve ser temperada para que não ocorra o amolecimento da sua superfície (SILVA e MEI, 2010).

Figura 12 - Micrografia de aço carbono cementado mostrando a camada endurecida



Fonte: SILVA E MEI, 2010.

3.5- Encruamento

O encruamento de um metal pode ser definido como sendo o seu endurecimento por deformação plástica.

Os períodos de relaxação para alguns processos atômicos significativos em cristais são tão extensos que o equilíbrio completo é raramente atingido, por este motivo que os metais apresentam a particularidade bastante útil de encruamento por deformação. O

encruamento por deformação plástica é um dos mais importantes métodos de endurecer os metais. O encruamento ocorre basicamente porque os metais se deformam plasticamente por movimento de discordâncias e estas interagem diretamente entre si ou com outras imperfeições, ou indiretamente com o campo de tensões internas de várias imperfeições e obstáculos. Estas interações levam a uma redução na mobilidade das discordâncias, o que é acompanhada pela necessidade de uma tensão maior para provocar maior deformação plástica (CALLISTER, 2015).

Ainda Segundo CALLISTER (2015), encruamento pode ser também chamado de trabalho a frio porque este fenômeno acontece em temperaturas abaixo da temperatura de recristalização. Por tanto, aumentando a temperatura, os efeitos do aumento da resistência do metal adquiridos pelo processo de trabalho a frio, podem ser diminuídos até voltar às suas propriedades originais.

Muitas teorias têm sido propostas para explicar o encruamento. A maior dificuldade reside no fato de determinar como a densidade e a distribuição das discordâncias varia com a deformação plástica.

Segundo COTTRELL (2002), encruamento foi o primeiro problema que a teoria de discordâncias tentou resolver e será provavelmente o último a ser resolvida, Qualquer teoria aceitável deve explicar as seguintes características:

- a) Deve prever a curva tensão-deformação que está de acordo com observações experimentais.
- b) Deve explicar a influência da temperatura sobre a curva tensão-deformação.
- c) O desenvolvimento das configurações assumidas pelas discordâncias durante os vários estágios da curva tensão-deformação deve ser consistente com as previsões acima citadas.
- d) A configuração das discordâncias em (c) deve ser consistente com as configurações observadas experimentalmente.

3.5.1 - Teoria de Taylor

Taylor propôs um modelo que predissesse a curva parabólica. As discordâncias, ao se moverem, interagem elasticamente com outras discordâncias em um cristal e travam-se.

Essas discordâncias travadas dão origem a tensões internas que, geralmente, aumentam a tensão de deformação.

Com isso, podemos concluir que o fenômeno do encruamento, é muito importante no que norteia a ciência dos materiais e a mecânica dos sólidos, pois ela age diretamente no

metal fazendo com que sua resistência aumente de forma que a aplicação desse metal na engenharia seja melhor utilizada para fins práticos.

3.5.2 Coeficiente de Encruamento

O coeficiente de encruamento é, normalmente, definido em função da equação de HOLLomon (1945), apresentada no ensaio de tração. Pode-se demonstrar que o coeficiente de encruamento, n , é igual à deformação uniforme ocorrida até o início da estricção. Quanto maior for o coeficiente de encruamento maior será a capacidade do material se deformar, em tração, sem que ocorra a estricção.

O material encruado produz um novo conjunto de valores para a curva tensão x deformação. Como esse estado é caracterizado por uma redução de área transversal considerável, é mais conveniente trabalhar na zona plástica com valores de tensão e deformação verdadeiras.

A curva de encruamento para ligas ferrosas, quando plotada como função das tensões e deformações sofridas, é satisfatoriamente descrita pela Eq. de Hollomon, cuja relação matemática, de caráter absolutamente experimental esta representada na equação (POLMEAR, 2005)

$$\sigma_r = K \epsilon_r^n$$

Equação 3.1

“K” é o coeficiente de resistência do material,

“ σ_r ” é a tensão verdadeira

“ ϵ_r ” é a deformação verdadeira

“ n ” é o coeficiente de encruamento

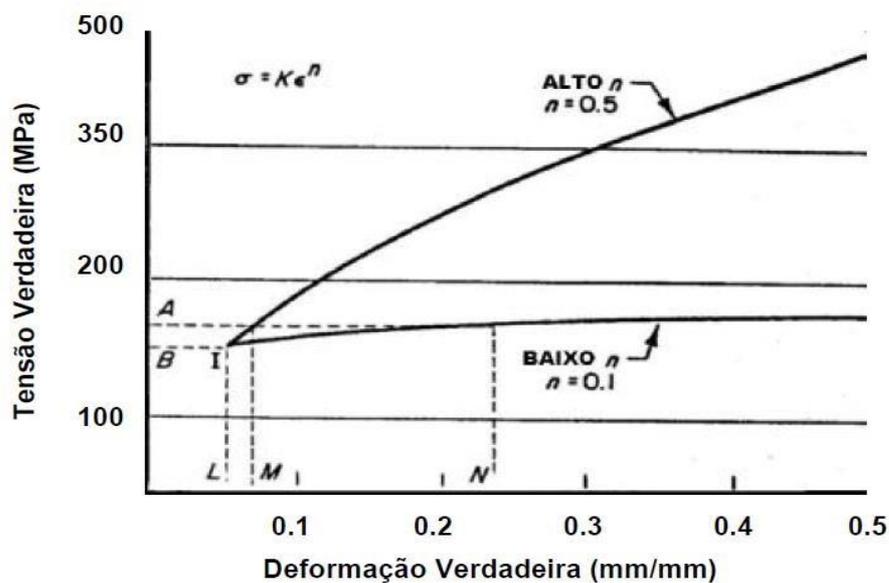
Estas grandezas variam de um material para outro, além de dependerem da condição do material tratado termicamente, conformado a quente ou a frio (CALLISTER, 2007).

Estudos realizados por HOLLomon (1945) mostraram que o coeficiente de encruamento possui uma relação dependente com o limite de resistência do material. Os experimentos realizados por este autor em aços carbono mostraram que, alterando a composição química do material e submetendo estes materiais a diversas condições de

tratamentos térmicos, o coeficiente de encruamento apresentou uma clara dependência com o limite de resistência.

SROUR JUNIOR, afirma que o expoente de encruamento (η) determina o aumento de tensão para cada incremento de deformação. Valores elevados de (η) apontam para materiais mais duros e mais resistentes à estrição. As modificações que (η) provoca na curva tensão-deformação real são mostradas na Figura 13 (SROUR JUNIOR, 2002).

Figura 13 - Influência de η sobre a curva tensão-deformação real



Fonte: SROUR JUNIOR, 2002.

3.5.3 - FATORES QUE AFETAM O COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO (η)

Alterações promovidas nas propriedades mecânicas de um material por meio de tratamentos térmicos ou mecânicos podem afetar o coeficiente de encruamento η . Estudos realizados por HOLLomon (1945) mostraram que o coeficiente de encruamento possui uma relação dependente com o limite de resistência do material. O coeficiente de encruamento está diretamente relacionado com as propriedades do material, e é definido como o expoente da relação entre tensão e deformação, conforme equação da conservação de energia descrita por HOLLomon (1945), dessa forma, o coeficiente de encruamento determina o incremento de tensão para cada incremento da deformação do material que está diretamente relacionado com as propriedades do material (alongamento).

4 - MATERIAIS E MÉTODOS

Esta pesquisa foi executada com a finalidade de analisar 3 (três) eixos de aço carbono de início comercializado como SAE 1045 que são comumente utilizados em barcos de pequeno porte denominada de rabeta, usados como meio transporte pela população ribeirinha na região norte do país. Estes eixos possuem 30 mm de diâmetro e 2500 mm de comprimento e são fabricados em pequenas metalúrgicas na periferia da cidade Belém e distrito de Icoaracy, região metropolitana da capital paraense. Portanto, para caracterizá-los foram realizadas as análises químicas, os tratamentos térmicos e termoquímicos, os ensaios de tração, para determinar as características mecânicas, as análises microestruturais por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV) a espectroscopia dispersiva de raios-X (EDS) e a dureza, que serviram de base para a determinação do tipo de aço oferecido pelo mercado interno e a possibilidade de melhoria destes eixos por mudança de estrutura e /ou composição.

A pesquisa baseou-se nas especificações e procedimentos adotados visando atender os requisitos da normativa SAE (*Society of Automotive Engineers* - EUA), a mais utilizada em todo o mundo para aços (aços sem adição de elementos de liga, além dos que permanecem em sua composição natural no processo de fabricação) e aços de baixa liga (aços com baixas porcentagens de elementos de liga).

4.1 - Materiais

Para a realização desta pesquisa, utilizaram-se corpos de prova (CPs) usinados a partir de eixos fabricados pelo processo de fundição e posterior trefilamento em seu estado de entrega como mostra a Figura 14. Os eixos de aço carbono foram adquiridos na zona comercial mais frequentada pelos ribeirinhos, chamada “Porto do Sal” na cidade de Belém, exclusivamente para realização deste trabalho. Assim, do material adquirido, foram utilizadas 78 amostras na seguinte disposição: 25 CPs para ensaios de tração segundo norma ASTM E8/E8m – 16^a; 25 (CPs) para ensaio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia dispersiva de raio-X (EDS); 25 CPs para ensaios de dureza e 03 CPs para análise química, como mostra a Tabela 3.

Figura 14 - Eixo de aço carbono utilizados em rabetas adquiridos no mercado local



Fonte: Silva, T. R., 2019.

Tabela 3 - Disposição de corpos de prova para ensaios mecânicos e micrográficos

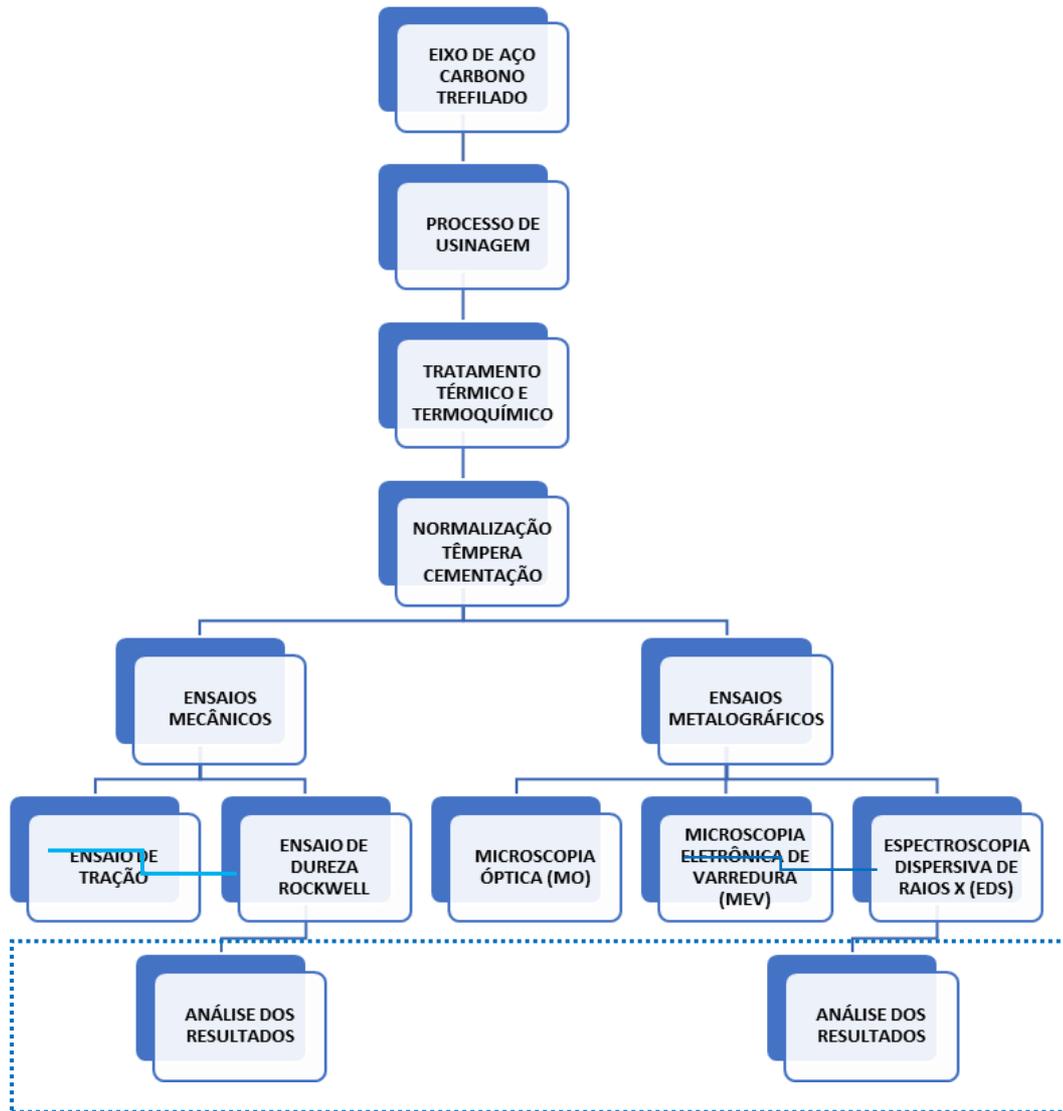
ENSAIO	QUANTIDADE
ENSAIO DE ANÁLISE QUÍMICA	3
ENSAIO DE TRAÇÃO	25
ENSAIO DE MO/MEV/EDS	25
ENSAIO DE DUREZA	25
TOTAL	78

4.2 – Métodos

4.2.1 - Procedimentos Experimentais

Após aquisição do material, os eixos foram usinados segundo as dimensões padronizadas para os ensaios de tração e cortados em forma fatias cilíndricas para o ensaio de dureza segundo norma ASTM E18-19 para materiais metálicos, sendo em seguida realizados os tratamentos térmicos e termoquímicos e os ensaios mecânicos e metalográficos conforme mostra a Figura 15, abaixo e fluxograma nos anexos.

Figura 15 - Fluxograma dos procedimentos realizados no estudo



Fonte: Do próprio autor, 2019.

4.2.2 – Usinagem do corpo de prova

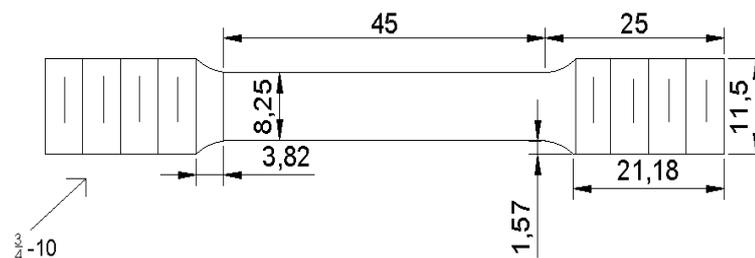
Os corpos de provas para o ensaio de tração foram usinados a partir dos eixos de aço carbono no torno ROMI modelo TORMAX nº de série 002-077339-801 conforme mostra a Figura 16, pertencente ao curso de mecânica do Instituto Federal do Pará - IFPA utilizando a norma ASTM E8/E8m – 16a, conforme Figura 17.

Figura 16 - Torno mecânico ROMI modelo TORMAX n° de série 002-077339-801



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 17 - Dimensões para confecção do corpo de prova de tração, segundo a norma ASTM E8/E8m 16a.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

4.2.3 – Tratamento térmico e termoquímico dos corpos de prova dos eixos de aço carbono.

Os corpos de prova de aço carbono utilizados para os tratamentos térmicos e termoquímicos foram dispostos da seguinte forma: 20 (vinte) CPs provenientes da usinagem segundo norma ASTM E8/E8m 16a, conforme Figura 18; 40 (quarenta) CPs cortados do eixo de seção circular com 30 mm de diâmetro com 20 mm de altura como mostrado na Figura 19b, mediante a utilização de uma cortadora metalográfica CM 80 marca TECLAGO, mostrada na Figura 19a, sendo que 20 (vinte) desses corpos serão utilizadas para as análises de MO, MEV e EDS e os 20 (vinte) demais, para os ensaios de dureza. Os 10 (dez) CPs restantes, sem tratamento térmico, também serão ensaiados por tração, MO, MEV, EDS e

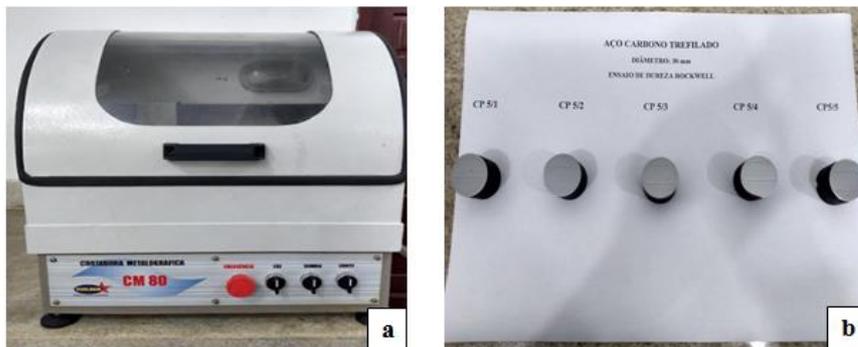
dureza. A temperatura e o tratamento térmico que serão utilizados na pesquisa estão descritos na Tabela 4.

Figura 18 – Corpo de prova segundo norma ASTM E8/E8m 16a utilizados para a realização de tratamento térmico.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 19 – (a) Cortadora Metalográfica, (b) corpo de prova em bolachas de 20 mm



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Tabela 4 - Tratamento térmico, temperatura, tempo de permanência e meio de resfriamento utilizados no estudo.

TRATAMENTO TÉRMICO	TEMPERATURA DO TRATAMENTO TÉRMICO (°C)	TEMPO DE PERMANÊNCIA (min)	MEIO DE REFRIAMENTO
NORMALIZAÇÃO	880	150	Ao ar
TÊMPERA	860	30	Óleo mineral
REVENIMENTO	200	50	No forno
CEMENTAÇÃO	950	360	No forno

Fonte: Do próprio autor, 2019.

Inicialmente todos os 60 (sessenta) CPs foram normalizados em um forno tipo mufla, da marca JUNG com patamar de temperatura até 1200 °C apresentado na Figura 20; a

temperatura utilizada foi de 880°C durante 150 minutos resfriado ao ar. O objetivo desse tratamento foi produzir nos CPs, uma microestrutura perlítica e refinada que é tipicamente obtida quando aços carbono são submetidos a essas condições. Em seguida foram realizados os demais tratamentos térmicos e termoquímicos como mostra a Tabela 5.

Tabela 5 - Tratamento térmico e termoquímico realizado nos 60 corpos de prova.

TRATAMENTO TÉRMICO	CORPOS DE PROVAS SEGUNDO NORMA ASTM E8/E8m 16a	CORPOS DE PROVA DE SEÇÃO CIRCULAR (30mm X 20 mm)
NORMALIZAÇÃO	5	10
NORMALIZAÇÃO, TÊMPERA SEGUIDA DE REVENIMENTO	5	10
NORMALIZAÇÃO, TÊMPERA E CEMENTAÇÃO	5	10
NORMALIZAÇÃO E CEMENTAÇÃO	5	10
TOTAL		60

Figura 20 – Forno mufla utilizado para o tratamento térmico dos corpos de prova



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Após o tratamento térmico de normalização foi realizado o tratamento térmico de têmpera em 10 (dez) CPs usinados segundo norma ASTM E8/E8m – 16a e em 10 (dez) CPs de seção circular com a temperatura de 860°C durante 30 minutos e posteriormente arrefecidos em óleo mineral como mostra a Figura 21. Após a têmpera, foram revenidos 05 CPs segundo a norma ASTM e 05 CPs de seção circular; a temperatura de revenimento usada foi de 200 °C durante 50 minutos com o meio de resfriamento sendo o próprio forno. O objetivo desta etapa foi aliviar as tensões causadas durante a têmpera.

Figura 21 – Meio de arrefecimento após tratamento térmico de têmpera – Óleo mineral



Fonte: Do próprio autor, 2019.

O processo de cementação do conjunto de CPs usinados e cilíndricos já normalizados (15 CPs) foi realizado no mesmo forno tipo mufla em caixa com ambiente rico em granulados de carbono como mostra a Figura 22, à temperatura de 930 °C por 360 minutos. O resfriamento foi realizado dentro do forno. Para os 15 corpos de prova usinados e cilíndricos temperados e cementados fez-se a normalização, a têmpera e a cementação respectivamente, obedecendo às temperaturas, o tempo e o meio de resfriamento descrito na Tabela 5.

Figura 22 – Caixa para cementação sólida



Fonte: Do próprio autor, 2019.

A fim de se obter uma maior distinção entre a região da superfície e do núcleo dos CPs, devido às diferenças microestruturais das fases presentes no material, todos foram

tratados experimentalmente no laboratório de mecânica do Instituto Federal do Pará (IFPA) em diferentes tempos e meios de resfriamento obedecendo às normas do METALS HANDBOOK, 1991.

4.2.4 - Caracterização mecânica do aço carbono do estudo

Dos 25 (vinte e cinco) CPs usinados, onde 05 (cinco) não foram submetidos a algum tipo de tratamento térmico e 20 outros, devidamente tratados termicamente, tiveram suas resistências mecânicas avaliadas através do ensaio de tração, realizado em uma máquina de ensaio universal AROTEC modelo WDW 1006 pertencente no laboratório do curso de Engenharia dos Materiais do IFPA com USB acoplado a um computador com sistema de aquisição de dados como mostra a Figura 23. Todos os ensaios foram realizados com velocidade de deslocamento da máquina de 2mm/min, salientando que os corpos de prova provenientes dos três eixos adquiridos no mercado interno, foram confeccionados segundo a norma ASTM E8/E8m – 16a, cujos detalhes podem ser visualizados na Figura 17.

Figura 23 – Máquina de ensaio de tração AROTEC modelo WDW 1006 - USB acoplado ao computador com sistema de aquisição de dados.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

4.2.5 – Cálculo do coeficiente de encruamento (η) – caracterização pelo método de Hollomon.

A partir dos dados obtidos no ensaio de tração (Work Sheet), calculou-se a tensão e deformação real ou verdadeira para plotagem do gráfico com a curva real e assim poder determinar o coeficiente de encruamento (η) segundo o método de Hollomon, apresentado na equação 3.1.

$$\sigma_r = k \epsilon_r^n \quad [3.1]$$

Aplicando as propriedades logarítmicas tem-se as equações 3.2 e 3.3.

$$\ln \sigma_1 = \ln K + n * \ln \epsilon_1 \quad [3.2]$$

$$\ln \sigma_2 = \ln K + n * \ln \epsilon_2 \quad [3.3]$$

Isolando log de k na equação 3.3

$$\ln K = \ln \sigma_2 - n * \ln \epsilon_2 \quad [3.4]$$

Substituindo a equação 3.4 na equação 3.2;

$$\ln \sigma_1 = \ln \sigma_2 - n * \ln \epsilon_2 + n * \ln \epsilon_1 \quad [3.5]$$

Rearmando a equação 3.5 e colocando em evidência o (n), temos;

$$n(\ln \epsilon_2 - \ln \epsilon_1) = \ln \sigma_2 - \ln \sigma_1 \quad [3.6]$$

Reorganizando a equação;

$$n = \frac{\ln \sigma_2 - \ln \sigma_1}{\ln \epsilon_2 - \ln \epsilon_1} \quad [3.7]$$

A equação 3.7 será utilizada para os cálculos do coeficiente de encruamento (η) baseado na lei de Hollomon (1945), usando a curva tensão versus deformação real ou verdadeira, válidas para o escoamento e a estricção.

4.2.6 - Caracterização Estrutural da Liga

4.2.6.1 - Procedimentos de preparação das amostras para análise microestrutural

As características microestruturais dos eixos são reveladas pelos corpos de prova como sem tratamento térmico (ST) e tratadas termicamente, a partir do lixamento e polimento da secção cortadas do eixo. Após terem sido lixadas e polidas com pasta de diamante de 6 μ , sendo esta operação realizada em uma máquina politriz rotativa. As amostras foram atacadas por imersão, em solução de “Nital” de composição [10 ml HNO₃, 190ml CH₂H₅OH], preparadas segundo normatização técnica de metalografia (ASM INTERNATIONAL, 2004). Após serem realizados o ataque químico, as amostras foram lavadas em água corrente, e posteriormente com acetona e secadas com um secador de ar quente.

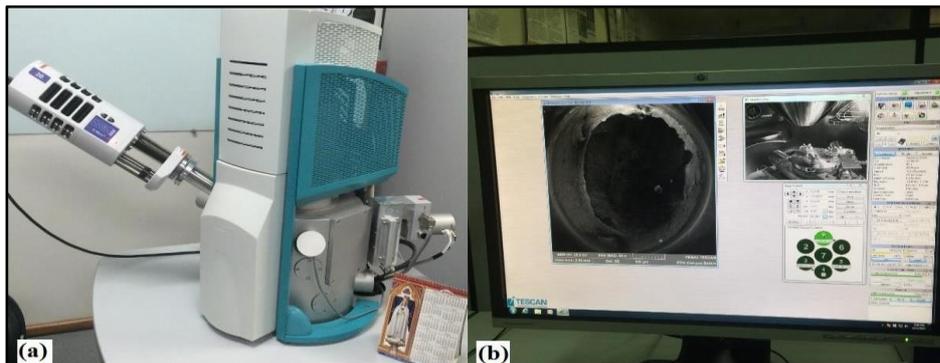
A obtenção das microestruturas foi feita por um Microscópio Óptico AXIO Lab. A1 Carl Zeiss do Laboratório de Inspeção do Curso de mecânica do IFPA como mostra a Figura 24. O microscópio eletrônico de varredura (MEV) Figura 25, usado para a análise das amostras, e que também permite a obtenção de análises de espectrometria de energia dispersiva de raios-x (EDS), princípio esse fundamentado em medir a energia associada a cada elétron dos átomos e íons, que são constantemente excitados pelo feixe de elétrons incidente do equipamento. Nesse microscópio foi possível capturar microimagens da superfície dos corpos de prova, com ampliações de 500x e 1000x.

Figura 24 – Microscópio Óptico AXIO Lab. A1 Carl Zeiss



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 25 – Microscópio Eletrônico de Varredura



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Para a limpeza das superfícies dos CPs, foi usado um limpador ultrassônico com tanque de aço da marca Kondortech Digital Ultrasonic Cleaner, conforme Figura 26. Esse aparelho emite ondas de ultrassom que age sobre uma solução de álcool etílico absoluto, P.A. 99,99 e acetona P.A.

Figura 26 – Limpador Ultrassônico



Fonte: Do próprio autor, 2019.

4.2.7 - Ensaio de dureza

As medidas de dureza HRB das amostras do aço carbono antes e após os tratamentos térmicos e termoquímicos, foram realizadas no Laboratório de Ensaios do curso de mecânica do IFPA, fazendo uso de um durômetro eletrônico de bancada marca Hardness com penetrador de aço esférico como mostra a Figura 27. Nessa operação, foi utilizada uma carga de 100 Kgf. Para este teste foi utilizada a norma ASTM E18-19 para materiais metálicos.

Figura 27 – Durômetro eletrônico de bancada marca Hardness



Fonte: Do próprio autor, 2019.

5 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 - Análise Química

As análises químicas dos 03 (três) eixos de aço carbono adquiridos para o estudo foram realizados no IFPA no Laboratório de Caracterização da Engenharia de Materiais, por uma fluorescência de raios X, da marca BRUKER e relacionadas com suas respectivas especificações. A Tabela 6 apresenta a composição química dos CPs de aço carbono.

Tabela 6 - Composição química do aço carbono (% em massa)

EIXO	Si	Ca	Cr	Mn	Fe
EIXO 1	0,307	0,164	0,117	0,743	98,5
EIXO 2	0,337	0,192	0,119	0,755	98,8
EIXO 3	0,301	0,197	0,121	0,752	98,5

A análise de fluorescência demonstrou a composição química em parte por milhão (ppm) nos corpos de prova dos 3 (três) eixos em questão. Nessa análise foi visualizada a concentração dos seguintes elementos: silício (Si) que é responsável por promover o aumento da dureza e resistência nos materiais. O cálcio (Ca), que proporciona uma melhoria na resistência mecânica e o torna mais limpo conforme citado por Marcon (2007). O cromo (Cr), que permite ter a melhora da temperabilidade bem como a resistência à corrosão e à abrasão. O manganês (Mn), que contribui para o aumento da dureza e a resistência mecânica além de possuir ação desoxidante, e ferro (Fe) que é o principal elemento constituinte da liga, cujo teor está acima de 98% nas amostras estudadas. Constata-se desse modo, que o aço carbono adquirido no mercado apresenta o teor de manganês com limite intermediário entre 0,60 % a 0,90%. Como a fluorescência de raios X do IFPA não detecta o elemento carbono (C) (carbono), o teor deste elemento será estimado de forma semiquantitativa a partir do EDS. A intenção do estudo é detectar o carbono próximo do mínimo especificado para a aplicação em eixos que podem ser utilizados em embarcações com boas condições de operacionalidade do material. Outro ponto positivo é que o manganês não interfere de maneira significativa na soldabilidade do aço, conferindo assim, melhores resultados em soldagem, porém deve-se ter um controle muito preciso sobre o teor de enxofre para que não haja formação exagerada de inclusões de sulfeto de manganês (ALVES FILHO, 2004; ZAKY, 2008).

5.2 – Caracterizações Morfológicas

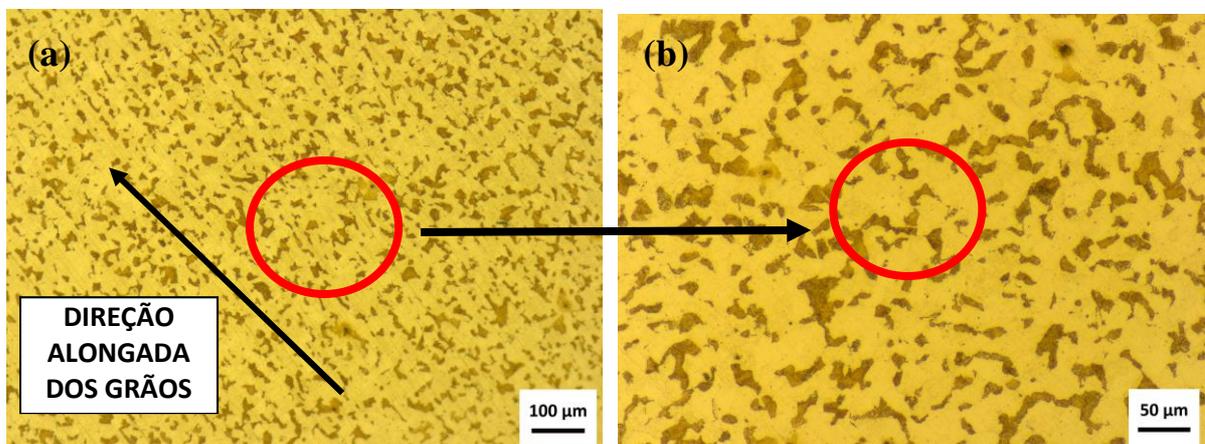
Nesta etapa do trabalho são apresentados e discutidos os resultados obtidos na análise qualitativa da microestrutura do material para identificação das fases presentes.

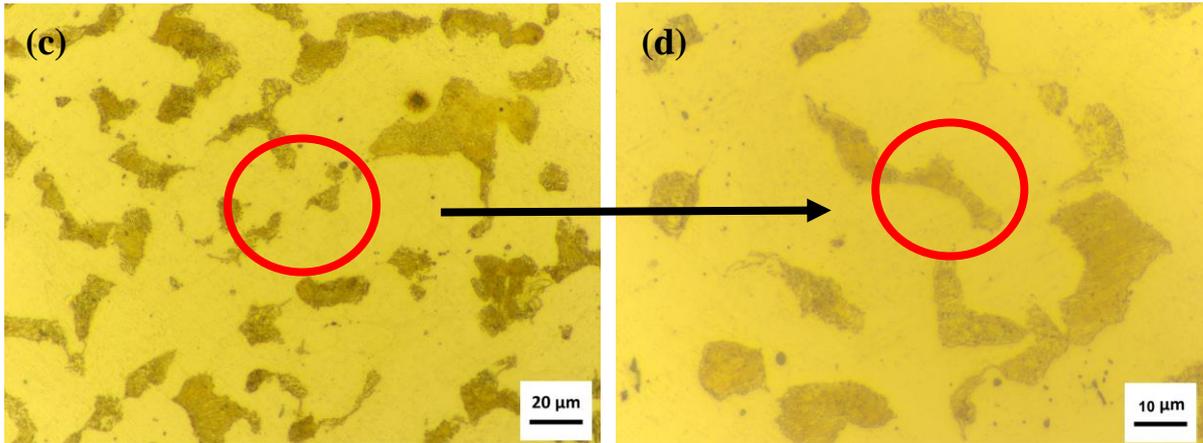
5.2.1- Microscopia óptica

As imagens de microscopia óptica permitiram identificar visualmente as diferenças microestruturais dos CPs. Através da metodologia apresentada em materiais e métodos, foram coletadas imagens no microscópio óptico na ampliação de 100x, 200x, 500x e 1000x.

As Figuras 28 (a), (b), (c) e (d), mostram que o aço carbono sem tratamento térmico (ST) possui uma microestrutura característica de aço com baixo teor de carbono, pois apresenta uma estrutura perlítica que é um arcabouço lamelar formado pelas fases ferrita e pelo microconstituente cementita; este, rico do elemento carbono. Basicamente esta microestrutura consiste em matriz ferrítica com o microconstituente perlítico. Observa-se ainda, que na figura 28 (a) podem ser visualizados os grãos alongados típicos de eixos fabricados pelo processo de conformação mecânica de trefilação. A Figura 29 mostra o aço do estudo normalizado com aumento de 100x, 200x, 500x e 1000x; este é formado por uma microestrutura refinada cuja composição é ferrita (região clara) e perlita (região escura), distribuídas uniformemente. A figura também mostra a quantidade de poros internos que o eixo apresenta, oriundo do processo de fabricação.

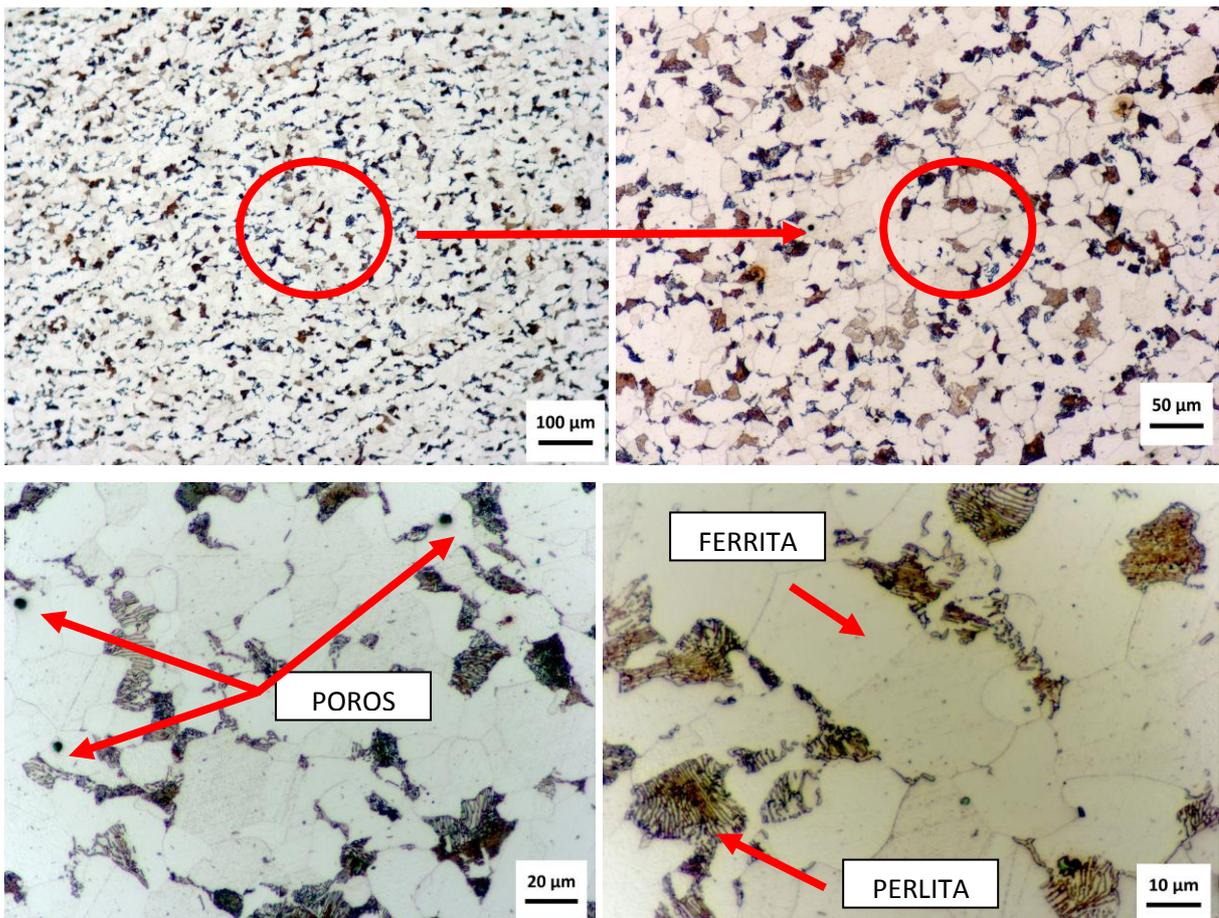
Figura 28 – Microestrutura do aço carbono sem tratamento térmico com aumento de 100x, 200x, 500x e 1000x.





Fonte: Do próprio autor, 2019.

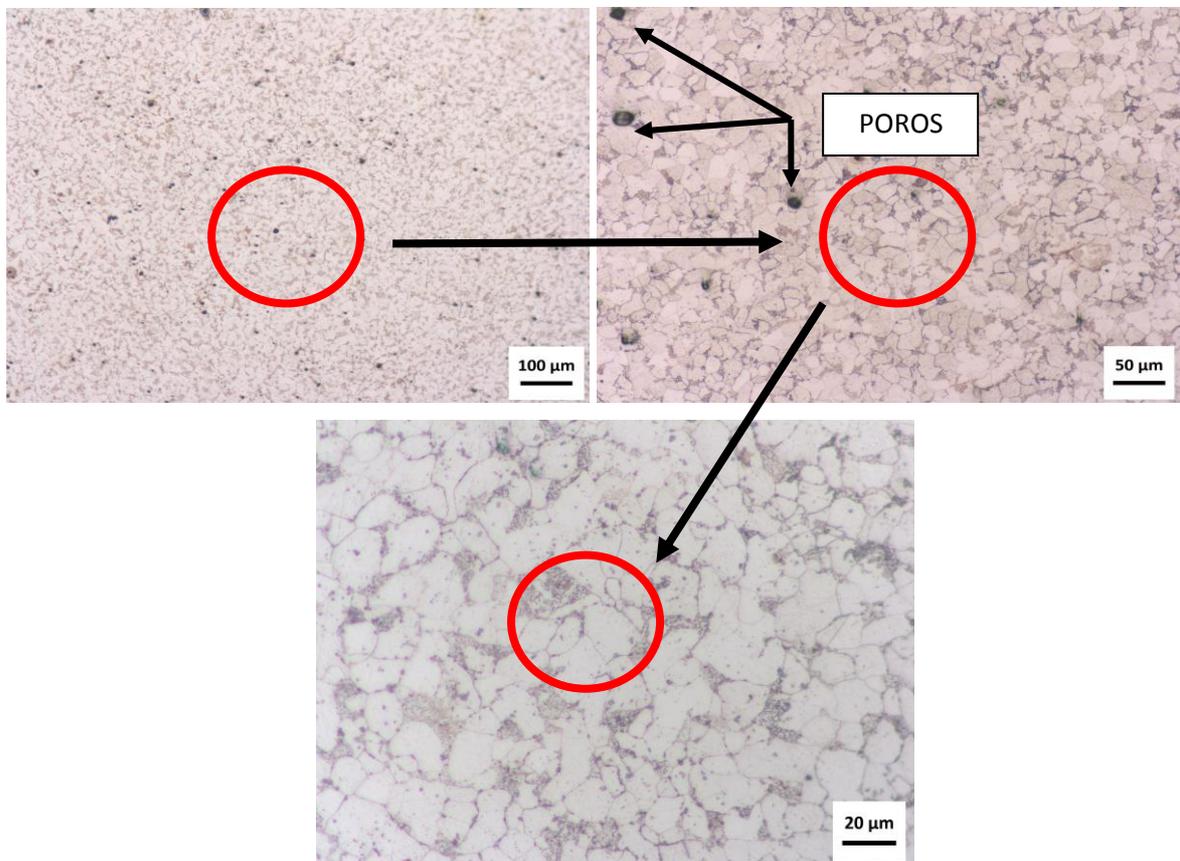
Figura 29 – Microestrutura do aço carbono utilizado na pesquisa normalizado, formado por ferrita (regiões claras) e perlita (regiões escuras) com aumento de 100x, 200x, 500x e 1000x.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

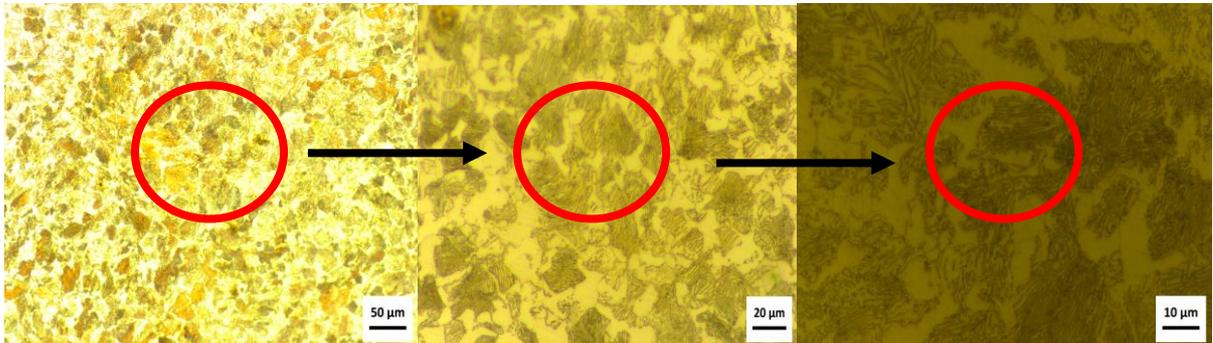
Observando as imagens metalográficas da figura 30 na condição normalizada, temperada e revenida (NTR), nota-se que a superfície carbonetada apresenta uma estrutura de perlita concentrada no centro do corpo de prova, o que evidencia que a têmpera não teve transformação martensítica pelo pouco teor de carbono existente no material. A região superficial apresentou um aumento da quantidade de perlita na microestrutura uma vez que esta fase encontra-se menos espaçada. As bordas dos CPs NTR apresentaram descarbonetação. A Figura 31 mostra o aço do estudo na condição normalizado, temperado e cementado (NTC) na borda da amostra e a Figura 32 apresenta o mesmo aço com a microestrutura realizada no centro da amostra, onde é possível observar que com a têmpera, seguida de cementação realizada em granulado rico do elemento carbono, esta microestrutura apresenta menor quantidade de ferrita e maior quantidade de perlita na superfície. Observa-se também a ausência de estrutura martensítica pelo pouco carbono na composição do material, mas evidencia-se a concentração maior de carbono dos CPs na borda pelo escurecimento da estrutura, já que o ataque por Nital revela o carbono presente na estrutura.

Figura 30 – Microestruturas do aço na condição normalizado, temperado e revenido é visualizada a superfície do corpo de prova nos aumentos 100x, 200x e 500x.



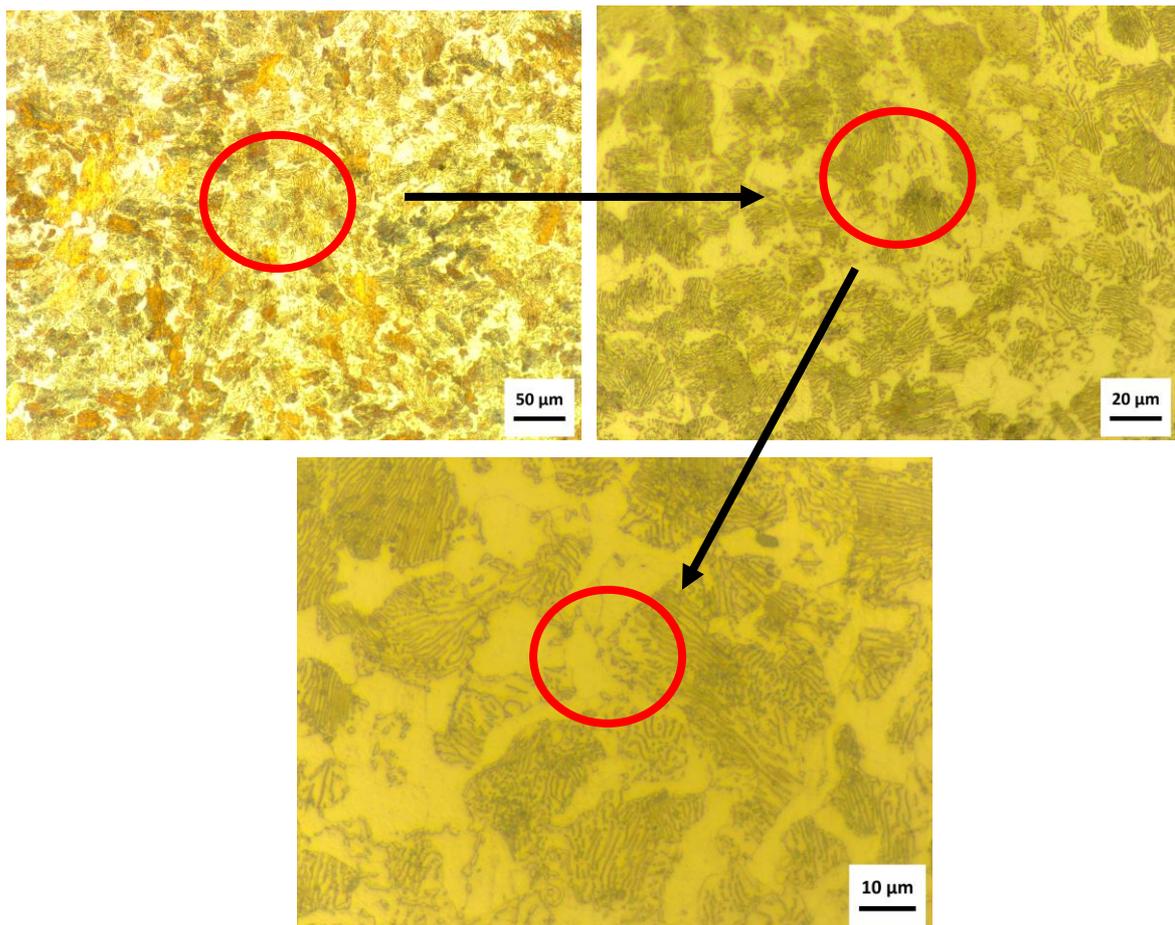
Fonte: Do próprio autor, 2019

Figura 31 – Microestruturas da borda do aço na condição normalizado, temperado e cementado nos aumentos de 200x, 500x e 1000x.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 32 – Microestruturas do centro do aço na condição normalizado, temperado e cementado (NTC) nos aumentos 200x, 500x e 1000x.

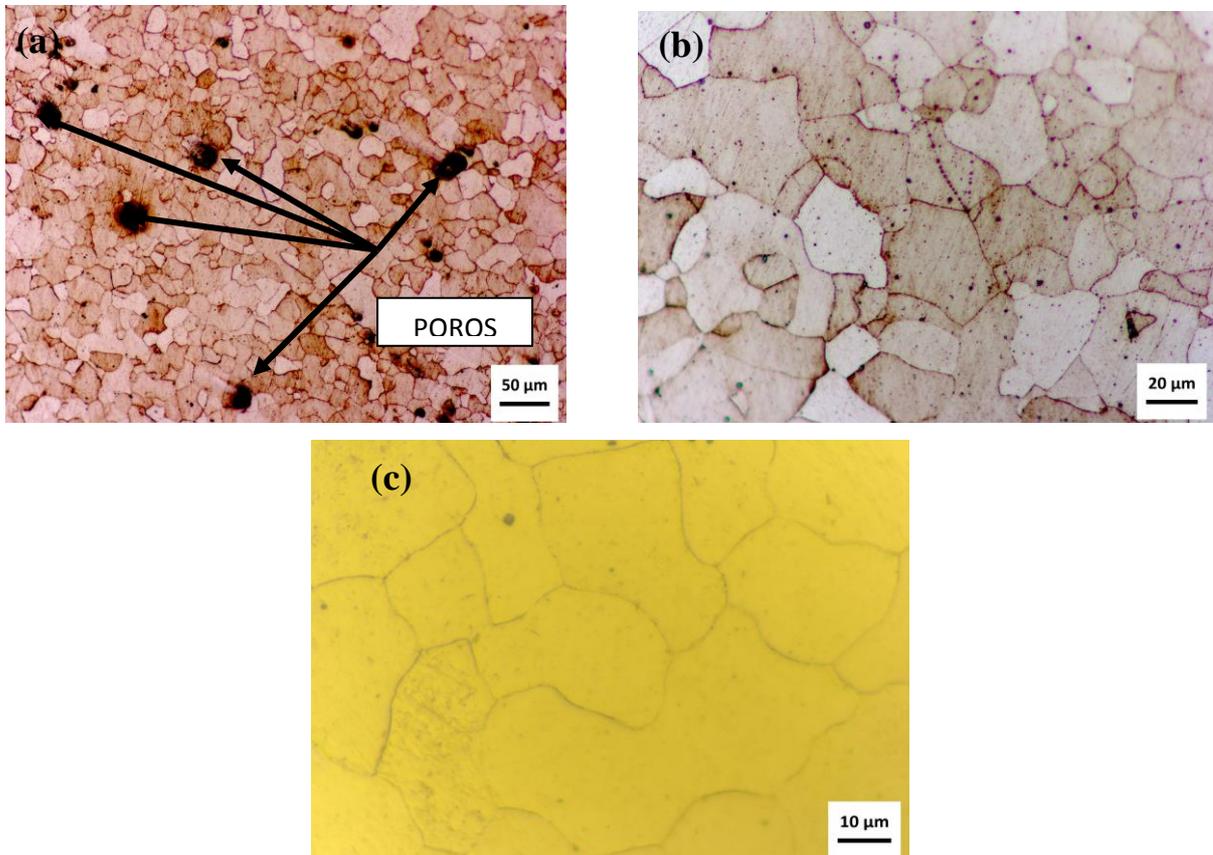


Fonte: Do próprio autor, 2019.

Analisando as microestruturas das Figuras 32, na condição normalizada, temperado e cementado (NTC), nota-se uma diferença microestrutural entre as superfícies e o núcleo; isso se deve ao processo de cementação. As imagens mostram que a superfície carbonetada não foi atingida formando uma microestrutura de perlita e ferrita, e não apresenta descarbonetação superficial. A principal mudança microestrutural observada é o aumento da quantidade de perlita na borda da amostra.

Analisando as microestruturas da Figura 33, na condição normalizada e cementada (NC), nota-se uma diferença microestrutural entre as superfícies (a) e (b) da borda e (c) do centro da amostra, ou seja, há uma quantidade muito maior de grãos de perlita na borda do que no centro; isso é devido ao processo de cementação. As imagens mostram que a superfície carbonetada não foi atingida, formando uma microestrutura geral de perlita e ferrita, e não apresenta descarbonetação superficial. A principal mudança microestrutural observada é o aumento da quantidade de perlita na borda.

Figura 33 – Microestruturas da borda do aço na condição normalizado, e cementado (NC) nos aumentos (a) borda 200x, (b) borda 500x e (c) centro 1000x.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

A ideia original do estudo é de se preservar o centro com a microestrutura original de aço carbono, ferrita e perlita e, modificar somente a superfície, então os tratamentos térmicos utilizados foram condizentes com as microestruturas adquiridas.

5.2.3 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Espectroscopia Dispersiva de raios X (EDS)

Como o aço carbono do estudo apresentou uma microestrutura refinada nas análises de microscopia óptica, percebeu-se a necessidade de uma profundidade de foco maior para que se obtivesse uma imagem adequada e assim melhorar os resultados das análises metalográficas. Como alternativa, foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura (MEV), por elétrons secundários e a Espectrometria Dispersiva de Raios X (EDS). As análises qualitativas de EDS mostram que a matriz do aço estudado em todos os tratamentos submetidos, em geral, não difere em sua composição química. Entretanto, em todas as amostras submetidas, percebe-se que não houve apresentação de picos de enxofre (S) que é um elemento sempre presente nos aços carbono comum. Os picos não presentes nas amostras sugerem que o S (enxofre) foi totalmente solubilizado na matriz quando fundido no processo convencional de produção. Os picos do manganês (Mn), do alumínio (Al) e do silício (Si), dentre outros elementos, foram identificados no precipitado dos mapas de todos os CPs com ou sem tratamento térmico, o que sugere a substituição de átomos de ferro por estes átomos, formando as inclusões e precipitações, como já foi mencionado por SUSKI e OLIVEIRA (2013) em seu trabalho, a presença desses elementos na estrutura, não é nociva ao aço.

As micrografias obtidas no MEV foram adquiridas com aumentos de 1000x e 5000x, das microestruturas do aço carbono em estudo, para as condições de sem tratamento térmico, normalizado, normalizado temperado e revenido, normalizado temperado e cementado e normalizado cementado.

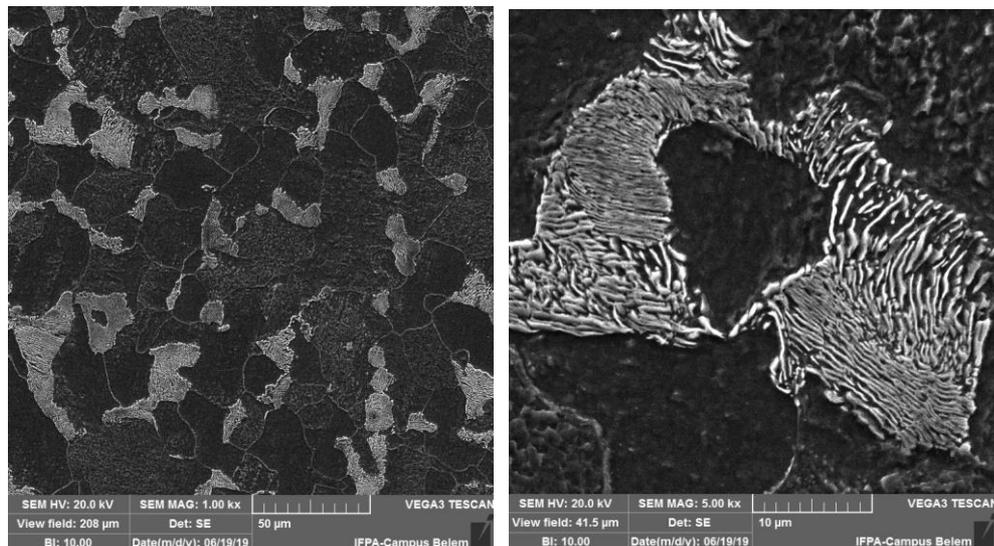
Uma comparação entre as micrografias obtidas dos corpos de prova nas condições dos tratamentos térmicos aplicados permite afirmar que, através de uma percepção visual, a microestrutura da perlita é evidente em todos os tratamentos. Embora não seja possível qualificar as lamelas de perlita (espessura e comprimento), parâmetros importantes na influência das propriedades mecânicas do material; é possível, no entanto, observar que os grãos dessa microestrutura, apresentam diferenças no tamanho e na distribuição na matriz de ferrita para os diferentes tratamentos térmicos.

Para todos os CPs, que sofreram o tratamento de normalização, foi obtido um maior refinamento das microestruturas em geral. Ainda sobre os CPs normalizados foi percebido

que, entre os tratamentos, térmico e termoquímico, este último apresentou um maior refinamento da estrutura perlítica.

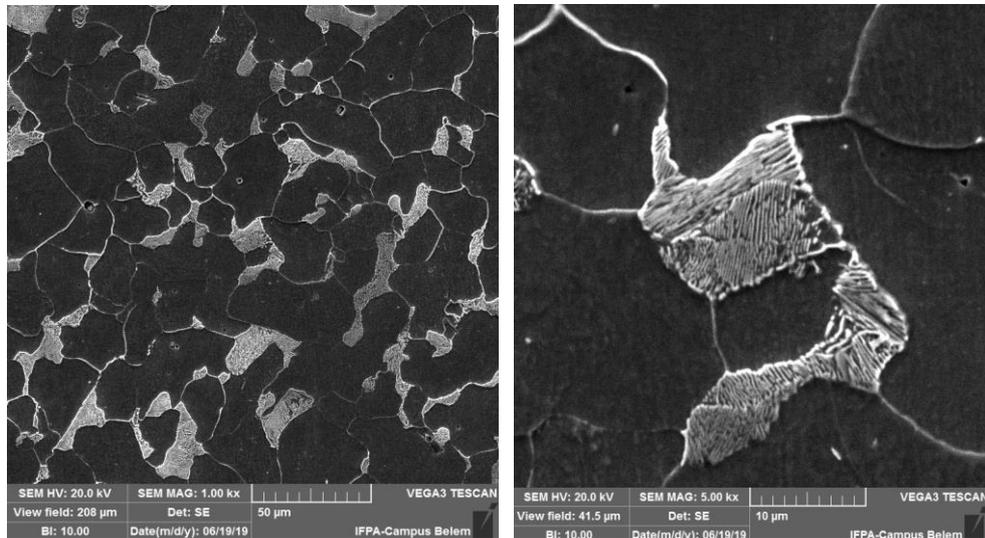
A figura 34 mostra o MEV, e as figuras 35 e 36 mostram o EDS em forma de mapas respectivamente, do aço carbono sem tratamento térmico (ST) obtidas no centro da amostra. A Figura 37 mostra o MEV na borda do aço na mesma condição. Obedecendo à estrutura de aços com baixo teor de carbono, este CP apresenta-se com uma matriz ferrítica com grãos de perlita; observa-se também que a borda possui a mesma morfologia do centro e por esta razão não se fez necessário replicar os mapas de EDS para este CP. Analisando os mapas nota-se a presença dos elementos alumínio e silício além do elemento manganês comumente encontrado em aço carbono em um pico significativo. Os pontos 2 e 4 no mapa da varredura da Figura 37 apresentam um significativo aumento de 9,48 e 7,29 respectivamente em porcentagem peso (pp) do elemento carbono, por estarem na região da perlita.

Figura 34 – Micrografia observada em MEV do aço carbono sem tratamento térmico (ST) com aumento de 1000x e 5000x. Matriz ferrita com grãos de perlita no centro do corpo de prova.



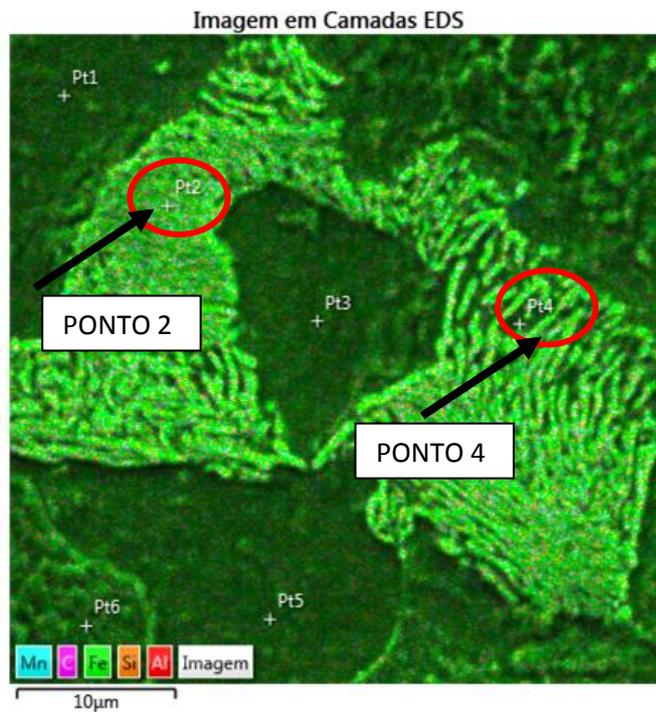
Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 35 - Micrografia observada em MEV do aço carbono sem tratamento térmico (ST) com aumento de 1000 e 5000x. Matriz ferrita com grãos de perlita na borda do corpo de prova.



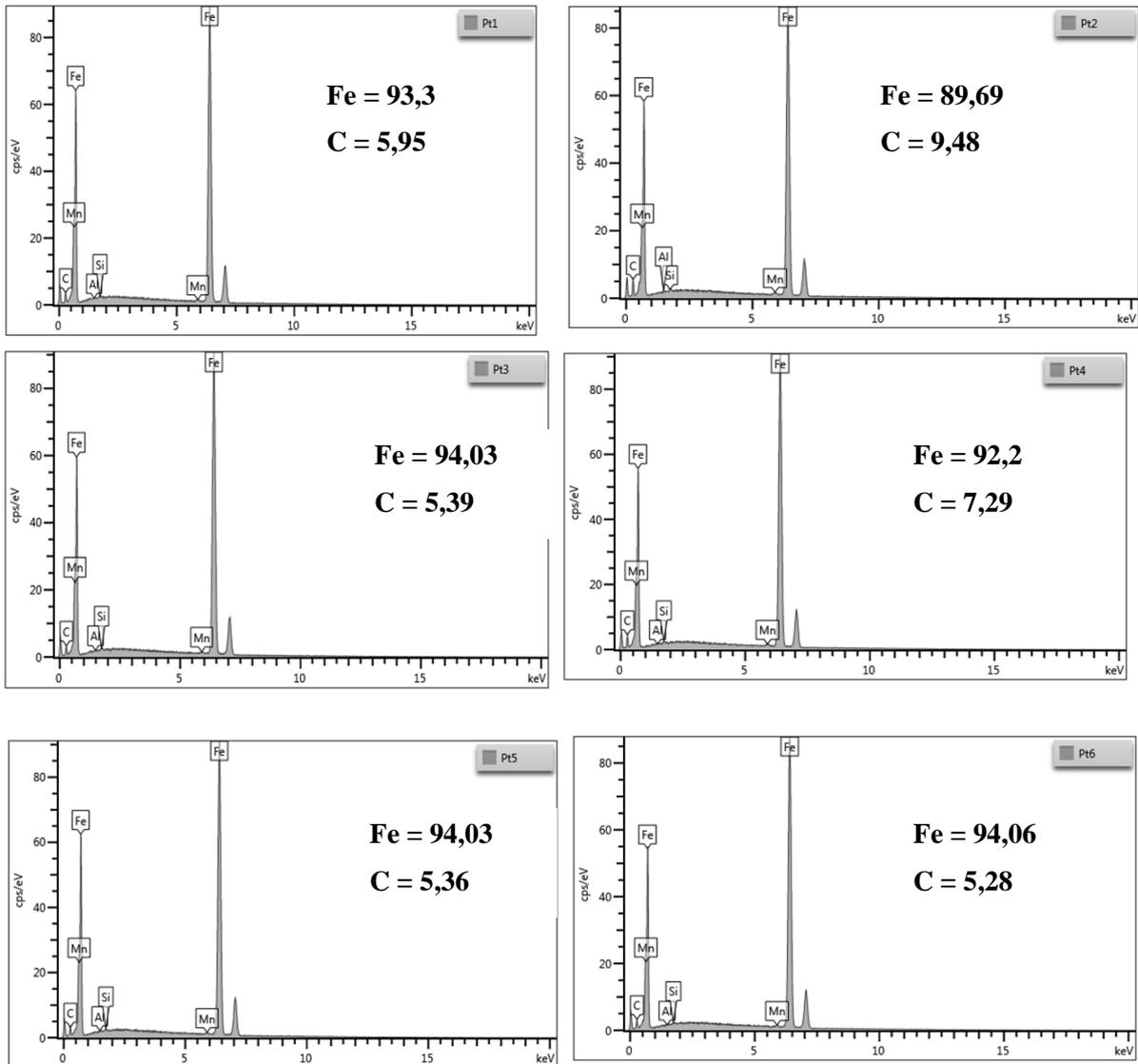
Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 36 – Micrografia do EDS do aço carbono sem tratamento térmico (ST) com aumento de 5000 vezes, no centro mostrando os pontos definidos de varredura.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 37 – Mapa do EDS do aço carbono sem tratamento térmico (ST) com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3, 4, 5 e 6 com seus elementos.

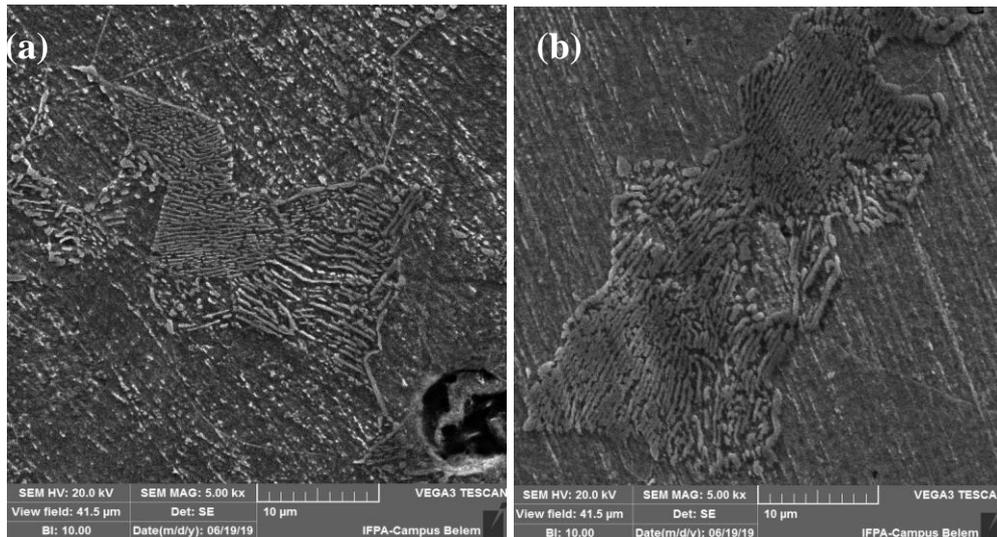


Fonte: Do próprio autor, 2019.

As figuras 38a e 38b mostram o MEV do CP de aço carbono normalizado. Observa-se que na estrutura refinada do material após o tratamento térmico, também não há a modificação da morfologia do centro 38a e borda 38b do corpo de prova. Analisando os mapas de EDS da Figura 40, nota-se a presença dos elementos alumínio, silício e manganês comumente encontrados em aço carbono, destacando-se o pico de manganês de forma significativa. Os pontos 2 e 3 no mapa da varredura da figura em questão, apresentam um leve aumento de 6,8 e 5,57 em (pp) do elemento carbono por estarem na região da perlita. A diminuição do teor de carbono em referência ao corpo de prova trefilado sem tratamento

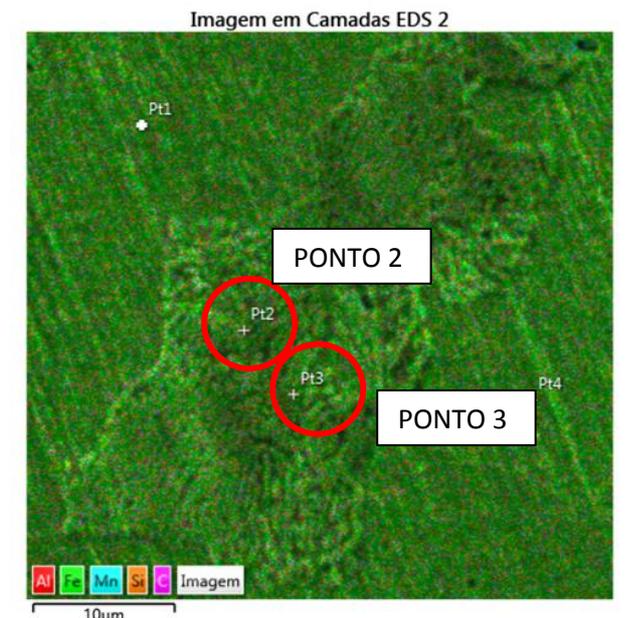
térmico, se dá pelo estreitamento das lamelas de cementita devido ao refinamento da microestrutura resultante do tratamento térmico de normalização.

Figura 38 - Micrografia observada em MEV do aço carbono normalizado com aumento de 5000x. Matriz ferrita com grãos de perlita: (a) no centro e (b) na borda do corpo de prova.



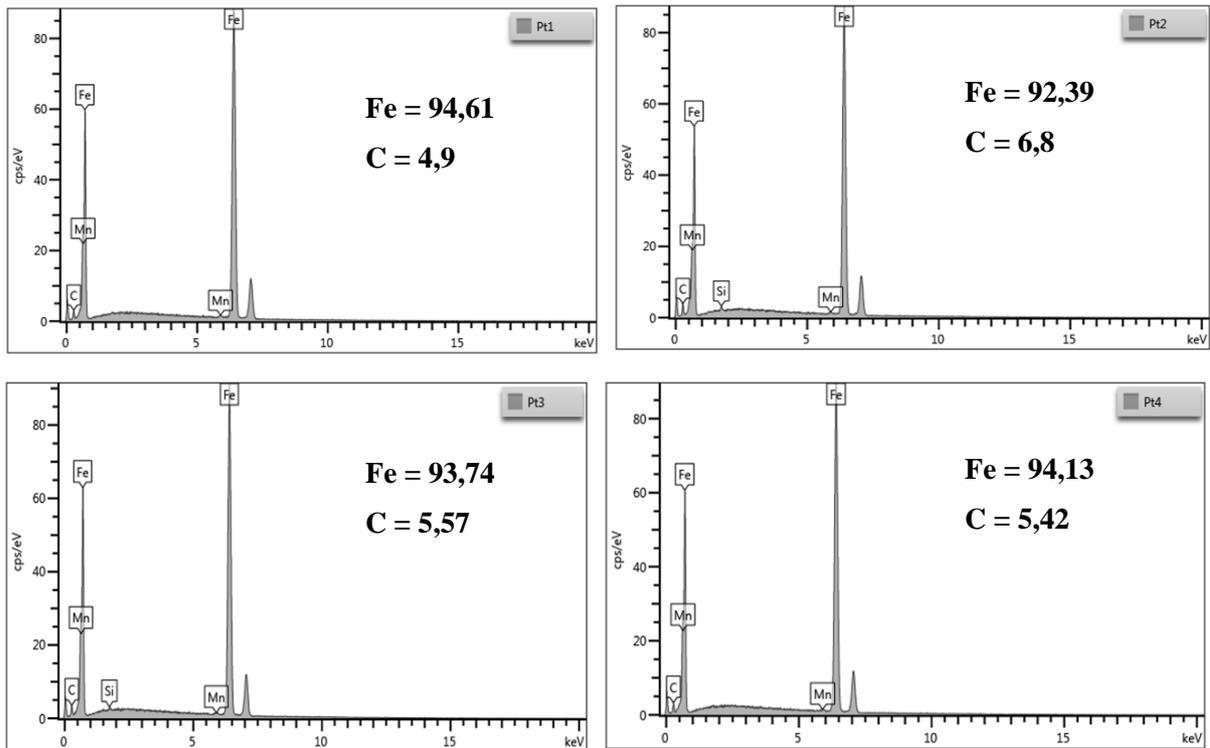
Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 39 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado com aumento de 5000x, mostrando os pontos definidos de varredura.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

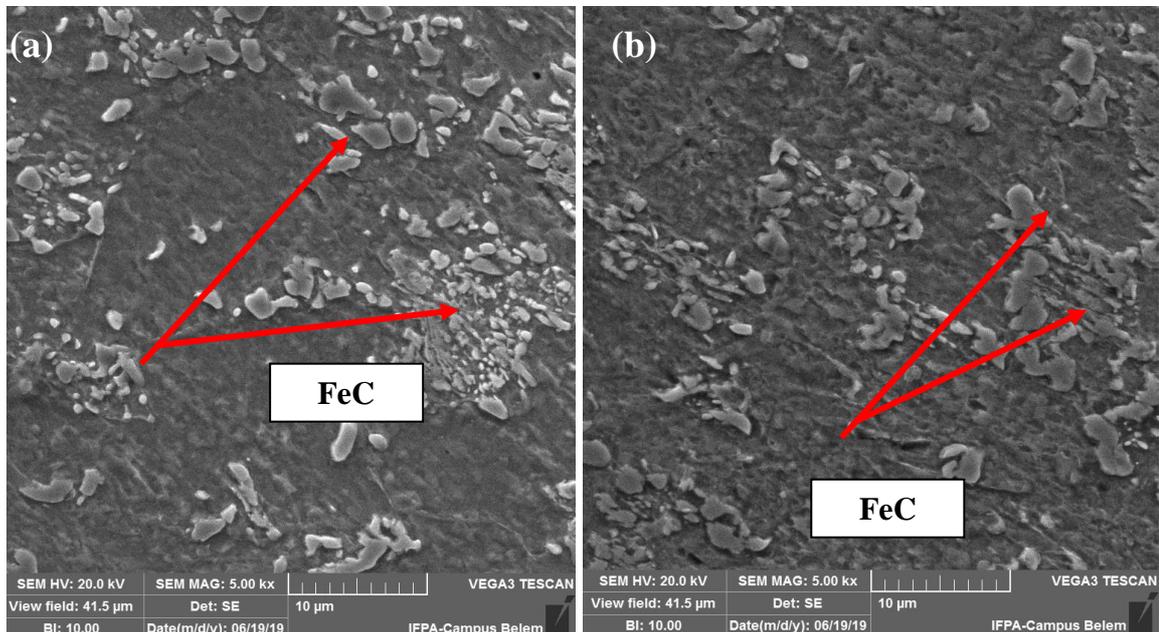
Figura 40 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3, e 4 com seus elementos.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

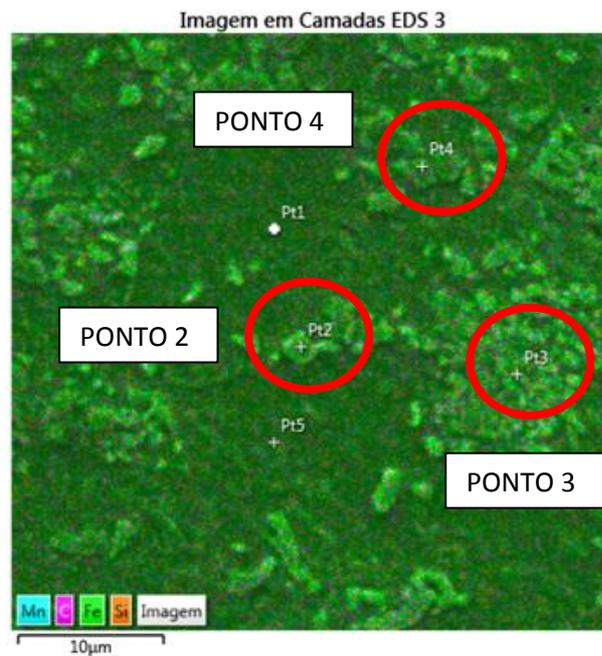
A figura 41 mostra o MEV do CP de aço carbono normalizado, temperado e revenido. Observa-se que após o tratamento térmico de têmpera houve uma modificação na superfície do material. Nesse CP foram localizadas precipitados de carboneto de ferro (FeC) na matriz ferrítica do aço carbono e identificados pelos respectivos espectros de EDS. Analisando os mapas de EDS da Figura 42, nota-se a presença do elemento carbono em uma concentração elevada em cima da estrutura com seu pico maior do que nos CPs sem tratamento térmico e normalizado. Os pontos 2, 3 e 4 no mapa da varredura da Figura 43, apresentam um aumento de 7,39 ; 8,77 e 6,09 em (pp) do elemento carbono por estarem na região do precipitado.

Figura 41 - Micrografia observada em MEV do aço carbono normalizado, temperado e revenido com aumento de 5000x (a) centro e (b) borda. Matriz ferrítica com precipitados de Carbonetos de ferro (FeC) na matriz ferrítica do aço carbono



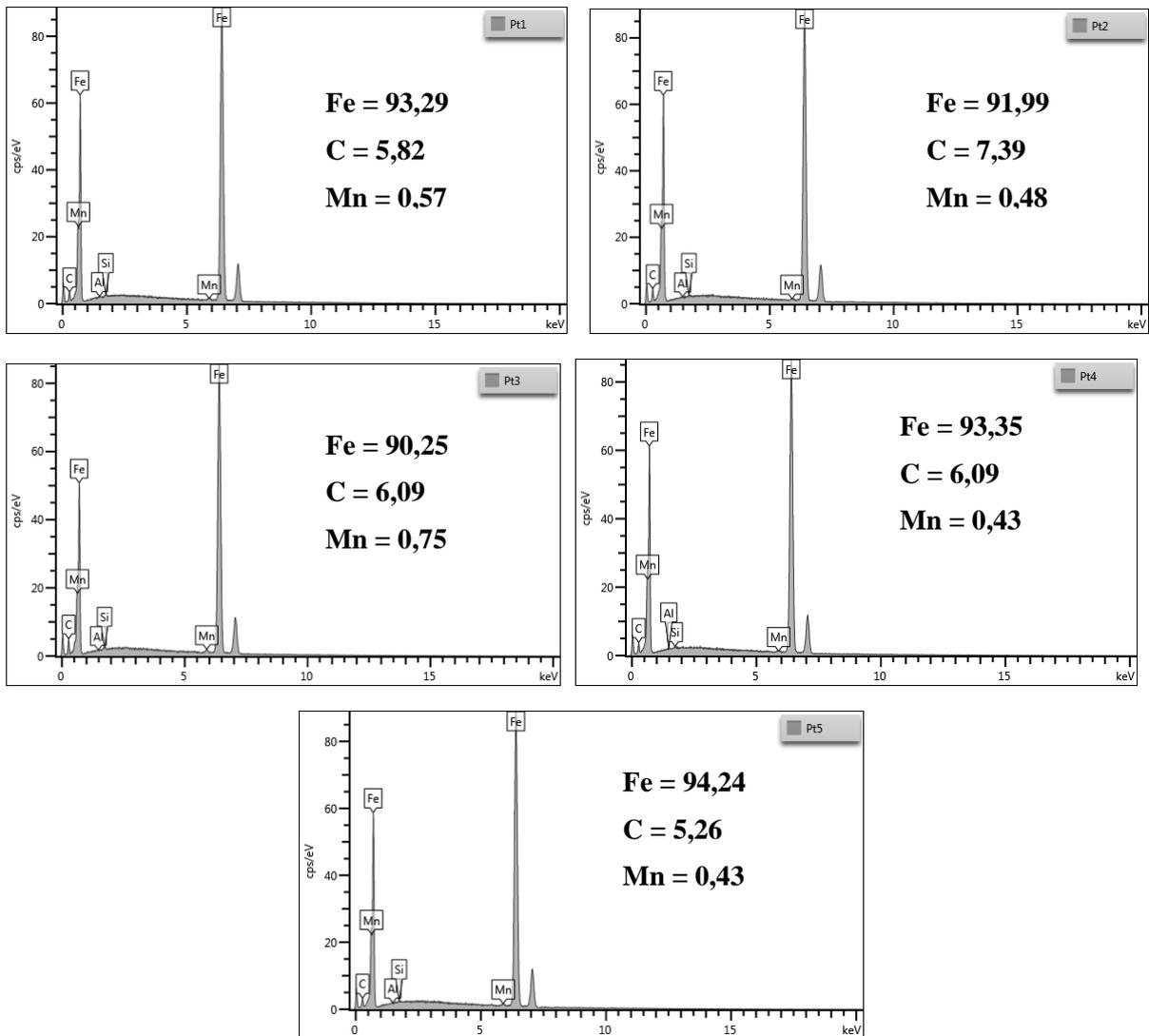
Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 42 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado, temperado e revenido com aumento de 5000x, mostrando os pontos definidos de varredura.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

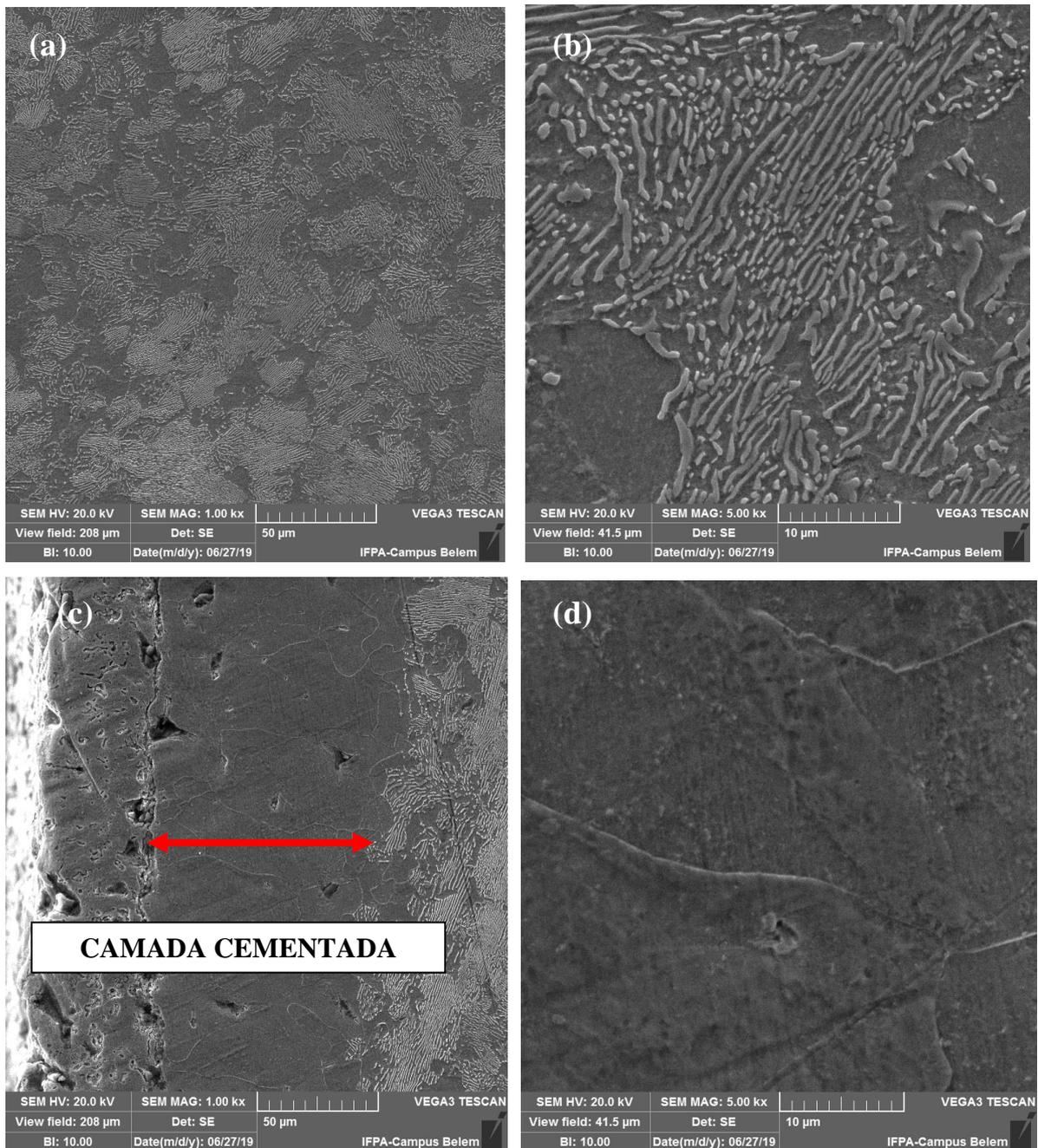
Figura 43 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado, temperado e revenido com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3, 4 e 5 com seus elementos.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

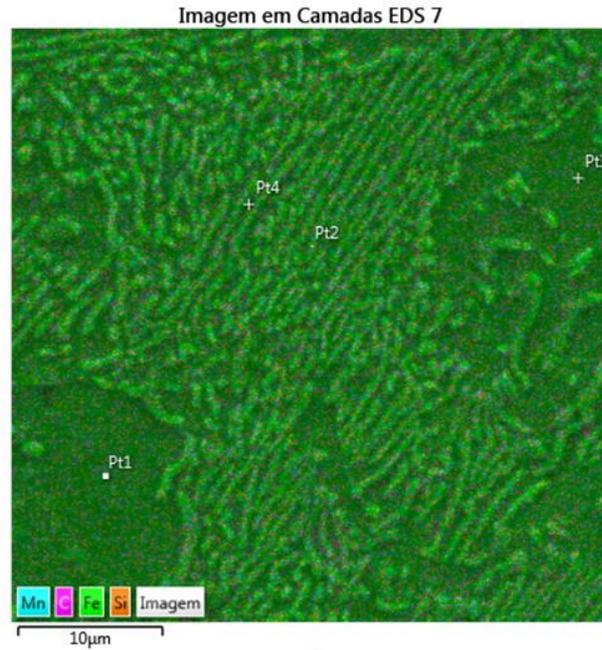
As figuras 44 (a), 44 (b), 44 (c) e 44 (d) mostram o MEV do corpo de prova de aço carbono normalizado, temperado e cementado (NTC). Observa-se que após o tratamento térmico de cementação houve uma modificação no centro do CP com o aumento dos grãos de perlita devido ao tratamento térmico de têmpera e na superfície da borda do material, desse CP mostra-se a camada cementada. Analisando os mapas de EDS da Figura 46 nota-se a presença do elemento carbono em uma concentração maior em todos os CPs da série. Os pontos 1, 2, 3 e 4 no mapa da varredura da Figura 46 apresentam um aumento de 8,02; 8,13; 6,09 e 6,29 respectivamente, em (pp) do elemento carbono devido ao processo de difusão deste, no tratamento termoquímico de cementação.

Figura 44 - Micrografia observada em MEV do aço carbono normalizada temperado e cementado com aumento de 1000x e 5000x (a) e (b) centro e (c) e (d) borda.



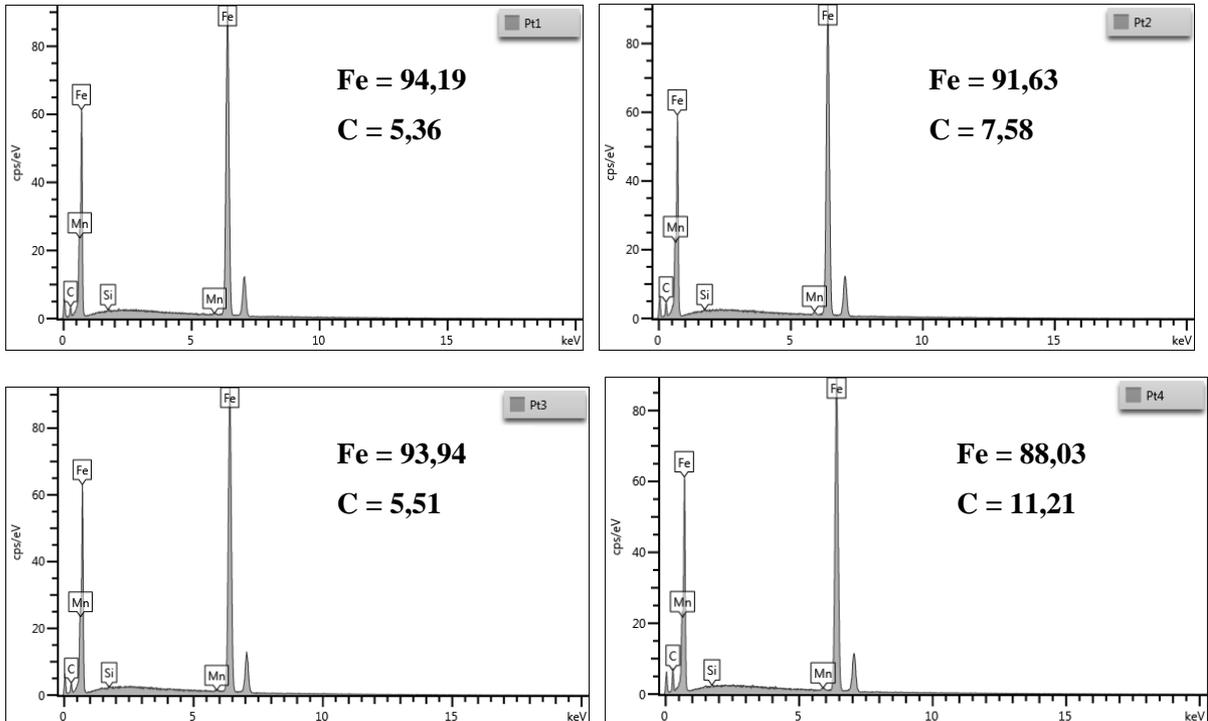
Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 45 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado, temperado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os pontos de varredura no centro do CP.



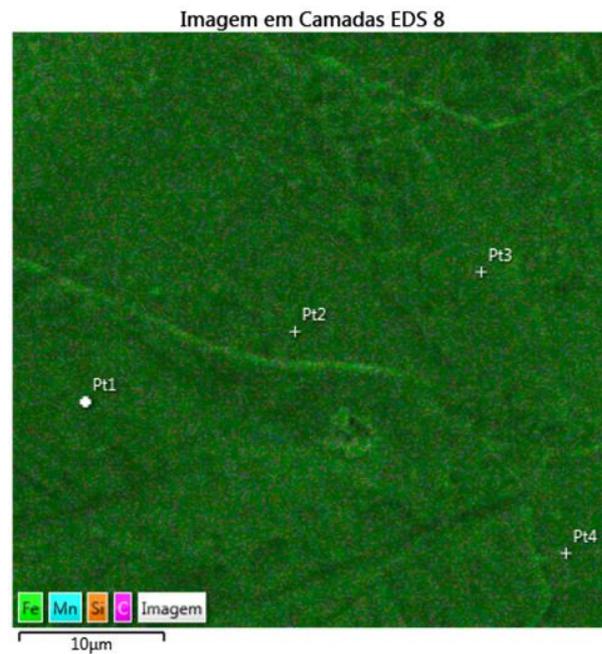
Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 46 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado, temperado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3 e 4 com seus elementos no centro do CP.



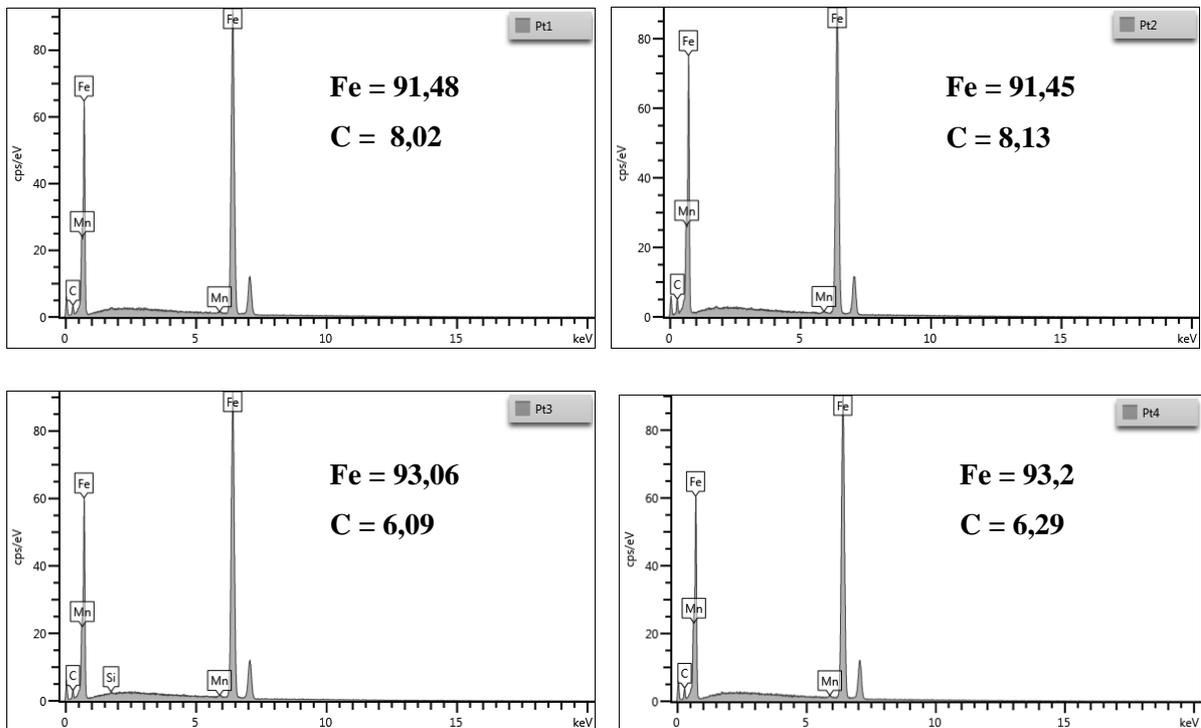
Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 47 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado, temperado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os pontos de varredura na borda do CP.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

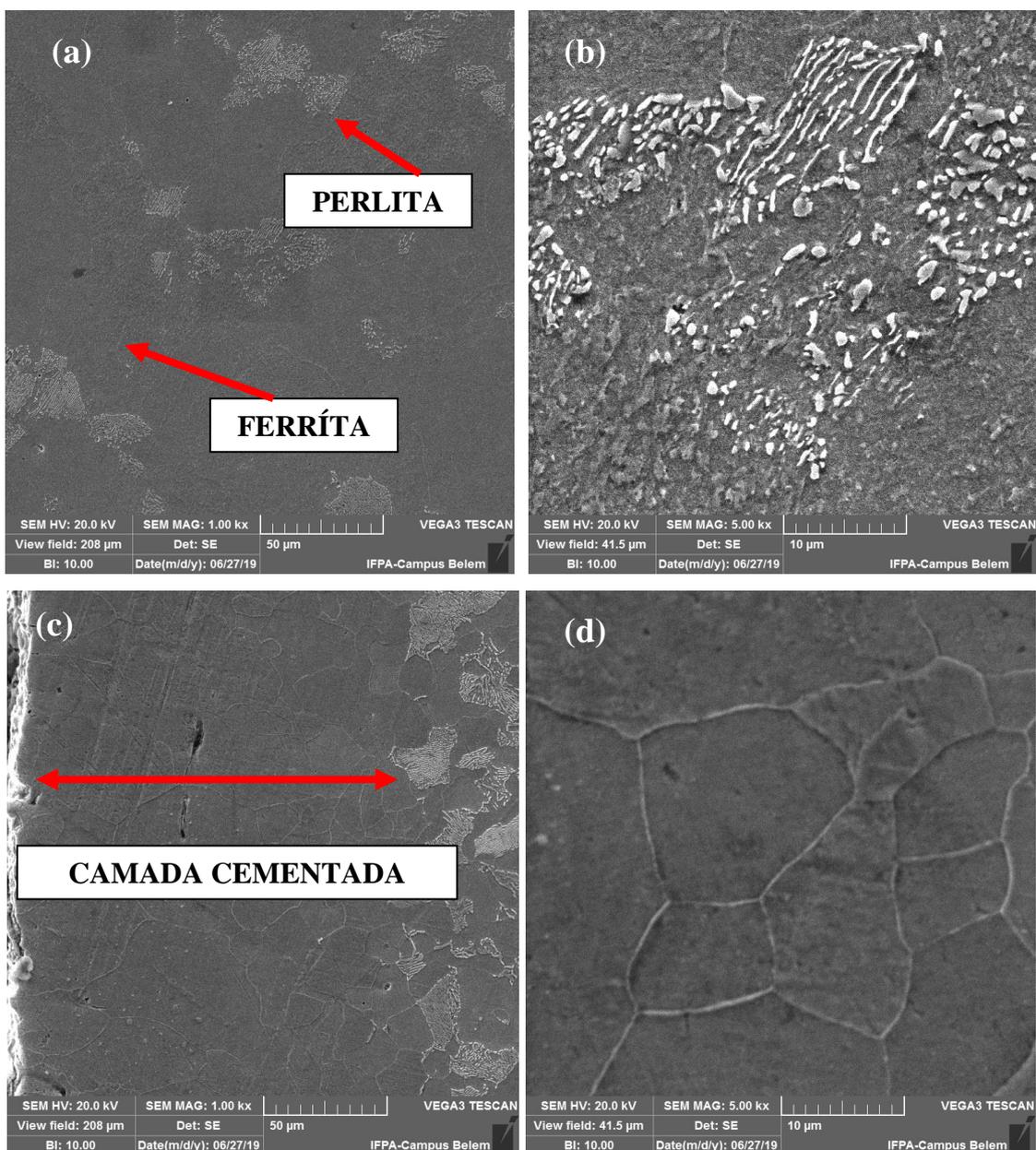
Figura 48 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado, temperado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3 e 4 com seus elementos na borda do CP.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

As figuras 49 (a) e (b) centro, 49(c) e (d) borda, mostram o MEV respectivo do CP de aço carbono normalizado e cementado (NC). Observa-se que após o tratamento térmico de cementação houve uma modificação na borda do corpo de prova com a difusão do carbono para a superfície devido ao tratamento termoquímico de cementação. Nota-se ainda, que neste CP não houve modificação da estrutura no centro, que apresenta uma matriz ferrítica com grãos de perlita dispersos.

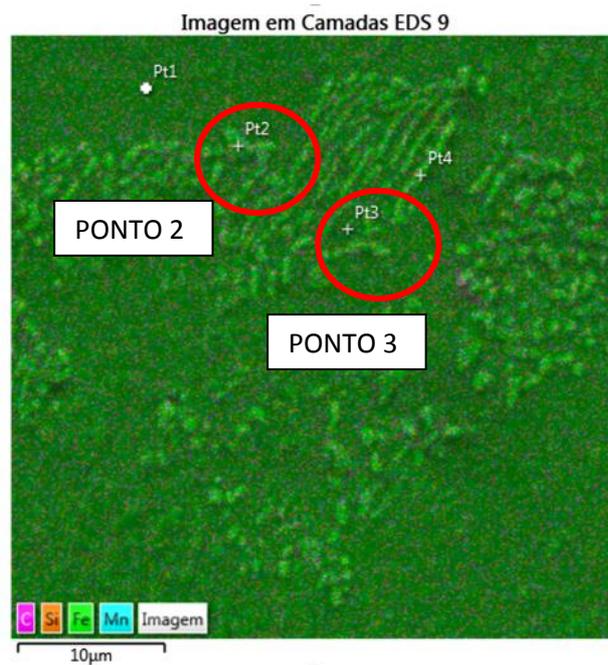
Figura 49 - Micrografia observada em MEV do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 1000x e 5000x (a) e (b) centro, (c) e (d) borda.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

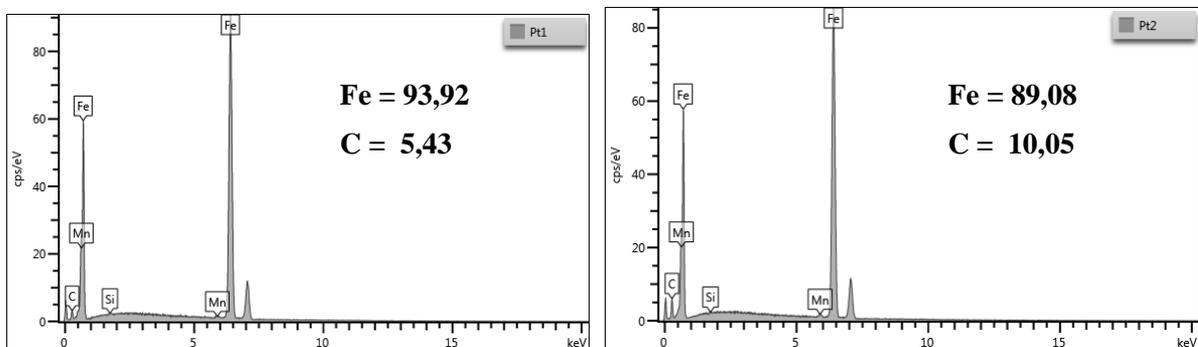
Analisando os mapas de EDS da Figura 51, os pontos 1, 2, 3 e 4 no mapa da varredura apresentam uma pp de carbono de 5,43; 10,05; 10,22 e 5,78 respectivamente no centro da peça. Nota-se que os pontos 2 e 3 apresentam um aumento da quantidade de carbono por estarem provavelmente em cima da lamela da cementita da estrutura perlítica.

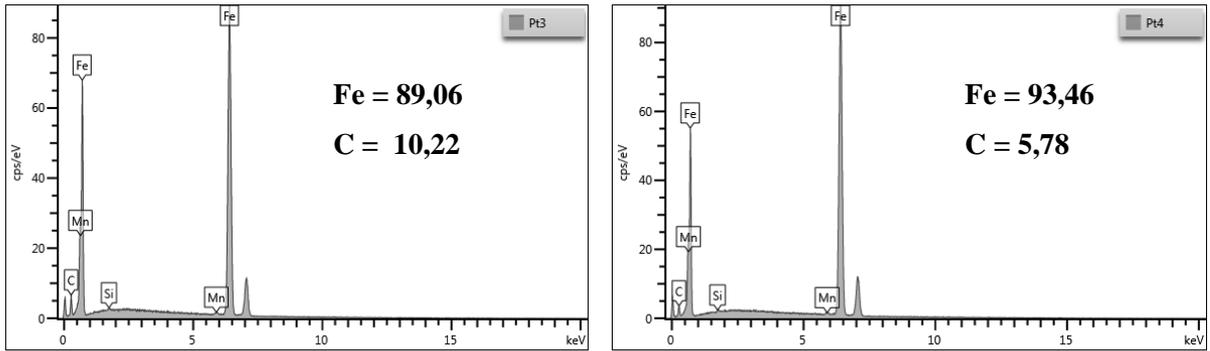
Figura 50 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os pontos de varredura no centro do CP.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 51 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2, 3 e 4 com seus elementos presentes no centro do CP.

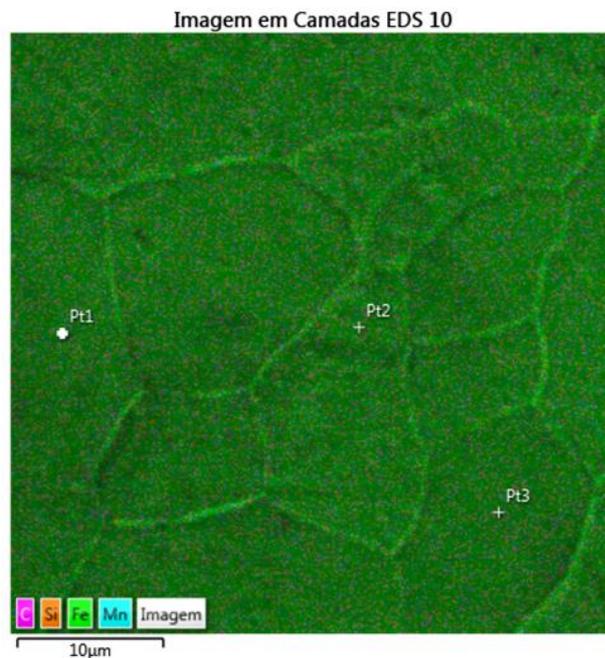




Fonte: Do próprio autor, 2019.

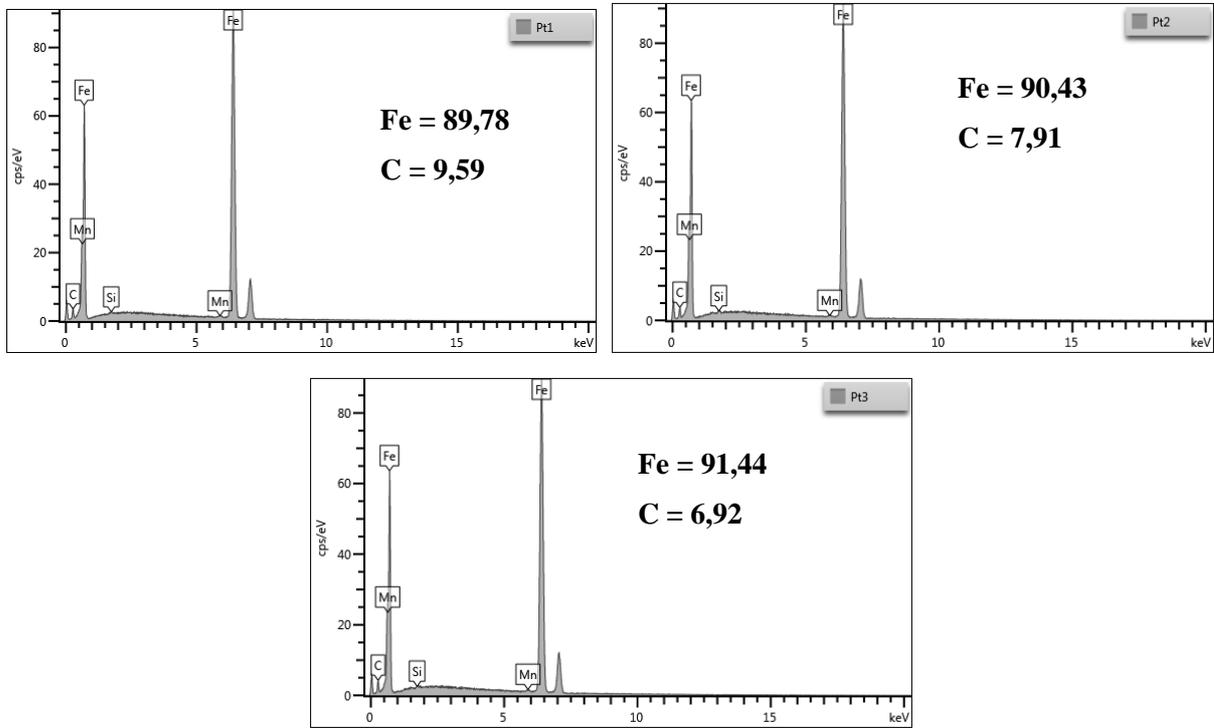
Analisando os mapas de EDS da Figura 52 nota-se a presença de uma camada cementada oriunda do tratamento termoquímico de cementação. A Figura 53 mostra os pontos 1, 2, e 3 no mapa da varredura que apresentam um aumento de 6,59;7,91 e 6,92 respectivamente em porcentagem peso do elemento carbono na borda da peça. Nota-se que todos os pontos apresentam maior quantidade de carbono por estarem dentro da camada cementada.

Figura 52 – Micrografia do EDS do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os pontos de varredura na borda do CP.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 53 – Mapa do EDS do aço carbono normalizado e cementado com aumento de 5000x, mostrando os mapas dos pontos 1, 2 e 3 com seus elementos presentes na borda do CP.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

5.3 - Caracterização Mecânica.

5.3.1 - Propriedades mecânicas e comportamento geral das curvas de tensão x deformação para os corpos de prova com e sem tratamento térmico em estudo.

Os ensaios de tração foram feitos objetivando a obtenção de dados que possibilitassem analisar a influência dos tratamentos térmicos sobre o comportamento do aço carbono quando submetido ao esforço de tração. O procedimento para a realização dos ensaios de tração foi realizado como especificado no item 3.2.6 Ensaio de Tração, segundo a norma ASTM E8/E8m 16a.

Para os CPs sem tratamento térmico (ST), os CPs normalizado (N), os CPs normalizado temperado e revenido (NTR), os CPs normalizado temperado e cementado (NTC) e os CPs normalizado cementado (NC), foram analisados todos os resultados retirados do ensaio de tensão versus deformação no tocante às propriedades mecânicas dos CPs, com

seus valores obtidos através dos gráficos, sem identificação de anomalias extremas durante o experimento.

As tensões e deformações convencionais foram registradas diretamente, durante os testes de tração. Para a obtenção das tensões e deformações verdadeiras foi utilizada a Equação HOLLomon já descrita no item 4.2.5 em materiais e métodos. A tensão convencional se deu através da divisão do carregamento (F) pela área inicial (A_0). Estas curvas estão representadas nos gráficos a seguir (Figuras 54, 55, 56, 57 e 58 respectivamente), para os CPs com e sem tratamento térmico considerados no estudo.

Figura 54- Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono sem tratamento térmico - ST (5 replicatas).

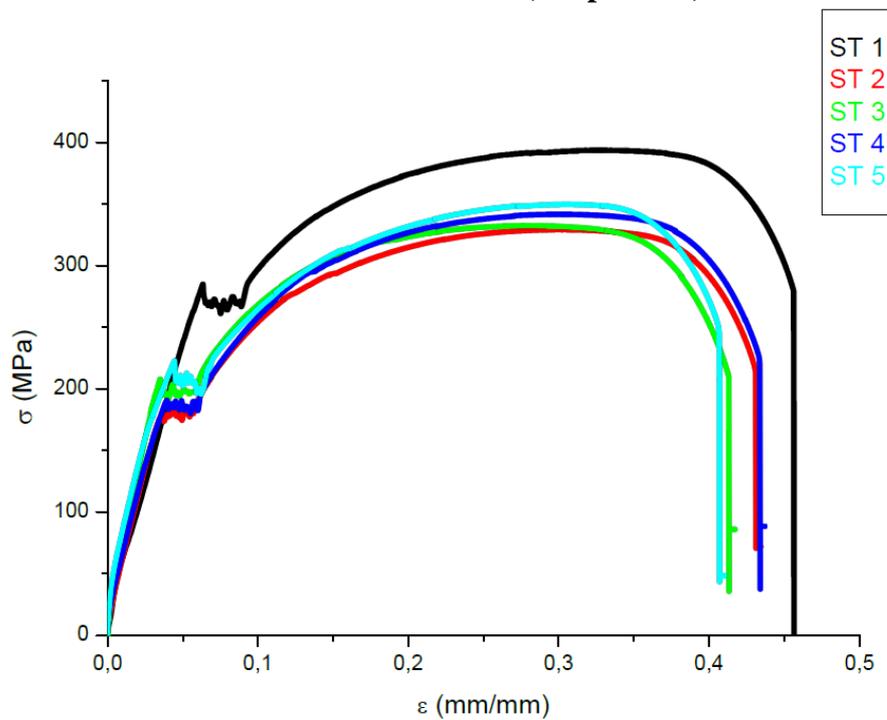


Figura 55- Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono normalizado (5 replicatas).

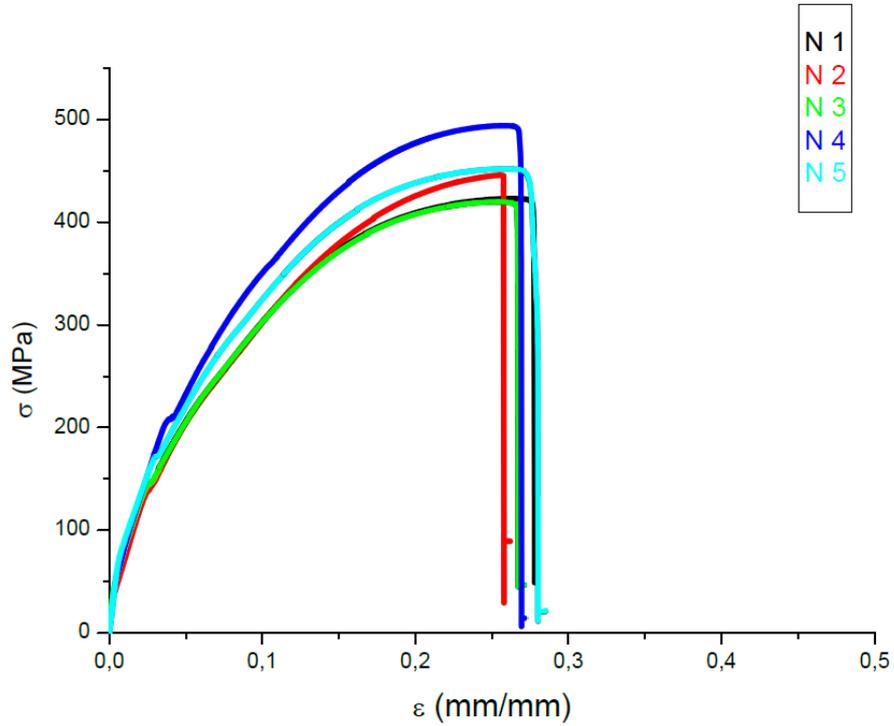


Figura 56- Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono normalizado, temperado e revenido (5 replicatas).

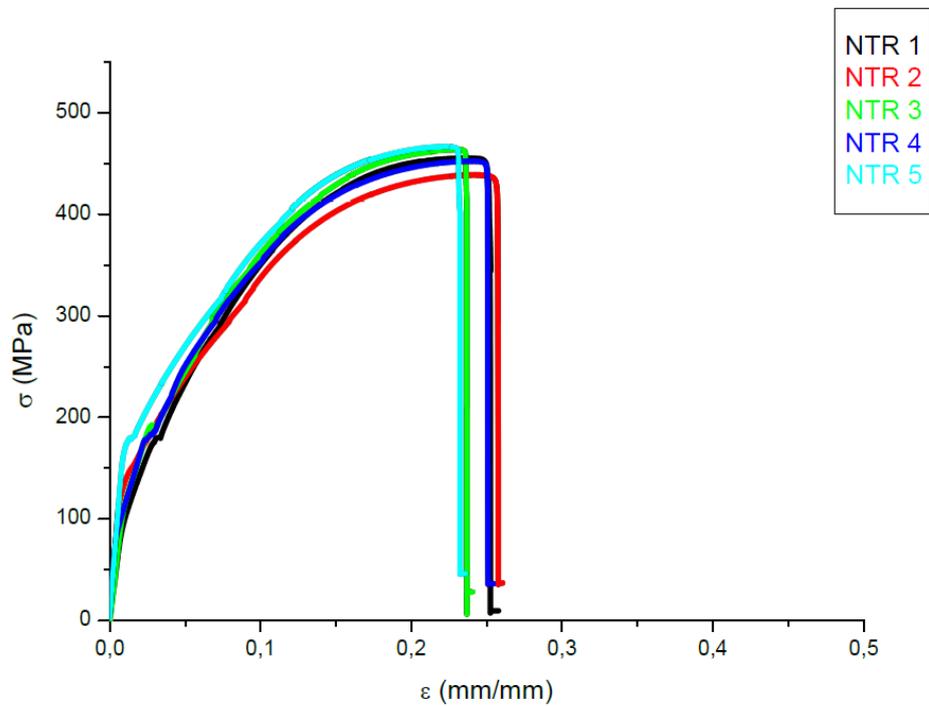


Figura 57 - Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono normalizado, temperado e cementado (5 replicatas).

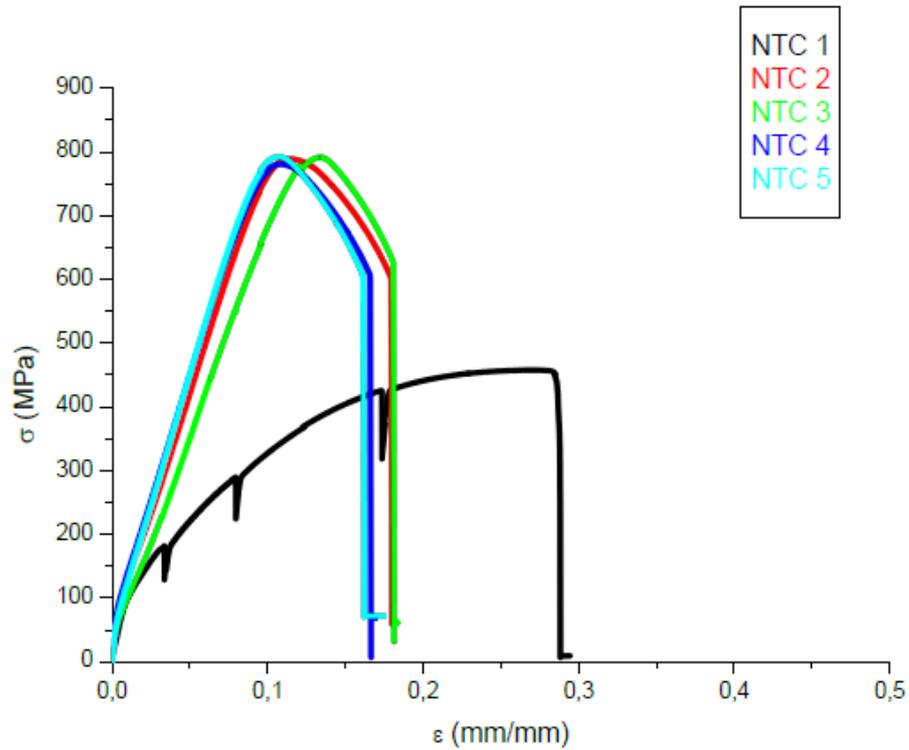
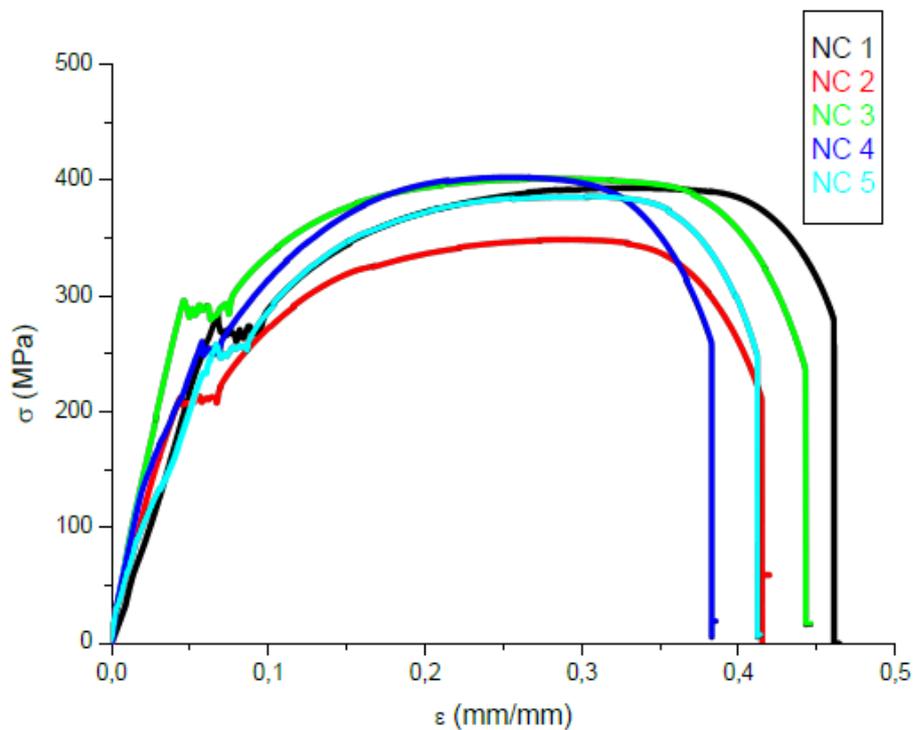


Figura 58 - Curvas Tensão Convencional x Deformação convencional - aço carbono normalizado e cementado (5 replicatas).



Observou-se que as curvas mantêm as características típicas de metais dúcteis, apresentando uma região linear e elástica no início do ensaio, seguida de um escoamento, a

partir de onde o comportamento do material passa a ser não linear, com deformações irreversíveis. A partir destes gráficos, foi possível a obtenção das propriedades descritas a seguir.

5.3.2 - Módulo de Elasticidade.

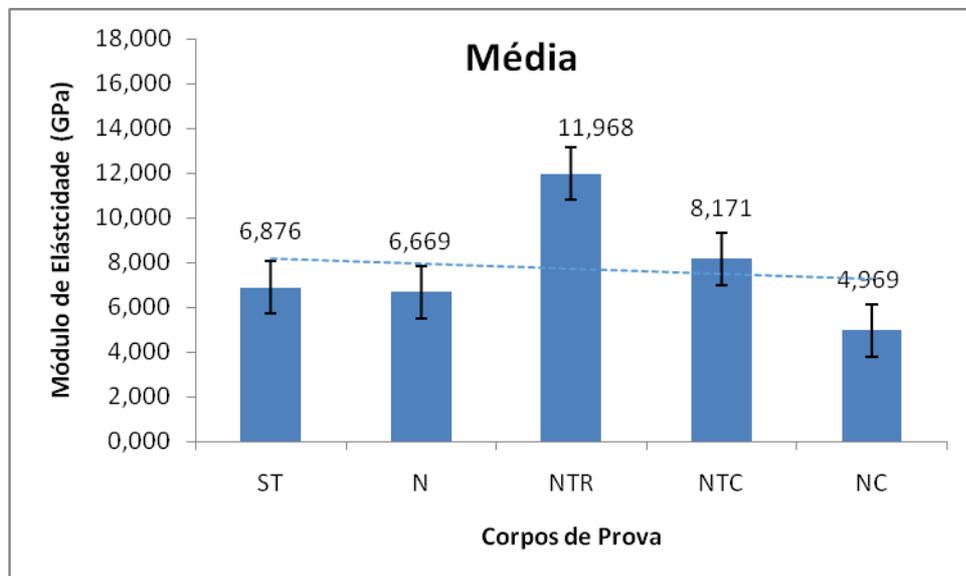
O Módulo de Elasticidade (E), ou *Módulo de Young*, obtido pela inclinação da parte linear das curvas de carregamento estão mostrados nas Figuras 54, 55, 56, 57 e 58. Esse módulo pode ser considerado como rigidez, ou uma resistência do material à deformação elástica (Callister, 2013).

Na Tabela 7 a seguir, podem-se verificar os valores das médias, dos desvios padrão (S) e dos erros padrão (e) obtidos do módulo de elasticidade. Os corpos de prova sem tratamento térmico (ST) e normalizado (N) não tiveram variação significativa entre os dados. Entretanto, para os CPs normalizado, temperado e revenido (NTR) 2 e 5, houve um aumento do módulo de elasticidade, elevando o desvio e erro padrão devido a heterogeneidade das distribuições da estrutura lamelar perlítica. Dos corpos de prova com tratamento termoquímico de cementação, o normalizado temperado e cementado (NTC), apresentou o dobro do módulo de elasticidade pelo aumento da quantidade da mesma estrutura perlítica devido a têmpera. Isto significa dizer que o aço carbono do estudo, quando submetido ao tratamento térmico de têmpera, torna-se mais rígido, obtendo uma menor deformação elástica para um mesmo o nível de tensão. A curva do CP1 dos CPs normalizados temperados e cementados (NTC) foi desprezada por apresentar forma anômala às demais curvas, em função de uma deficiência de mordedura da garra do equipamento no momento do ensaio de tração. A figura 59 mostra o gráfico das médias do (E) dos CPs, destacando o elevado nível do (E) para os corpos de prova NTC; isto mostra a coerência do ensaio, pois aços com grandes módulos de elasticidade possuem pequenos limites de escoamento como mostra a Figura 60.

Tabela 7 - Valores obtidos para o (E) dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.

MÓDULO DE ELASTICIDADE (GPa)								
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	MÉDIA	S	e
ST	10,944	5,568	6,383	5,405	6,079	6,876	2,308	1,032
N	6,484	6,042	6,678	5,802	8,339	6,669	0,996	0,445
NTR	6,626	17,712	8,064	8,294	19,142	11,967	5,953	2,662
NTC	-	8,134	6,911	8,806	8,832	8,171	0,900	0,402
NC	4,323	5,205	6,604	4,695	4,019	4,969	1,015	0,862

Figura 59 - Gráfico das médias do módulo de elasticidade (E) dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).



Fonte: Do próprio autor, 2019.

5.3.3 - Tensão de escoamento

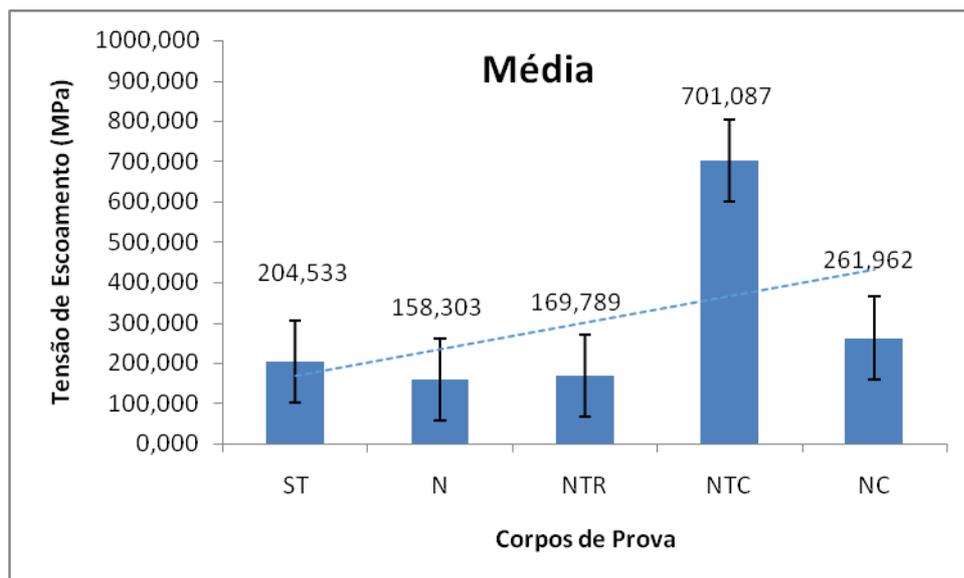
A tensão de escoamento (σ_{esc}) foi determinada nos patamares de escoamento quando estes foram observados nas curvas tensão x deformação e também pelo ponto de interseção entre as curvas do gráfico, traçada uma reta paralela à sua porção linear e que dista 0,002 ou 0,2% da origem do eixo das deformações. A Tabela 8 mostra os valores padrão do limite de escoamento para cada um dos CPs com e sem tratamento térmico, as médias, os desvios padrão (S) e os erros padrão (e). A importância da tensão de escoamento para um metal é a medida de sua resistência à deformação plástica. Portanto, pode-se observar pela Tabela 8, e nos gráficos de tensão x deformação, que os CPs normalizados, temperados e cementado (NTC) proporcionaram um grande aumento da resistência à deformação plástica do material

em questão, o aço carbono. Nota-se também o elevado desvio padrão; isso confirma a grande heterogeneidade do material. A figura 60 mostra que os CPs normalizados (N) foram o que menos tiveram resistência à deformação plástica, confirmando os resultados encontrados por Datres et al, 2017. Como observação importante, o estudo encontrou uma diferença significativa das tensões de escoamento dos aços submetidos ao tratamento térmico de têmpera. Isto se dá pelo fato do tratamento térmico de revenimento. A importância da tensão de escoamento para o estudo é que esta tensão é a mais utilizada em projetos do que o limite de resistência ($\sigma_{m\acute{a}x}$), para metais dúcteis.

Tabela 8 - Valores obtidos para a tensão de escoamento dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.

TENSÃO DE ESCOAMENTO (MPa)								
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	MÉDIA	S	e
ST	229,347	176,032	206,898	188,004	222,384	204,533	22,502	10,063
N	138,618	135,087	135,625	204,840	177,341	158,302	31,499	14,087
NTR	176,432	139,553	192,119	176,780	164,059	169,789	19,613	8,771
NTC	-	715,352	692,981	688,813	707,203	701,087	12,346	5,521
NC	284,345	211762	295,382	259,652	258,668	261,962	32,226	14,412

Figura 60 - Gráfico das médias da tensão de escoamento dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).



Fonte: Do próprio autor, 2019.

5.3.4 - Limite de resistência à tração (LRT) e Tensão de ruptura (σ_r)

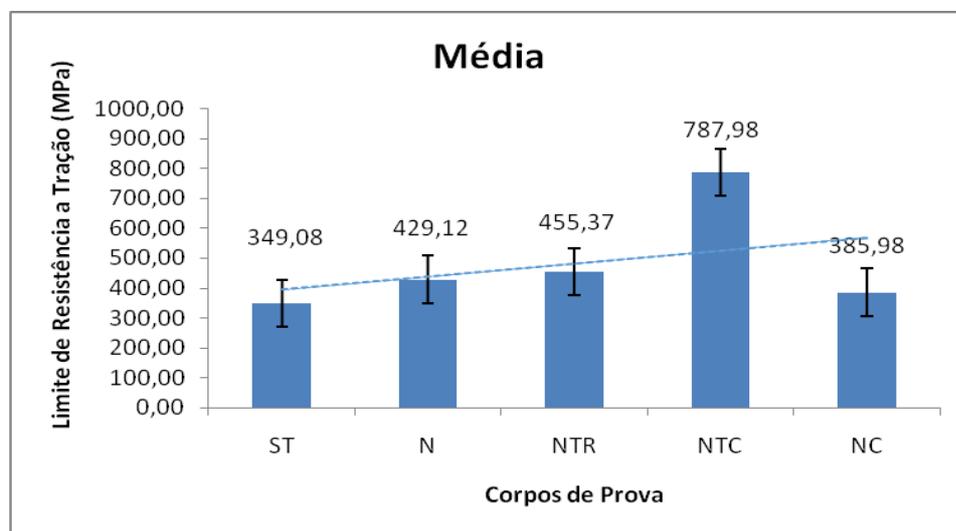
A partir dos valores das cargas máximas, foram calculadas as tensões máximas (σ_{\max} = limite de resistência à tração). A tensão máxima (σ_{\max}) ocorre quando a carga atinge o ponto máximo de carregamento, que por sua vez, é imediatamente anterior ao início da estricção e, portanto, da queda da carga, caracterizada por uma rápida redução local da seção de fratura. A tensão de ruptura (σ_r) por sua vez, é a última tensão suportada pelo material antes da fratura. Percebe-se através da Tabela 9 e da Figura 61, que a média do limite de resistência dos corpos de prova sem tratamento térmico (ST) e o normalizado cementado (NC) permaneceram próximas, mesmo um sendo tratado termoquimicamente e o outro não; entretanto para o CP normalizado, temperado e cementado (NTC), a média foi maior em relação aos outros tratamentos. Segundo, Rodrigues (2017), foi relatado que os tratamentos de têmpera aumentam a resistência (σ_{\max}) quando comparados com outros tratamentos térmicos. Este aumento na tensão se deve a uma maior porcentagem da cementita retida presente na amostra, conforme esperado para este trabalho. Portanto, o limite de resistência serve para especificar o material. Por ser facilmente calculado, além de ser uma propriedade bem determinante, o limite de resistência à tração também é sempre especificado acompanhando outras propriedades mecânicas dos metais e das ligas metálicas (Dieter, 1988).

Observa-se na Tabela 10 e na Figura 62 a coerência da tensão de ruptura (σ_r) dos ensaios, em que os CPs romperam-se a uma tensão menor que o limite de resistência à tração (LRT). A tensão de ruptura tem relação com a plasticidade do material, pois quanto maior a ductilidade do material, maior será a deformação e o alongamento antes da ruptura, provocando a chamada estricção. O que não aconteceu para o aço estudado, sendo possível identificar nos gráficos de tensão deformação para cada tratamento nas Figuras 54, 55, 56, 57 e 58 que a ruptura dos CPs ocorreu praticamente seguida do ponto em que a tensão máxima ocorre, demonstrando dessa forma, que apesar da natureza do aço ser considerada dúctil, este apresentou pouca deformação plástica.

Tabela 9 - Valores obtidos para o limite de resistência à tração (LRT) dos CPs com e sem tratamento térmico.

LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPa)								
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	MÉDIA	S	e
ST	393,219	329,241	331,860	341,214	349,856	349,078	25,984	11,621
N	422,589	445,561	419,222	493,862	451,585	429,124	29,940	13,389
NTR	455,550	438,677	463,370	452,520	466,737	455,371	10,955	4,899
NTC	-	788,122	791,303	780,078	792,424	787,981	5,575	2,493
NC	393,219	547,761	400,515	402,726	385,849	385,983	22,358	9,999

Figura 61 - Gráfico das médias do limite de resistência à tração dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).

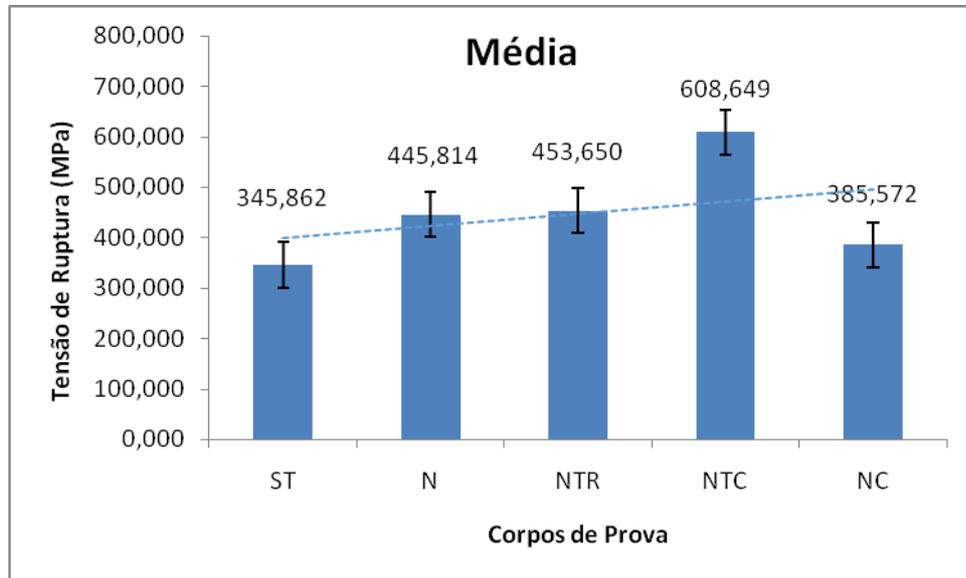


Fonte: Do próprio autor, 2019.

Tabela 10 - Valores obtidos para o limite de resistência à ruptura dos CPs com e sem tratamento térmico.

TENSÃO DE RUPTURA (MPa)								
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	MÉDIA	S	e
ST	386,110	323,816	330,177	340,091	349,091	345,862	24,474	10,945
N	422,028	444,804	419,035	493,114	450,088	445,814	29,747	13,303
NTR	455,550	438,490	463,183	452,146	458,880	453,650	9,407	4,208
NTC	-	602,068	628,552	602,736	601,240	608,649	13,283	5,940
NC	392,098	347,574	400,328	402,385	385,474	385,474	22,287	9,967

Figura 62 - Gráfico das médias da tensão de ruptura dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).



Fonte: Do próprio autor, 2019.

5.3.5 - Módulo de resiliência e Módulo de tenacidade

Para este estudo a resiliência é a capacidade de um material absorver energia quando deformado elasticamente e liberá-la quando descarregado. A quantificação do módulo de resiliência (U_r) é dada pela área sob a curva tensão x deformação calculada da origem até o limite de proporcionalidade (Garcia *et al.*, 2000).

A tenacidade do aço carbono estudado corresponde à capacidade que este apresenta de absorver energia até a fratura. Uma maneira de se avaliar o módulo de tenacidade (U_t) consiste em considerar a área total sob a curva de tensão x deformação (Garcia *et al.*, 2000).

A Tabela 11 e a Figura 63 a seguir dispõem dos valores médios, do erro padrão e dos desvios padrão para o módulo de resiliência e a Tabela 12 e a Figura 64 para o módulo de tenacidade.

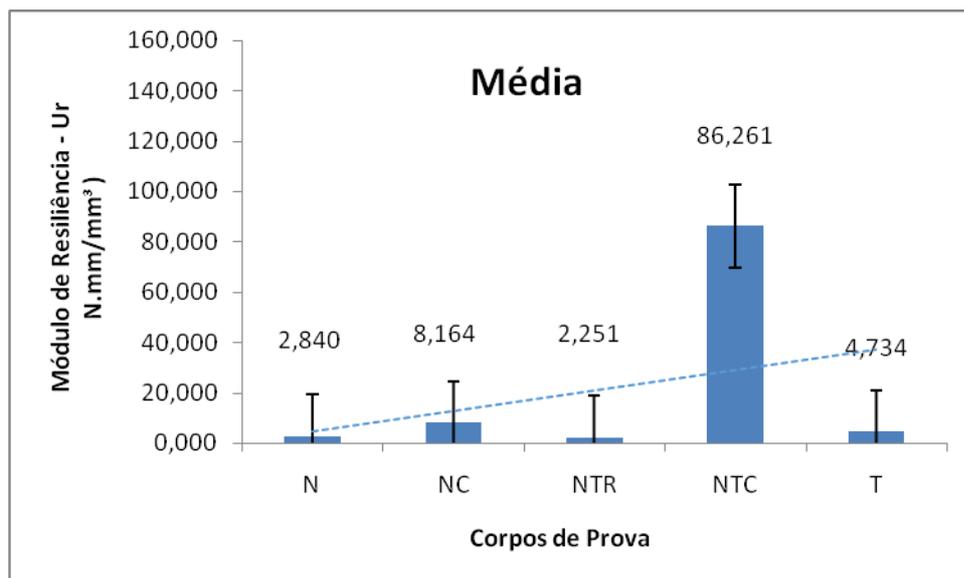
De acordo com os valores médios do módulo de resiliência exibidos na Tabela 11, assim como as áreas abaixo das curvas das Figuras 54, 55, 56, 57 e 58, oferecem uma estimativa desta propriedade mecânica para o aço carbono do estudo. Observou-se uma variação significativa para os CPs submetidos ao tratamento térmico de normalização, têmpera e cementação (NTC) em relação aos outros CPs, isto significa que estes têm a maior

capacidade de voltar a sua forma mais estável quando sofrem descarregamento de forças na região elástica, por ter obtido a maior média entre os CPs para os tratamentos aplicados.

Tabela 11 - Valores obtidos para o módulo de resiliência dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.

MÓDULO DE RESILIÊNCIA – Ur (N.mm/mm ³)								
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	MÉDIA	S	e
ST	5,823	3,371	4,184	4,126	6,164	4,734	1,200	0,536
N	2,007	1,894	1,863	4,486	3,949	2,840	1,273	0,570
NTR	3,404	0,977	3,388	2,648	0,835	2,250	1,265	0,566
NTC	-	83,918	99,470	80,189	81,466	86,261	8.941	3.998
NC	9,878	5,146	7,417	8,914	9,466	8,164	1,927	0,862

Figura 63 - Gráfico das médias do módulo de resiliência dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Os valores médios do módulo de tenacidade exibidos na Tabela 12, assim como as áreas abaixo das curvas das Figuras 54, 55, 56, 57 e 58, oferecem uma estimativa da tenacidade do aço em estudo, pois este valor de tenacidade está diretamente relacionado com a resistência à fratura dos corpos de prova (CPs). Logo, os CPs que possuem maior área abaixo da curva terão maior módulo de tenacidade.

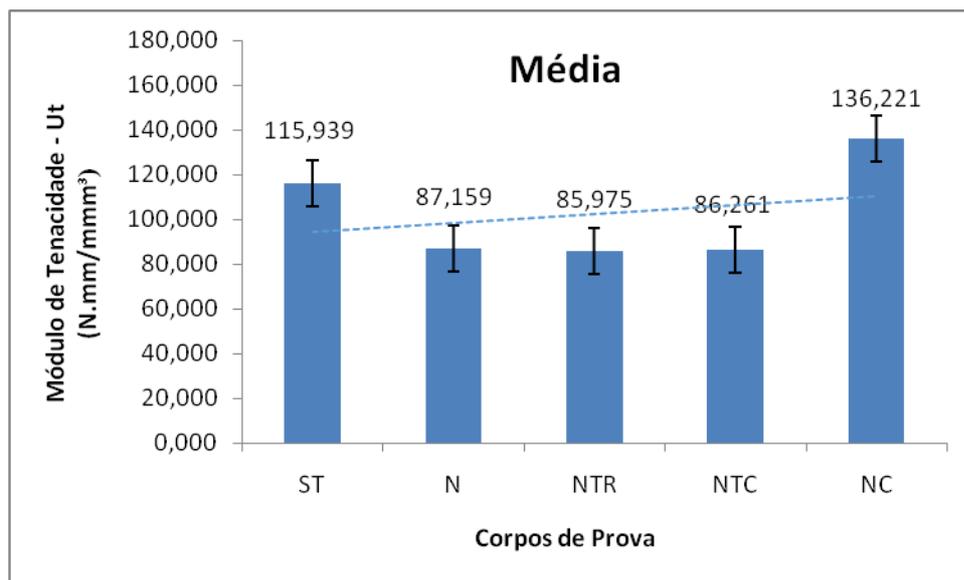
Na Figura 64 observa-se que os CPs normalizados e cementados (NC), possuem a maior média entre todos os CPs, evidenciando que para o tratamento termoquímico de

cementação, a tenacidade tende a aumentar, ou seja, este tratamento confere uma maior resistência à fratura, conforme demonstrado na Tabela 12.

Tabela 12 - Valores obtidos para o módulo de tenacidade dos corpos de prova com e sem tratamento térmico.

MÓDULO DE TENACIDADE U_t (N.mm/mm ³)								
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	MÉDIA	S	e
ST	101,721	118,996	116,533	123,699	118,748	115,939	8,365	3,741
N	88,566	82,062	84,065	98,444	82,654	87,158	6,804	3,043
NTR	87,540	87,598	83,022	87,479	84,238	85,975	2,184	0,977
NTC	-	83,918	99,470	80,189	81,466	86,261	8,941	3,998
NC	151,310	120,267	152,854	126,523	130,149	136,221	14,914	6,670

Figura 64 - Gráfico das médias do módulo de tenacidade dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Observa-se na Tabela 12, que a tenacidade teve uma redução nos CPs revenidos (NTR). Essa redução ocorre na faixa de transformação da austenita em ferrita para aços com baixo teor de carbono. Esse comportamento inverso àquele da dureza também pode ser explicado pela transformação da ferrita retida, pois afinal, a tenacidade tende a diminuir com a diminuição da presença da fase perlítica que é dúctil e tenaz. Entretanto a tenacidade do aço sem tratamento térmico (ST) foi acima em relação aos CPs N, NTC e NTR, demonstrado na Tabela 12, provavelmente pela matriz ferrítica dos CPs.

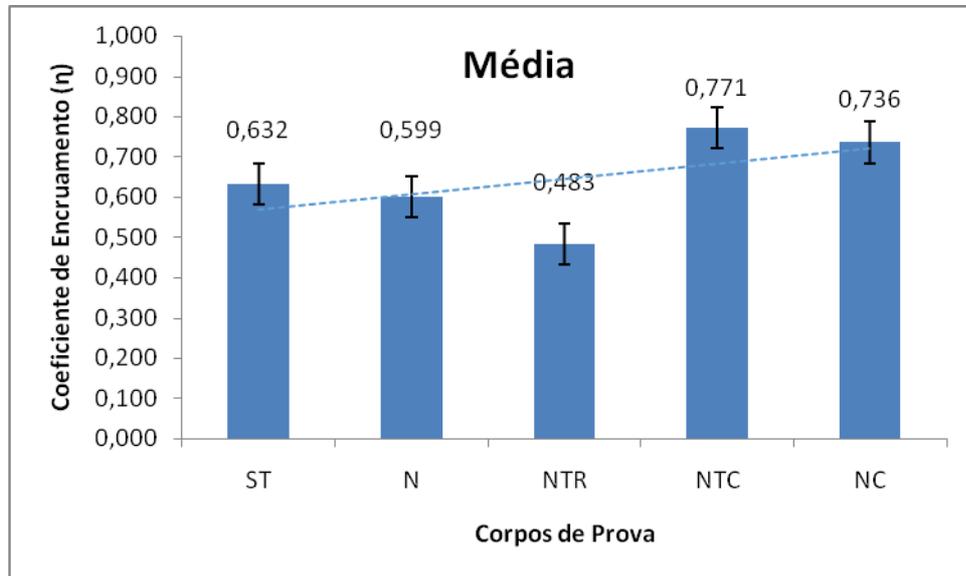
5.3.6 – Coeficiente de encruamento

O Coeficiente de Encruamento, valor η , fornece a medida da capacidade do material poder distribuir a deformação uniformemente, ou seja, mede a capacidade de encruamento do metal, sendo utilizado principalmente para estudo de aços trefilados, estampados e laminados. Quanto mais próximo for o valor de η de um material, mais íngreme será a curva real desse material e mais uniforme a distribuição das deformações na presença de um gradiente de tensões. Os coeficientes de encruamento η calculados através do gráfico tensão verdadeira x deformação verdadeira, estão apresentados na Tabela 13. Os CPs N, NTC e NC apresentaram expoentes de encruamento próximos daqueles verificados para aços que respondem a tratamento térmico de têmpera, indicando influência forte dos ciclos térmicos e microestruturas prévias perlíticas sobre o coeficiente de encruamento, apesar de não se observar a estrutura martensítica. O CP NC apresentou o maior coeficiente de encruamento, e o ensaio provou que o revenimento diminui a rigidez do material ao passo que a cementação aumenta a rigidez dos CPs. A rigidez do aço está diretamente correlacionada com a resistência mecânica.

Tabela 13 - Valores obtidos do coeficiente de encruamento nos corpos de prova com e sem tratamento térmico.

COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO (η)								
	CP1	CP2	CP3	CP4	CP5	MÉDIA	S	e
ST	0,86	0,60	0,58	0,60	0,51	0,63	0,13	0,06
N	0,58	0,68	0,56	0,64	0,54	0,60	0,06	0,03
NTR	0,50	0,45	0,46	0,46	0,54	0,48	0,04	0,03
NTC	-	0,83	0,93	0,83	0,87	0,63	0,13	0,06
NC	0,50	0,65	0,67	0,61	0,61	0,74	0,29	0,13

Figura 65 - Gráfico das médias do coeficiente de encruamento dos CPs sem tratamento térmico (ST), normalizado (N), normalizado temperado e revenido (NTR), normalizado temperado cementado (NTC) e normalizado e cementado (NC).

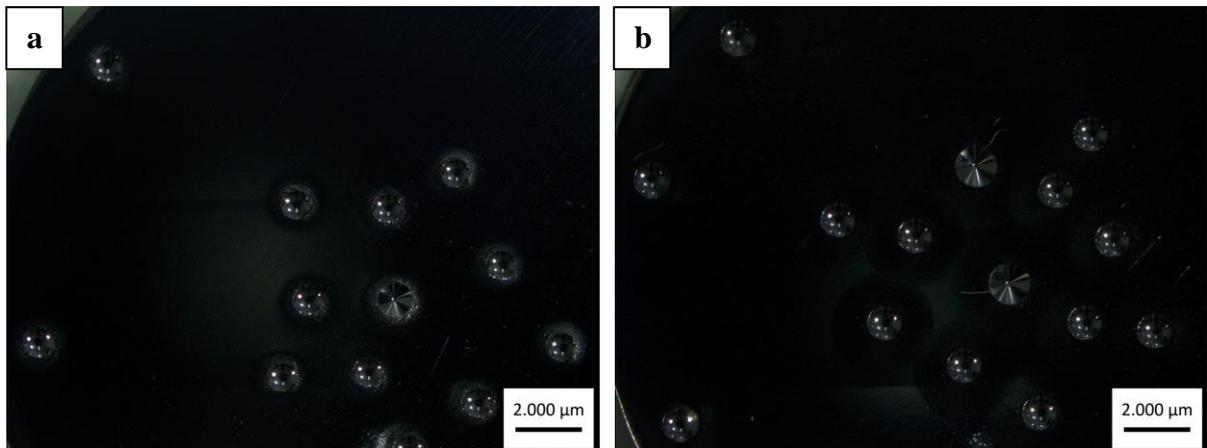


Fonte: Do próprio autor

5.4 – Dureza

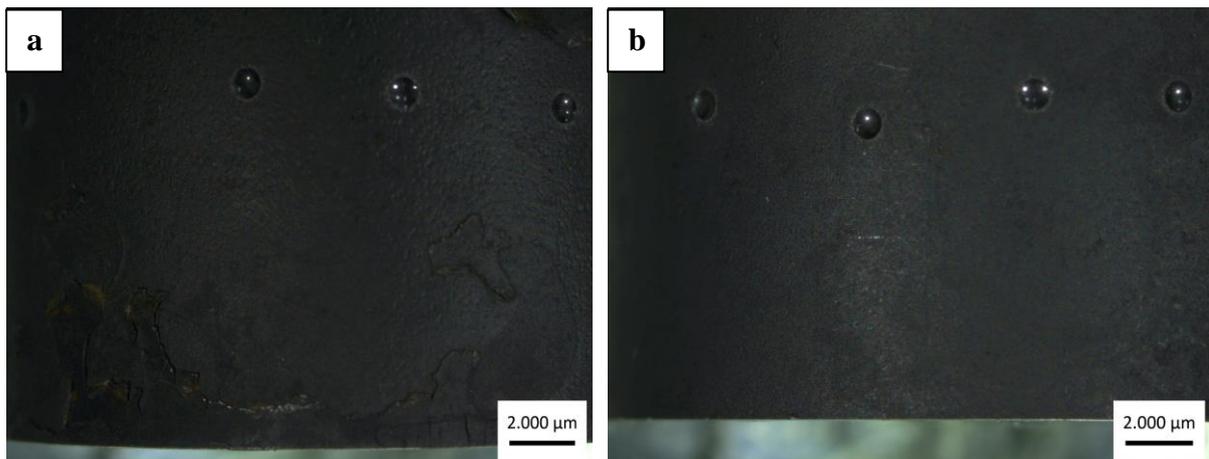
O método utilizado pelo estudo foi a dureza Rockwell que é fundamentado na profundidade da indentação de um penetrador também chamado de indentador, que pode ser um cone de diamante ou uma esfera de aço temperado. Nos CPs do estudo foi realizada a dureza Rockwell B, cuja característica é possuir um indentador de esfera de aço de 1/16”, sendo a carga aplicada para o ensaio, de 100 kgf ; posteriormente esta dureza foi convertida em dureza Brinell (HB), através da tabela de conversão encontrada nos anexos. A Figura 66 mostra: (a) o corpo de prova NTC e NC com aumento 0.63x 1/16” com indentador 1/16” Steel Ball e (b) corpo de prova normalizado 0.63x1/16” Steel Ball. Nota-se que a metodologia utilizada no estudo de indentações foi: o centro, a borda e a lateral para os CPs NTC e NC com o intuito de verificar a eficácia dos tratamentos termoquímicos de cementação; e indentações no centro e na borda aleatoriamente para os corpos de prova N, T e NTR. A Figura 67 mostra os CPs N e NTR, onde se observa que as indentações nos CPs são em linha e aleatórios, pois não se fez necessário outro tipo de investigação (ÇALIK, A. et al.2009)

Figura 66 - Imagem dos corpos de prova: (a) normalizado temperado e cementado e (b) normalizado e cementado depois do ensaio de dureza.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 67 - Imagem dos corpos de prova: (a) trefilado e (b) normalizado depois do ensaio de dureza.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

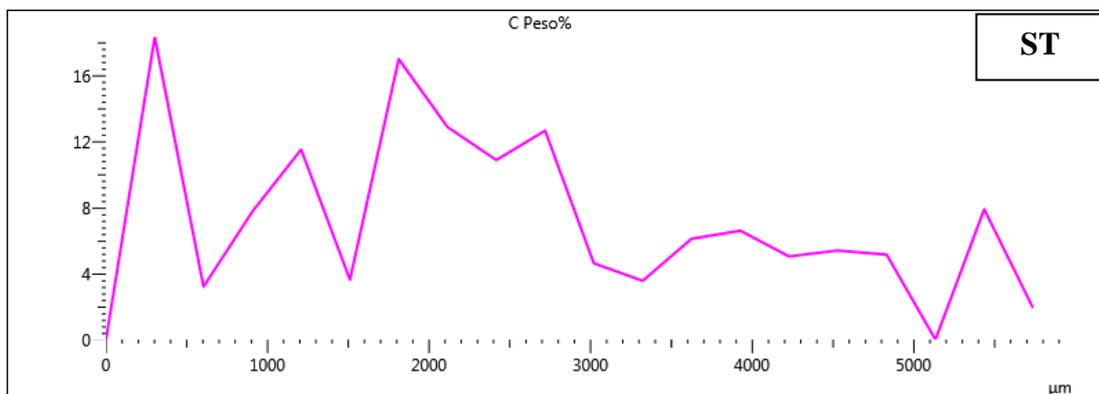
As tabelas 14, 15, 16, 17 e 18 mostram a dureza Brinell dos corpos de aço carbono em estudo. Observa-se que para os CPs normalizados (N) Tabela 15, Figuras 70 e 71, na normalização houve uma redistribuição do elemento carbono, se comparados com os CPs sem tratamento térmico – Tabela 14, Figuras 68 e 69, a dureza desses CPs foi decrescendo, possivelmente pelo fato desse tratamento ter permitido a recristalização e um crescimento acentuado de grão, também causando a aniquilação das discordâncias e alívio de tensões como foi observado por PANDOLFO (2009). Os CPs sem tratamento térmico possuem a maior dureza tanto nas bordas quanto no centro, comparado aos outros corpos de prova devido ao processo de conformação mecânica a qual o mesmo é submetido, a trefilação eleva

a dureza do aço carbono por concentração de tensão e não por quantidade de carbono presente nos corpos de prova.

Tabela 14 - Tabela de Dureza – Corpo de prova sem tratamento térmico (ST) indentações no centro e borda: Amostra 1 (ST1) e Amostra 2 (ST2).

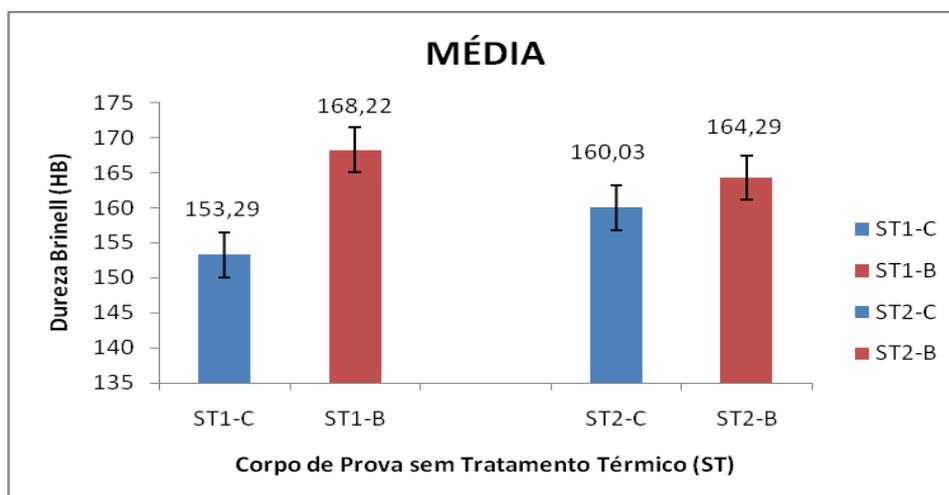
CORPO DE PROVA SEM TRATAMENTO TÉRMICO				
DUREZA BRINELL (HB)				
CORPO DE PROVA	CP1		CP2	
	CENTRO	BORDA	CENTRO	BORDA
MEDIA	153,29	168,22	160,03	164,29
Desvio Padrão (S)	5,84	17,01	4,21	3,53
Erro Padrão (e)	1,85	5,38	1,33	1,11

Figura 15 – EDS do carbono borda - centro do CP sem tratamento térmico



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 68 - Gráfico de Dureza – Corpo de prova sem tratamento térmico (ST): ST1-C, ST1-B e ST2-C. ST2-B.

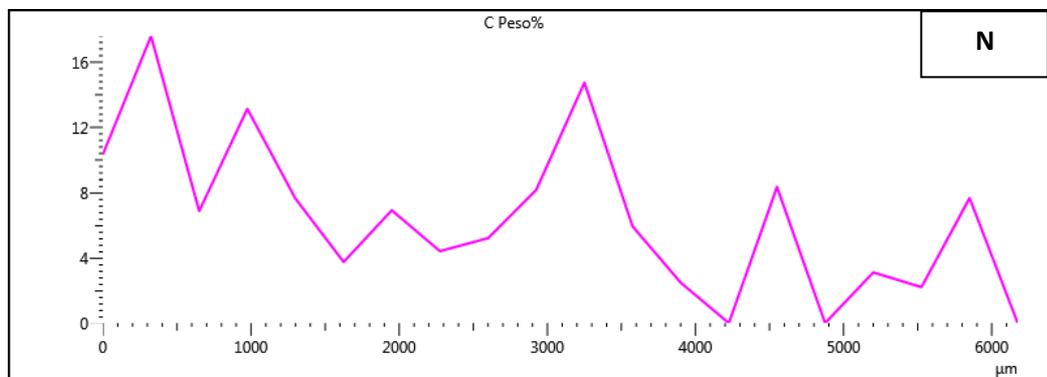


Fonte: Do próprio autor, 2019.

Tabela 16 – Tabela. de Dureza – Corpo de prova normalizado (N) indentações no centro e na borda: CP1 e CP2.

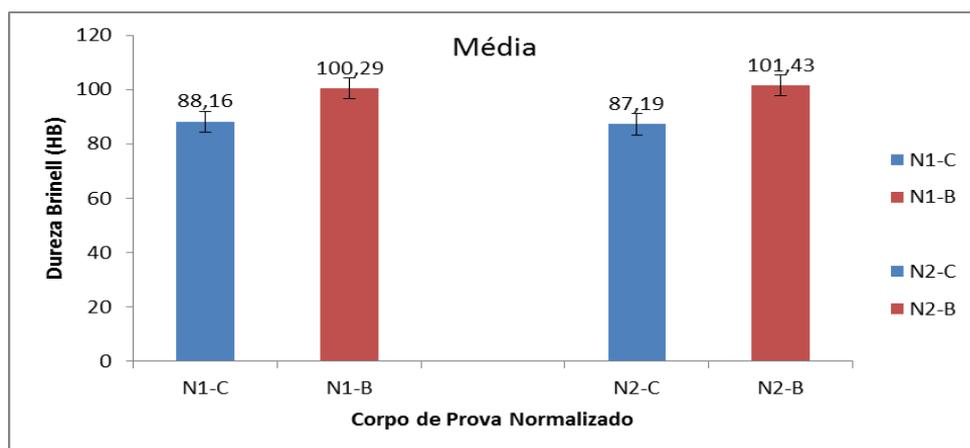
CORPO DE PROVA NORMALIZADO				
DUREZA BRINELL (HB)				
CORPO DE PROVA	CP1		CP2	
	CENTRO (C)	BORDA (B)	CENTRO (C)	BORDA (B)
MEDIA	88,16	100,29	87,19	101,43
Desvio Padrão (S)	5,28	1,28	3,17	1,77
Erro Padrão (e)	1,67	0,40	1,00	0,56

Figura 69 – EDS do carbono borda - centro do CP normalizado.



Fonte: Do próprio autor. 2019

Figura 70 - Gráfico de Dureza – Corpo de prova normalizado (N) centro e borda: N1-C, N1-B e N2-C, N2-B.

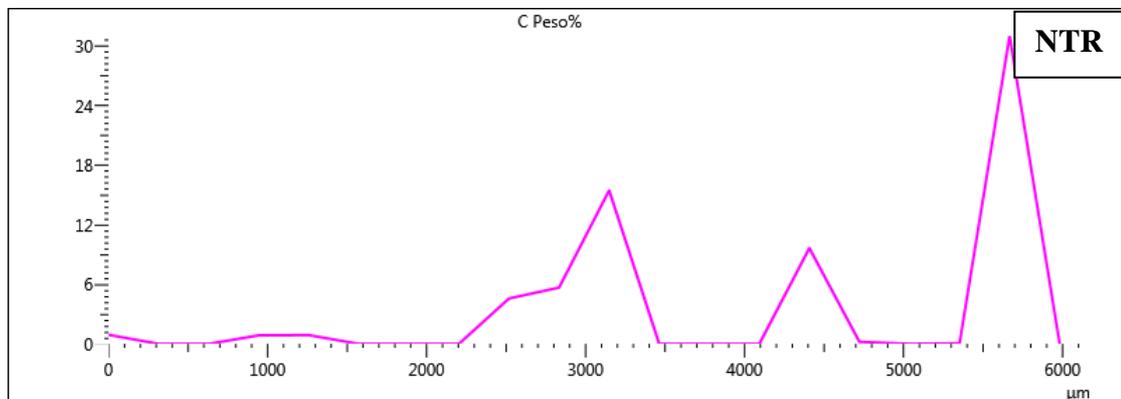


Fonte: Do próprio autor, 2019.

Tabela 17 – Tabela de Dureza – Corpo de prova normalizado, temperado e revenido (NTR) indentações no centro e na borda: CP1 e CP2.

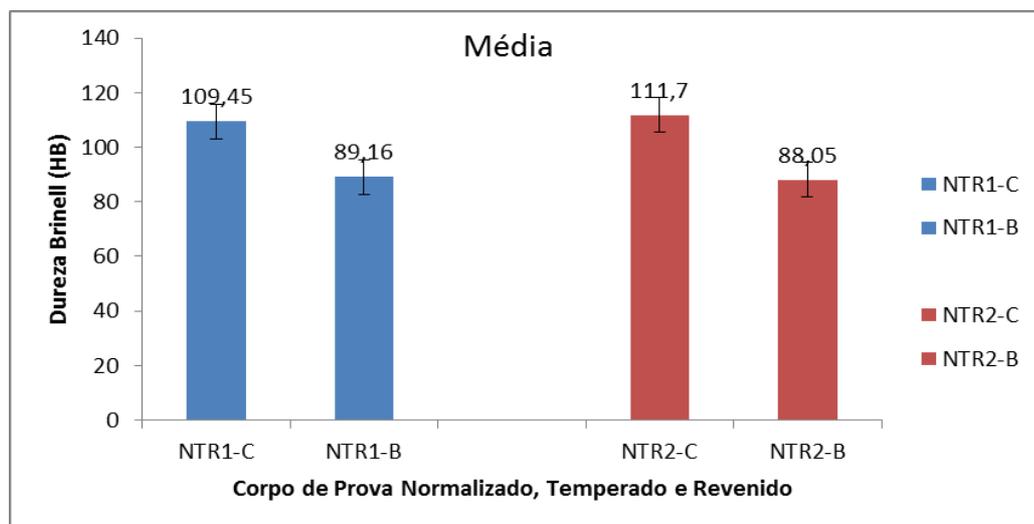
CORPO DE PROVA NORMALIZADO TEMPERADO E REVENIDO				
DUREZA BRINELL (HB)				
CORPO DE PROVA	CP1		CP2	
	CENTRO ©	BORDA (B)	CENTRO ©	BORDA (B)
MEDIA	109,45	89,16	111,7	88,05
Desvio Padrão (S)	1,79	3,75	2,45	5,45
Erro Padrão (e)	0,57	1,50	0,77	1,72

Figura 71 – EDS do carbono borda – centro do CP normalizado, temperado e revenido.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 72 - Gráfico de Dureza – Corpo de prova normalizado, temperado e revenido (NTR) centro e borda: NTR1-C, NTR1-B e NTR2-C, NTR2-B.

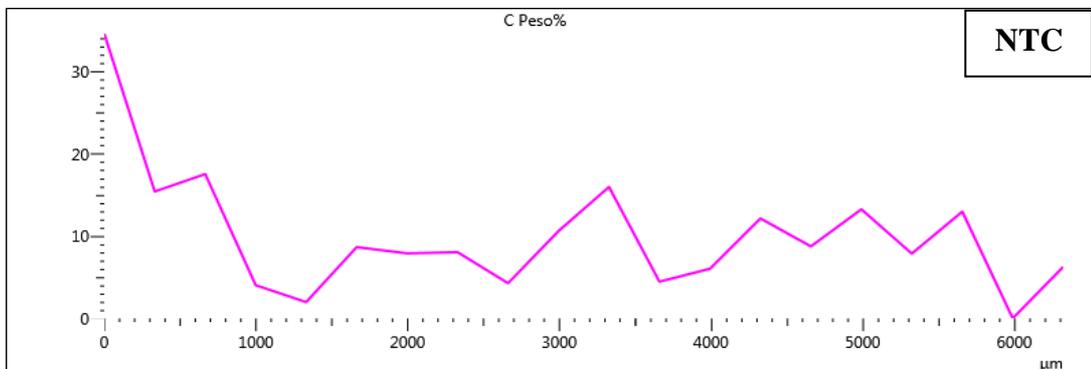


Fonte: Do próprio autor, 2019.

Tabela 18 - Tabela de Dureza – Corpo de prova normalizado temperado e cementado (NTC) indentações no centro, borda e lateral: CP1 e CP2.

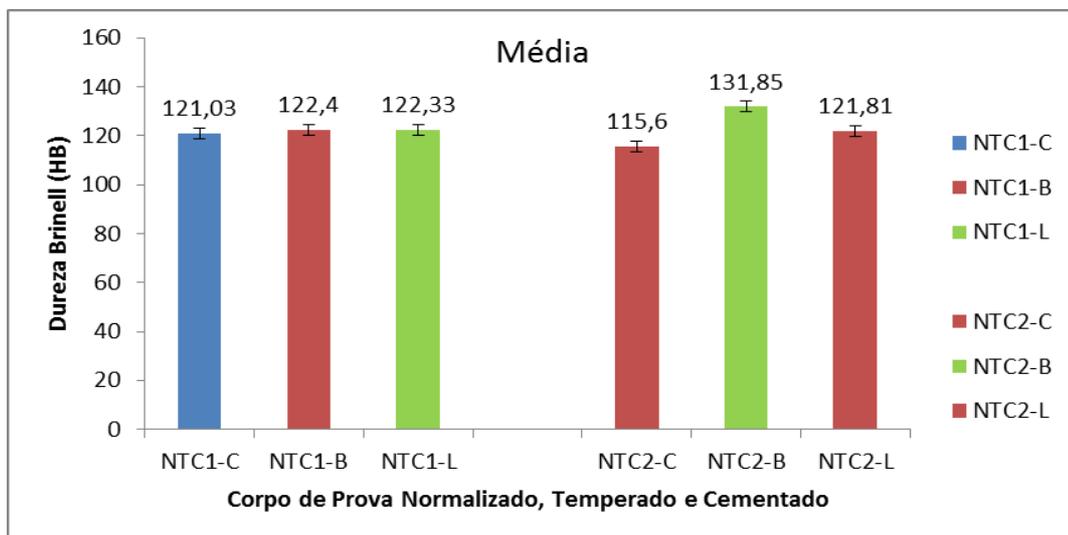
CORPO DE PROVA NORMALIZADO TEMPERADO E CEMENTADO						
DUREZA BRINELL (HB)						
CORPO DE PROVA	CP1			CP2		
	CENTRO	BORDA	LATERAL	CENTRO	BORDA	LATERAL
MÉDIA	121,03	122,4	122,33	115,6	131,85	121,81
Desvio Padrão (S)	7,42	11,28	6,60	10,09	6,13	5,49
Erro Padrão (e)	2,35	3,57	2,09	3,14	1,93	1,74

Figura 734 – EDS do carbono borda - centro do CP normalizado, temperado e cementado.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 74 - Gráfico de Dureza – Corpo de prova normalizado, temperado e cementado (NTC) centro e borda: NTC1-C, NTC1-B, NTCL e NTC2-C, NTC2-B, NTC2-L.



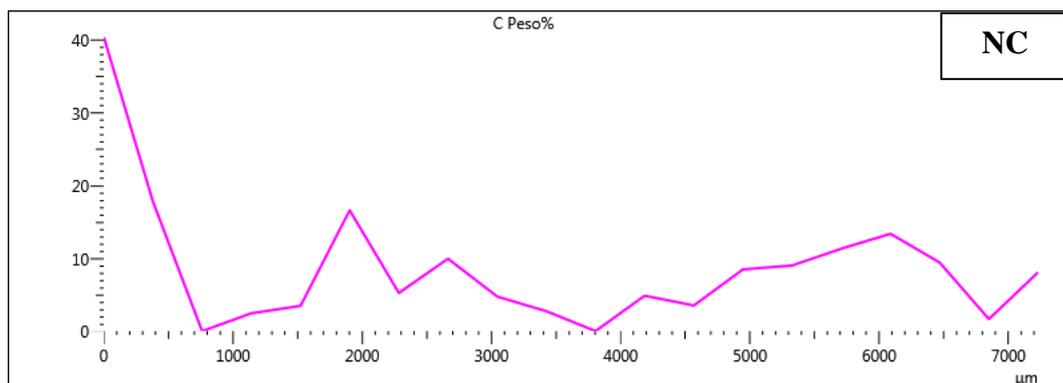
Fonte: Do próprio auto, 2019.

Os CPs normalizados e cementado (NC), Tabela 18, Figuras 76 e 77 e os normalizados, temperados e cementados, Tabela 17 e gráficos 74 e 75 seguiram a tendência dos corpos de prova cementado, fica evidenciado a evolução que se obteve na difusão do carbono, pois é perceptível a concentração de carbono na Figura 49 (c) e (d), que devido ao tempo de 360 min e a temperatura de 950 °C, acarretou a migração de carbono para a superfície dos corpos de prova por difusão como evidenciou GOUVEIA et al. (2018). Os CPs normalizados, temperados e revenidos (NTR), Tabela 16 Figuras 72 e 73 foram os que mais perderam carbono na superfície fenômeno característico do processo de revenimento, este elemento químico se concentrou no centro do corpo de prova como mostra as Figuras 30 e 41 elevando a dureza no centro do corpo de prova.

Tabela 19 – Tabela de Dureza – Corpo de prova normalizado e cementado (NC) indentações no centro e na borda: CP1 e CP2.

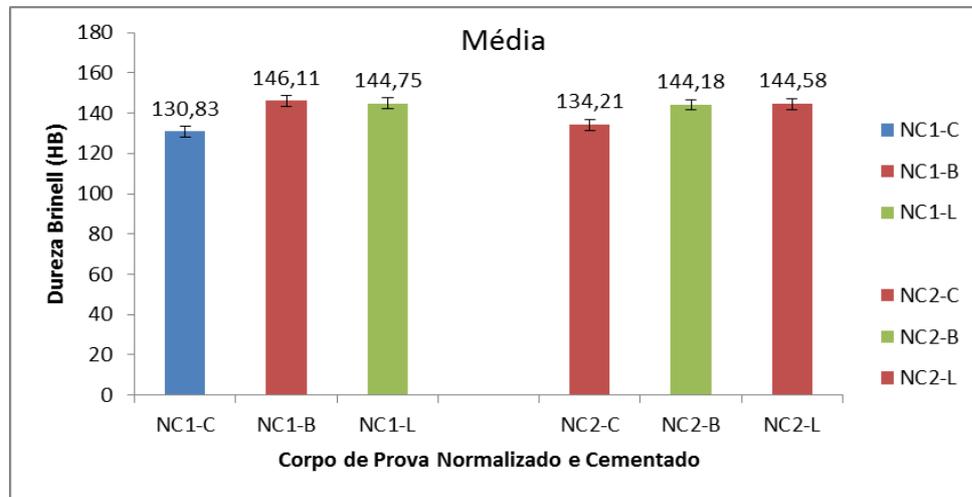
CORPO DE PROVA NORMALIZADO E CEMENTADO						
DUREZA BRINELL (HB)						
CORPO DE PROVA	CP1			CP2		
	CENTRO	BORDA	LATERAL	CENTRO	BORDA	LATERAL
MÉDIA	130,83	146,11	144,75	134,21	144,18	144,58
Desvio Padrão (S)	15,69	4,12	3,33	6,19	2,69	2,64
Erro Padrão (e)	4,96	1,30	1,05	1,96	0,85	0,85

Figura 75 – EDS do carbono borda – centro do CP normalizado e cementado.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

Figura 76 – Gráfico de Dureza – Corpo de prova normalizado e cementado (NC) indentações no centro, borda e lateral: NC1-C, NC1-B, NC1-L e NC2-C, NC2-B, NC2-L.



Fonte: Do próprio autor, 2019.

6.0 – CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e nas análises realizadas, neste trabalho podemos concluir que:

- Todos os tratamentos térmicos aplicados no aço carbono do estudo permitiram a obtenção de uma estrutura com coexistência da fase perlítica em uma matriz ferrítica;
- O tratamento térmico que mais agregou propriedades mecânicas foi o Normalizado, Temperado e Cementado;
- Não foi evidenciada no tratamento térmico de têmpera a microestrutura martensita, mas foi observada a precipitação de finos carbonetos nos CPs normalizados, temperados e revenido (NTR). Provavelmente, pela instabilidade da austenita quando transformada em perlita;
- O tratamento térmico de normalização seguido de cementação apresentou uma grande variação na maioria das propriedades mecânicas analisadas, ao se comparar com outros tratamentos térmicos aplicados ao aço em estudo;
- De acordo com as propriedades mecânicas, o ponto positivo, obtido através dos tratamentos térmicos, se deu em relação à resiliência do corpo de prova normalizado cementado, com um aumento significativo na ordem de 94.5% e um pequeno aumento de 25,5% da tenacidade em relação ao trefilado (como adquirido no mercado), indicando que o material se tornou mais resiliente e menos tenaz em relação aos outros tratamentos térmicos.

Com relação à caracterização estrutural e morfológica, podemos concluir:

- A microscopia de varredura MEV, permitiu a identificação da principal fase, ferrita. Entretanto, devido ao ataque com o reagente Nital, foi possível a identificação da perlita retida;
- Com a microscopia eletrônica de varredura (MEV) e a microanálise de dispersão de raios X (EDS), foi possível a identificação da estrutura ferrita, com refinamento das lamelas de perlita, quando variou o tratamento térmico aplicado nas amostras, como também a identificação de inclusões de carbonetos e porosidades presentes no material estudado;

Com relação aos resultados dos ensaios mecânicos, podemos concluir que:

- A tensão de escoamento (σ_{esc}) aumentou em 70,08% para os corpos de prova NTC em relação aos CPs sem tratamento térmico (ST);
- Para tensão máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$), houve um aumento de 52,05 % para os corpos de prova NTC em relação aos CPs sem tratamento térmico (ST);
- O Módulo de Elasticidade (E) aumentou em 42,55 % para os CPs NTR em comparação aos CPs sem tratamento térmico (ST);
- O Módulo de Resiliência teve um aumento de 94,51% dos CPs NTC em relação aos CPs sem tratamento térmico (ST);
- A tenacidade foi o menor aumento de resistência mecânica para os CPs NC que tiveram 14,89% superior à tenacidade dos CPs ST;
- A dureza Brinell (HB), obtida das amostras do aço carbono, foi afetada pelos tratamentos térmicos. Mudanças na dureza dependem da transformação da perlita e da camada cementada. Como isso foi comprovado para os tratamentos aplicados, que a dureza sofreu as alterações esperadas para o estudo;
- Com os resultados obtidos em todos os ensaios e análises do aço carbono do estudo, chega-se a conclusão de que o aço vendido no mercado para uso dos eixos de rabeta aproxima-se do SAE 1025.

7.0 – TRABALHOS FUTUROS.

Para trabalhos futuros, restam algumas sugestões para continuação deste estudo:

- Comparar os tratamentos térmicos por difração de raio-X;
- Alterar parâmetros dos tratamentos térmicos como temperaturas de austenitização, para analisar a influência destes nas propriedades mecânicas e estruturais do aço carbono;
- Utilização de outras técnicas de ataque químico, com o reagente metabissulfato de sódio, para melhor caracterização da fase perlítica retida nas micrografias obtidas;
- Avaliar as propriedades mecânicas relacionadas ao ensaio de desgaste no aço carbono.

REFERÊNCIAS

ASM HANDBOOK: HEAT TREATING, ASM International, USA – Ohio, Materials Park, v, IV 1991.

CALLISTER, Jr, Willian D,; **RETHWISCH**, David G, **CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS: Uma Introdução**, 8, Ed, Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CALLISTER, W, D, **MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING: An Introduction**, Salt Lake, John Wiley, 2007.

CALLISTER, W, D,, **CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS**, Edição 7, Rio de Janeiro, 2015, LTC.

CALLISTER, W, D, J, , **CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS: uma introdução**, 7a ed, Utah: John Wiley & Sons, 2013.

ÇALIK, A. et al. - International Journal of Physical Sciences Vol. 4 (9), pp. 514-518, September, 2009.

CHIAVERINI, V, **Aços e Ferros Fundidos**, São Paulo: ABM, 2008,

CHIAVERINI, V, **TECNOLOGIA MECÂNICA: Processos de Fabricação e Tratamento**, Vol, II, 2, Ed, São Paulo: McGraw-Hill, 1986.

COLPAERT, H, **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, São Paulo: Blucher, 2008.

DAVIS, J, R, (Ed.), **GEAR MATERIALS, PROPERTIES, AND MANUFACTURE**, ASM International, 2005.

DATRES, K,D,L, et al, **ENSAIO DE TRAÇÃO E METALOGRAFIA DO AÇO SAE 1020**.

DIETER, G, E,, **MECHANICAL METALLURGY**, UK, Cap 8 - 11, 1988.

FERLAUTO, E,M,**HETEROGENEIDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAS DURANTE O PROCESSO DE TREFILAÇÃO COMBINADA DO AÇO SAE 1045**, 2011, 108 f, DISSERTAÇÃO (Mestrado em Engenharia), Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

GARCIA, A. SPIN, J. A. SANTOS, C. A. **ENSAIOS DOS MATERIAIS**. Rio de Janeiro – RJ, 2000.

GRILO, J. P.F.;**PERES**, M. M., **CARACTERÍSTICAS, PROPRIEDADES E APLICAÇÕES DA CEMENTAÇÃO EM AÇO**. Universidade Federal do Rio Grande do Norte – UFRN, 2012.

HANDBOOK: A, S, F, M, A, PROPERTIES AND SELECTION: IRONS, STEELS, AND HIGH-PERFORMANCE ALLOYS, Ohio: ASM International, 1993,

HOLLOMON, J, H, TENSILE DEFORMATION, A,I,M,E, New York, Pag, 268 – 290, 1945.

RODRIGUES, L, A, INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE TEMPERATURA E RESFRIAMENTO DE TÊMPERA EM AÇO SAE 4140, 2017, 47 f, Trabalho de Conclusão de Curso, Bacharelado em Engenharia Mecânica - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Guarapuava, 2017.

MARCON, L.; MARTINEZ H,, L, J, EMPIRICAL POWER OF FOUR STATISTICAL TESTS IN ONE WAY LAYOUT, International Mathematical Forum, Vol, 9, 2014, no, 28, 1347 – 1356, Universidade de Caldas, Colombia, 2014.

MARC A, MEYERS; KRISHAN K, CHAWLA - PRINCÍPIOS DE METALURGICA MECÂNICA, Edgard Blücher Ltda, 1982.

METALS HANDBOOK, HEAT TREATING, ASM, v, 04, 1991.

MORGADO, T. L. M.; BRANCO, C. M.; INFANTE, V. PREVISÃO DE VIDA ÚTIL DOS ENGATES (RABETAS) DOS VAGÕES DE TRANSPORTE DE CARVÃO. Revista da Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões, Coimbra, v. 14, p. 1-9, 2007.

NEVES, J. G. RIBEIRINHOS, DESENVOLVIMENTO E A SUSTENTABILIDADE POSSÍVEL. Revista Partes, São Paulo, ISSN 1678-8419. 2008. Disponível em: <https://www.partes.com.br/2008/03/19/ribeirinhos-desenvolvimento-e-a-sustentabilidade-possivel-3/>. Acesso em 27 de outubro de 2018.

OSITA, O. et al. - INTERNATIONAL JOURNAL OF ENGINEERING AND TECHNOLOGIES - ISSN: 2297-623X, Vol. 8, pp 32-43.

OLIVEIRA, B, O, S, R, EFEITOS DO REVENIMENTO REALIZADO A BAIXA TEMPERATURA NA RESISTÊNCIA AO IMPACTO EM AÇOS CARBONO E LIGADOS TEMPERADOS, 2011, 122 f, Dissertação (Mestrado Profissional) – Escola de Engenharia de Materiais, Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2011.

OLIVEIRA. L. S. MODERNIZAÇÃO DA FROTA RIBEIRINHA. POLÍTICAS E ESTRATÉGIAS. Departamento de Estudos da Escola Superior de Guerra – ESG, Rio de Janeiro - RJ, 2014.

POLMEAR, I, J, LIGHT ALLOYS – METALLURGY OF THE LIGHT METALS, New Jersey: Prentice-Hall, 2005.

RAHUL, G., et al. THE EFFECTS OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF EN19 STEEL ALLOY, INTERNATIONAL JOURNAL OF ENGINEERING AND TECHNOLOGIES - ISSN: 2297-623X, Vol. 8, 2018.

REED-HILL, R, E.; ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L, PHYSICAL METALLURGY PRINCIPLES,4, Ed, USA, Stamford: Cengage Learning, 2009.

REVISTA ENGENHARIA EM AÇÃO UNITOLEDO, Araçatuba, SP, v, 02, n, 01, p, 70-82, jan./ago, 2017.

SALDARRIAGA, P.A.C., ESTUDO DOS CAMPOS DE TENSÃO GERADOS POR INCLUSÕES DURANTE O PROCESSO DE TORNEAMENTO DE AÇOS ABNT 1045 UTILIZANDO O MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS, 2008, 122 f, DISSERTAÇÃO (Mestrado em Engenharia Mecânica), Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

SILVA, T. R., ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM EIXO EM AÇO CARBONO, UTILIZADO EM EMBARCAÇÕES TIPO RABETA POR RIBEIRINHOS NA AMAZÔNIA. Instituto de Tecnologia, UFPA, 2019.

SILVA JUNIOR, R.V., INFLUÊNCIA DE MICROLIGANTES NA USINABILIDADE E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO 1045, 2010, 65 f, DISSERTAÇÃO (Mestrado Profissional em Engenharia de Materiais), Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2010.

SILVA, André L, V, C.; **MEI, Paulo R, AÇOS E LIGAS ESPECIAIS**, 2, Ed, São Paulo: Edgard Blucher, 2006.

SILVA, A, L, C, E; **MEI, P, R, AÇOS E LIGAS ESPECIAIS**, Edgard Blücher, São Paulo - SP, 2010.

SROUR JUNIOR, E,H.; **DETERMINAÇÃO DO GRAU DE CONFORMABILIDADE DE CHAPA DE AÇO PARA SUPORTE DE COLUNA DE DIREÇÃO E IDENTIFICAÇÃO DE SIMILAR NACIONAL** Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2002.

SOARES, Edmo Jr, EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS-FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO, 2006, 100 f, Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

SOUZA, Giselia Alves, CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO MÉDIO CARBONO E BAIXA LIGA (COM ESTRUTURA BAINÍTICA/MARTENSÍTICA) VIA MICROSCOPIA ÓPTICA, 2008, 162 f, DISSERTAÇÃO (Mestrado em Engenharia Mecânica), Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Julio Mesquita, Guaratinguetá, 2008.

SUSKI, C,A.; **OLIVEIRA, C,A, S.;** Análise de precipitados por microscopia eletrônica de varredura e de transmissão em um aço ao boro *Tecnol, Metal, Mater, Miner.*, São Paulo, v, 10, n, 4, p, 336-345, out./dez, 2013.

TSCHIPTSCHIN, A. P., ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS, USP, 2017.

VALE, A,R,M, - TRATAMENTO TÉRMICO - IFPA - Ministério da Educação - Belém – PA, Janeiro 2011.

YOSHIOKA, Ayumi, ESTUDO DE ESCÓRIA E INCLUSÕES DO AÇO DIN 38MnSiVS6, 2016, 89 f, DISSERTAÇÃO (Mestrado em Engenharia), Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2016.

ANEXOS

Dureza dos Corpos de Prova do Estudo

Tabela 14 - Tabela de Dureza – Corpo de Sem Tratamento Térmico (ST): ST1 e ST2.

	DUREZA BRINELL (HB) - CORPO DE PROVA ST	
	ST1	
	Centro	Bordas
1	161,6	165,0
2	143,6	168,4
3	150,5	168,0
4	109,7	165,4
5	164,5	169,2
6	151,7	154,4
7	160,7	171,4
8	159,8	174,3
9	162,8	174,3
10	168,0	171,8
MÉDIA	153,29	168,22
DESVIO PADRÃO (S)	17,007	5,84253
ERRO PADRÃO (e)	5,37807	1,84757
	ST2	
	Centro	Bordas
1	158,0	
2	156,8	156,5
3	155,9	163,7
4	158,3	165,0
5	161,6	163,2
6	160,4	164,1
7	158,9	165,8
8	160,1	165,8
9	161,9	173,5
10	168,4	161,6
MÉDIA	160,03	164,29
DESVIO PADRÃO (S)	3,52831	4,2128
ERRO PADRÃO (e)	1,11575	1,3322

Tabela 15- Tabela Completa de Dureza – Corpo de prova normalizado (N): N1-C, N1-B e N2-C, N2-B.

	DUREZA BRINELL (HB) - CORPO DE PROVA NORMALIZADO	
	NC1	
	Centro	Bordas
1	84,4	99,9
2	99,7	98,9
3	83,5	99,9
4	90,4	101,0
5	82,8	99,7

6	88,0	98,9
7	84,7	100,7
8	93,1	101,3
9	85,2	99,5
10	89,8	103,1
MÉDIA	88,16	100,29
DESVIO PADRÃO (S)	5,27704	1,27928
ERRO PADRÃO (e)	1,66875	0,40454
	NC2	
	Centro	Borda
1	90,5	98,7
2	84,7	99,2
3	87,9	101,3
4	87,7	99,9
5	84,6	101,8
6	91,6	100,9
7	85,2	104,0
8	82,0	103,0
9	86,6	103,3
10	91,1	102,2
MÉDIA	87,19	101,43
DESVIO PADRÃO (S)	3,17296	1,77517
ERRO PADRÃO (e)	1,00338	0,56136

Tabela 16 - Tabela Completa de Dureza – Corpo de prova normalizado, temperado e revenido (NTR): NTR1 e NTR2.

DUREZA BRINELL (HB) - CORPO DE PROVA NORMALIZADO TEMPERADO E RENENIDO		
NTR1		
	Centro	Bordas
1	107,2	91,2
2	107,2	93,9
3	108,0	87,2
4	110,3	85,1
5	108,0	80,7
6	110,5	87,9
7	111,7	87,1
8	110,3	92,9
9	109,b2	97,2
10	112,1	88,4
MÉDIA	109,45	89,16
DESVIO PADRÃO (S)	1,795828	4,755862
ERRO PADRÃO (e)	0,567891	1,503936
NTR2		
	Centro	Bordas
1	108,4	85,7
2	108,4	81,0
3	109,0	84,6
4	111,9	83,6
5	110,5	86,2
6	113,1	84,7
7	112,9	96,8

8	114,6	88,5
9	114,2	94,4
10	114,0	95,0
MÉDIA	111,7	88,05
DESVIO PADRÃO (S)	2,447221	5,446355
ERRO PADRÃO (e)	0,773879	1,722289

Tabela 17- Tabela Completa de Dureza – Corpo de prova normalizado, temperado e cementado (NTC): NTC1-C, NTC1-B e NTC2-C, NTC2-B.

DUREZA BRINELL (HB) - CORPO DE PROVA NORMALIZADO TEMPERADO E CEMENTADO			
NTC1			
	Centro	Bordas	Lateral
1	122,6	121,5	122,5
2	109,9	106	121,2
3	120	131,1	115,3
4	119,1	121,5	121,9
5	120,6	128	134,3
6	112,5	106,6	123,2
7	128,2	124,4	124,7
8	122,8	143	111,5
9	118,4	114,4	118,6
10	136,2	127,5	130,1
Média	121,03	122,4	122,33
Desvio Padrão	7,421148	11,28243	6,60085
Erro Padrão	2,346773	3,567819	2,087372
NTC2			
	Centro	Bordas	Lateral
1	106,6	127,5	119,3
2	131,5	130,3	110,1
3	113,5	128,9	119,5
4	125,4	129,6	124
5	115,5	128,6	116,8
6	96,3	126,8	126,1
7	124	142,1	125,1
8	117,3	143	128,5
9	109,5	126,6	122,6
10	116,4	135,1	126,1
Média	115,6	131,85	121,81
Desvio Padrão	10,09983	6,134284	5,494128
Erro Padrão	106,6	1,939831	1,737396

Tabela 18 - Tabela Completa de – Corpo de prova normalizado e cementado (NC): NC1-C, NC1-B e NC2-C, NC2-B.

DUREZA BRINELL (HB) - CORPO DE PROVA NORMALIZADO E CEMENTADO			
NC1			
	Centro	Bordas	Lateral
1	109,6	139,7	139,3

2	132,2	141,1	147,3
3	134,8	145,7	141,3
4	142,1	144,2	148,2
5	135,7	146,6	147,6
6	140,5	145,1	146,6
7	95,3	150,2	142,7
8	142,4	153,5	141,1
9	140,0	145,7	145,4
10	135,7	149,3	148,0
MÉDIA	130,83	146,11	144,75
DESVIO PADRÃO (S)	15,69374	4,122418	3,334416
ERRO PADRÃO (e)	4,962796	1,303623	1,054435
	NC2		
	Centro	Bordas	Lateral
1	134,6	140,5	141,5
2	131,8	141,3	142,5
3	139,4	145,1	148,0
4	123,5	141,3	144,9
5	135,7	144,8	144,6
6	142,1	146,0	141,8
7	139,7	144,8	149,6
8	126,1	143,0	145,4
9	138,9	145,7	142,7
10	130,3	149,3	144,8
MÉDIA	134,21	144,18	144,58
DESVIO PADRÃO (S)	6,193805	2,686923	2,641464
ERRO PADRÃO (e)	1,958653	0,84968	0,835304

Fluxograma dos Tratamentos Térmico e Termoquímico dos Corpos de Prova

