

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO**  
**ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS**

**SÉRGIO MAURICIO ALVES DA SILVA**

**Influência da pré-microestrutura sobre a resistência ao desgaste  
abrasivo de aços SAE 1045 submetidos à têmpera por indução.**

**São Carlos**

**2022**



**SÉRGIO MAURICIO ALVES DA SILVA**

**Influência da pré-microestrutura sobre a resistência ao desgaste abrasivo  
de aços SAE 1045 submetidos à têmpera por indução.**

**Versão Corrigida**

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientadora: Prof. Dra. Luralice de Campos Franceschini Canale

**São Carlos**

**2022**

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTA TRABALHO,  
POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS  
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da  
EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

A586i ALVES DA SILVA, SERGIO MAURICIO  
Influência da pré-microestrutura sobre a  
resistência ao desgaste abrasivo de aços SAE 1045  
submetidos à têmpera por indução. / SERGIO MAURICIO  
ALVES DA SILVA; orientadora Lauralice de Campos  
Franceschini Canale. São Carlos, 2022.

Dissertação (Mestrado) - Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Área de  
Concentração em Projeto, Materiais e Manufatura --  
Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de  
São Paulo, 2022.

1. têmpera superficial por indução. 2.  
pré-microestrutura. 3. resistência ao desgaste  
abrasivo. 4. tamanho de grão pré-austenítico. I.  
Título.

Eduardo Graziosi Silva - CRB - 8/8907



## FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **SERGIO MAURICIO ALVES DA SILVA**.

Título da dissertação: "Influência da pré-microestrutura sobre a resistência ao desgaste abrasivo de aços SAE 1045 submetidos à têmpera por indução".

Data da defesa: 09/03/2022.

### **Comissão Julgadora**

### **Resultado**

Profa. Titular **Lauralice de Campos Franceschini Canale** APROVADO  
(Orientadora)  
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC-USP)

Prof. Dr. **Ruis Camargo Tokimatsu** APROVADO  
(Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho"/UNESP-Ilha Solteira)

Profa. Dra. **Rosamel Melita Muñoz Riofano** APROVADO  
(Faculdade de Tecnologia/FATEC)

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais:

Prof. Associado **Rafael Salomão**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Titular **Murilo Araujo Romero**



## **AGRADECIMENTOS**

À minha querida esposa Emanuelli Perossi Alves da Silva pela compreensão em que encarou o meu distanciamento e por vezes ausência durante essa pesquisa e cujo apoio emocional foi fundamental para concretizar esse trabalho.

À minha orientadora, Prof<sup>ª</sup>. Dra. Lauralice de Campos Franceschini Canale pelo apoio e orientação e confiança em mim depositada para realização dessa pesquisa.

À Escola de Engenharia de São Carlos / USP, pela oportunidade de realização do curso de mestrado.

Ao Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti, por gentilmente ter colocado a minha disposição os equipamentos do Laboratório de Engenharia de Superfícies / USP.

Ao Prof. Dr. Roberto Ramon Mendonça por ter dedicado grande parte de seu tempo livre para dividir comigo parte de sua experiência e conhecimento e cujo apoio para realização de ensaios foi fundamental para essa pesquisa.

Ao Sr. Flávio Rodrigues Vieira, pelo valioso auxílio prestado e experiência compartilhada.

A todos aqueles que contribuíram direta ou indiretamente para realização deste trabalho.



## RESUMO

Alves da Silva, Sergio Mauricio. **Influência da pré-microestrutura sobre a resistência ao desgaste abrasivo de aços SAE 1045 submetidos à têmpera por indução.** 90p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2022.

O emprego do tratamento térmico superficial por indução tem-se tornado cada vez mais frequente devido às muitas vantagens oferecidas por esse processo como, por exemplo, proporcionar ao aço uma maior resistência ao desgaste abrasivo e à fadiga preservando a ductilidade e tenacidade do seu núcleo. Um dos objetivos desse trabalho foi demonstrar que os resultados obtidos após a têmpera superficial por indução são fortemente dependentes da pré-microestrutura do material, ou seja, são influenciados pela microestrutura que antecede a esse tratamento térmico. Além disso, buscou-se demonstrar que a dureza alcançada após a têmpera por indução não deve ser, isoladamente, o único fator a ser considerado quando se pretende elevar a resistência ao desgaste abrasivo e que outros fatores, tais como, homogeneidade da microestrutura, tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) e o equilíbrio entre dureza e tenacidade podem maximizar os resultados alcançados. Para esse fim, parte das amostras de uma mesma barra de aço SAE 1045 foi tratada termicamente em forno convencional obtendo-se com isso 3 diferentes microestruturas iniciais - (1) conforme recebido, (2) normalizado e (3) normalizado temperado e revenido – e, posteriormente, temperadas por indução utilizando-se 3 diferentes parâmetros obtendo-se, no total, 9 grupos de amostras com durezas superficiais similares. Após sua caracterização, as amostras de cada um desses 9 grupos foram submetidas a ensaio de desgaste microabrasivo e seus desempenhos foram comparados entre si e, também, com outros dois grupos de amostras preparadas exclusivamente para essa etapa: amostras somente temperadas por indução, sem revenimento, e amostras com tamanhos de grão pré-austenítico (PAGS) bem maiores do que o normalmente encontrado após a têmpera por indução. Ao final dos ensaios, observou-se que as amostras com pré-microestrutura temperada e revenida foram as que apresentaram uma microestrutura mais homogênea após a têmpera superficial por indução e obtiveram os melhores resultados quanto à resistência ao desgaste abrasivo embora apresentassem dureza superficial similar aos demais grupos de amostras. Ademais, observou-se a influência do tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) na resistência ao desgaste abrasivo sugerindo que um menor tamanho de grão, além de conferir ao material uma melhor resistência ao impacto, também proporciona uma maior resistência ao desgaste abrasivo.

**Palavras-chave:** têmpera superficial por indução, pré-microestrutura, resistência ao desgaste abrasivo, tamanho de grão pré-austenítico.

## ABSTRACT

Alves da Silva, Sergio Mauricio. **Influence of pre-microstructure on wear resistance of SAE 1045 steels subjected to induction hardening**. 90p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2022.

The use of surface heat treatment by induction has become increasingly frequent due to the many advantages offered by this process, for example, providing steel with greater resistance to abrasive wear and fatigue while preserving the ductility and toughness of its core. One of the objectives of this work was to demonstrate that the results obtained after surface hardening by induction are strongly dependent on the pre-microstructure of the material, that is, they are influenced by the microstructure that precedes this heat treatment. In addition, I sought to demonstrate that the hardness achieved after induction hardening should not be, in isolation, the only factor to be considered when seeking to increase abrasive wear resistance and that other factors, such as homogeneity of the microstructure, pre-austenitic grain size (PAGS) and the balance between hardness and toughness can maximize the results achieved. For this purpose, part of the samples of the same SAE 1045 steel bar was heat treated in a conventional oven, thus obtaining 3 different initial microstructures - (1) as received, (2) normalized and (3) normalized quenched and tempered - and, subsequently, induction hardened using 3 different parameters, obtaining a total of 9 groups of samples with similar surface hardness. After its characterization, the samples from each of these 9 groups were subjected to a microabrasive wear test and their performances were compared with each other and also with two other groups of samples prepared exclusively for this step: samples only tempered by induction, without tempering, and samples with pre-austenitic grain sizes (PAGS) much larger than normally found after induction hardening. At the end of the tests, it was observed that the samples with quenched and tempered pre-microstructure were the ones that presented a more homogeneous microstructure after surface tempering by induction and obtained the best results in terms of abrasive wear resistance, although they presented surface hardness similar to the others groups of samples. Furthermore, the influence of pre-austenitic grain size (PAGS) on abrasive wear resistance was observed, suggesting that a smaller grain size, in addition to giving the material better impact resistance, also provides greater resistance to abrasive wear.

**Keywords:** induction superficial quench, pre microstructure, abrasive wear resistance, Pre-Austenitic Grain Size – PAGS.





## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Microestrutura e o desgaste dos materiais. ....	22
Figura 2 - Relatório sobre a economia decorrente da aplicação dos conceitos da tribologia - The Jost Report - HMSO 1966.....	23
Figura 3 - Taxa de desgaste e resistência do contato elétrico para um pino de latão deslizando contra um anel satélite em função da carga normal.....	26
Figura 4 - Diferentes mecanismos de desgaste em função do tempo e velocidade do ensaio. ....	27
Figura 5 - Características essenciais de um mapa de mecanismo de desgaste variando-se a velocidade e o carregamento. ....	27
Figura 6 - Processos de desgaste: (a) sulcamento ( <i>ploughing</i> ), (b) cunhagem ( <i>wedge</i> ) e (c) corte ( <i>cutting</i> ) - micrografia eletrônica - Hokkirigawa e Kato [14]. ....	28
Figura 7 - Desenho esquemático sobre as regiões de uma zona transformada tribologicamente. ....	29
Figura 8 - Exemplo de zona tribologicamente transformada. Micrografia da secção transversal de uma amostra cilíndrica de aço de alta resistência BS S132 submetida a ensaio de desgaste por <i>fretting</i> - frequência de oscilação de 100Hz.....	30
Figura 9 - (a) Perda de massa versus dureza (bulk hardness); (b e c) propriedades mecânicas dos materiais investigados - Rendón e Olsson. ....	31
Figura 10 - Zona de deformação claramente visível com transição suave em relação à base do material - micrografia ótica da seção transversal de uma superfície desgastada.....	32
Figura 11 - Perda de massa e dureza após deformação. ....	33
Figura 12 - Ciclo esquemático de tempo-temperatura para os tratamentos térmicos de recozimento pleno e normalização. Temperaturas sobrepostas às faixas de transformação de ferrita e perlita. ....	34
Figura 13 - Exemplos de descarbonetação (a e b) e suas respectivas representações esquemáticas (c e d).....	35
Figura 14 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) revelado por ácido pícrico - Haiko [4]: aço 500HB como recebido (a esquerda), austenitizado a 800°C (ao centro) e austenitizado a 960°C (a direita). ....	36
Figura 15 - Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado de uma martensita em liga Fe-C. Átomos de carbono estão aprisionados em conjunto de espaços octaédrico intersticiais.....	37

Figura 16 - Exemplo de micrografia de uma amostra de aço SAE 1050 austenitizado dentro da zona crítica (a 735°C). Material temperado, ilhas de ferrita em matriz martensítica. ....	38
Figura 17 - Dureza a temperatura ambiente em função da concentração de carbono para aço martensítico, martensítico temperado (371°C) e perlítico [19]. .....	38
Figura 18 – Curva de revenimento para amostras de aço carbono 1045. Tempo de revenimento: ○, 10min; ●, 1 hora; △, 4 horas; ▲, 24 horas. ....	39
Figura 19 - Exemplos de bobinas indutoras e seus respectivos campos eletromagnéticos.	40
Figura 20 - Exemplos de diferentes formatos que uma bobina indutora pode assumir (a, b e c) inclusive a possibilidade de incorporar um sistema de resfriamento para temperar a peça (c e d). .....	41
Figura 21 - Comparação de perfis de endurecimento após indução superficial e total empregado em um cilindro em aço carbono. ....	43
Figura 22 – Aumento da temperatura crítica $A_{c3}$ em função da taxa de aquecimento e também em função de diferentes microestruturas [21]. .....	44
Figura 23 - Efeito da taxa de aquecimento versus tamanho de grão austenítico de um aço 1040. ....	44
Figura 24 - Efeito da microestrutura inicial de um aço 1070 em resposta ao tratamento térmico superficial. ....	45
Figura 25 - Distribuição da densidade de potência (fonte de aquecimento) em função da frequência da corrente induzida (cilindro em aço inox com diâmetro externo de 20mm).	46
Figura 26 - Comparativo entre a profundidade de penetração da corrente e a profundidade da camada requerida [21]. .....	47
Figura 27 - Exemplos de profundidade da camada (área mais clara) obtida com o mesmo indutor, mas diferentes parâmetros de frequência e densidade de potência [21]. .....	49
Figura 28 - Os arranjos de pré-microestrutura e parâmetros de indução resultaram em 9 tipos de amostras. ....	52
Figura 29 - Dureza após a têmpera versus teor de carbono do aço [22]. .....	52
Figura 30 - Amostra SAE 1045 recebendo tratamento térmico por indução em sua superfície - (1) fixador, (2) amostra, (3) indutor, (4) sentido do movimento do indutor - velocidade 3,63mm/s, (5) fluido refrigerante - nesse caso Energis Quench W40. ....	55
Figura 31 - Termômetro infravermelho utilizado durante o processo de indução: fabricante Hold Peak, modelo HP 1300, indicado para medir temperaturas entre -50°C a 1300°C com acurácia de 2% para medições acima de 0°C. ....	56
Figura 32 - Equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo .....	57

Figura 33 - Princípio de operação do equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera fixa. ....	57
Figura 34 - Amostra submetida a uma força de contato de 10N - equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo.....	58
Figura 35 - Ensaio de desgaste: esquema de avaliação comparativa entre grupos de amostras. ....	60
Figura 36 - Micrografia aço SAE 1045 conforme recebido: microestrutura formada por ferrita e perlita. Ataque nital 3%. ....	61
Figura 37 - Micrografia aço SAE 1045 após normalização a 900°C [20] - nital3%.....	62
Figura 38 - Micrografia aço SAE 1045 temperado a 845°C e revenido a 425°C- nital 3% - predominância de martensita revenida e pequenas áreas de ferrita. ....	63
Figura 39 - Micrografias obtidas com nital 3% - (a) material conforme recebido, (b) normalizado e normalizado, (c) temperado e revenido (barra de escala:20µm) .....	63
Figura 40 – Amostra do grupo D: austenitizada a 1200°C (forno INTI – FL 1300), temperada em água com agitação e revenida a 340°C por 2 horas – nital 3%. ....	64
Figura 41 - Aspecto da amostra após tratamento térmico superficial por indução.....	65
Figura 42 - Micrografia do corte transversal da amostra ARr - temperada na superfície por indução e revenida a 380°C - nital 3%. ....	66
Figura 43 - Micrografia do corte transversal da amostra BRr - temperada na superfície por indução e revenida à 380°C - nital 3%. ....	66
Figura 44 - Micrografia do corte transversal da amostra CRr - temperada na superfície por indução e revenida a 380°C - nital 3%. ....	67
Figura 45 - Aspecto da camada da amostra ARr - nital 3%, espessura alcançada, 0,65mm e dureza na superfície, 39,4 RHC.....	68
Figura 46 - Aspecto da camada da amostra BRr – nital 3%, espessura alcançada, 0,65mm e dureza na superfície, 41,7 HRC.....	68
Figura 47 - Aspecto da camada da amostra CRr – nital 3%, espessura alcançada, 0,77mm e dureza na superfície, 42,3 RHC.....	69
Figura 48 - Micrografia a 0,15mm da superfície da amostra do grupo A normalizada e temperada na superfície por indução (ANr) - nital 3%. ....	70
Figura 49 - Micrografia a 0,15mm da superfície da amostra do grupo B normalizada e temperada na superfície por indução (BNr) - nital 3%.....	71

Figura 50 - Micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) a 0,15mm da superfície da amostra do grupo C normalizada e temperada na superfície por indução (C Nr) - (a) barra de escala igual a 5 $\mu$ m e (b) barra de escala igual a 1 $\mu$ m. ....	71
Figura 51 - Aspecto da camada da amostra ANr – nital 3%, espessura alcançada, 0,65mm e dureza na superfície igual a 39,4 HRC. ....	72
Figura 52 - Aspecto da camada da amostra B Nr – nital 3%, espessura alcançada, 0,77mm e dureza na superfície igual a 40,6 HRC. ....	72
Figura 53 - Aspecto da camada da amostra C Nr – nital 3%, espessura alcançada, 0,77mm e dureza na superfície igual a 41,3 HRC. ....	73
Figura 54 - Micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) a 0,15mm da superfície da amostra do grupo A normalizada e temperada na superfície por indução (A Tr) - (a) barra de escala igual a 5 $\mu$ m e (b) barra de escala igual a 1 $\mu$ m.....	74
Figura 55 - Micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) a 0,15mm da superfície da amostra do grupo B normalizada e temperada na superfície por indução (B Tr) - (a) barra de escala igual a 5 $\mu$ m e (b) barra de escala igual a 1 $\mu$ m.....	75
Figura 56 - Micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) a 0,15mm da superfície da amostra do grupo C normalizada e temperada na superfície por indução (C Tr) - (a) barra de escala igual a 5 $\mu$ m e (b) barra de escala igual a 1 $\mu$ m.....	75
Figura 57 - Profundidade da camada: 0,90mm - amostra do grupo A com pré-microestrutura normalizada, temperada e revenida e com tratamento térmico por indução na superfície (A Tr) – nital 3% e dureza na superfície igual a 43,1 RHC. ....	76
Figura 58 - Profundidade da camada: 0,85mm - amostra do grupo B com pré-microestrutura normalizada, temperada e revenida e com tratamento térmico por indução na superfície (B Tr) – nital 3% e dureza na superfície igual a 40,4 HRC ....	76
Figura 59 - Profundidade da camada: 1,35mm - amostra do grupo C com pré-microestrutura normalizada, temperada e revenida e com tratamento térmico por indução na superfície (C Tr) – nital 3 % e dureza na superfície igual a 40,5 RHC. ....	77
Figura 60 - Profundidade da camada alcançada por cada uma das amostras dos grupos ARr, BRr, CRr, ANr, B Nr, C Nr, A Tr, B Tr e C Tr.....	78
Figura 61 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) referente a amostra A Tr: obteve classificação 8, segundo a norma ASTM E1120 e método de interceptação Reyen.....	79
Figura 62 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) referente a amostra B Tr: obteve classificação 8, segundo a norma ASTM E1120 e método de interceptação Reyen.....	79

Figura 63 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) referente a amostra CTr: obteve classificação 9, segundo a norma ASTM E1120 e método de interceptação Reyen. ....	80
Figura 64 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) referente a amostra Dr: obteve classificação 2, segundo a norma ASTM E1120 e método de interceptação Reyen. ....	80
Figura 65 - Resultado comparativo do volume de massa removido entre os 9 grupos de amostras após o ensaio de desgaste por micro abrasão por esfera fixa - os parâmetros desse ensaio podem ser observados na Tabela 6. ....	81
Figura 66 - Análise comparativa do volume de massa removido de amostra com e sem revenimento. ....	83
Figura 67 - Aspecto da calota da formada após o desgaste por micro abrasão por esfera fixa: amostras BT sem revenimento (a) e amostras com BTr com revenimento (b). ....	83
Figura 68 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS). A esquerda (a), micrografia de uma amostra pertencente ao grupo D e a direita (b) micrografia de uma amostra temperado por indução - CTr: segundo a norma ASTM E112 e método de interceptação de Reyen, apresentaram tamanhos de grão 2 e 9, respectivamente. ....	84
Figura 69 - Volume de massa removido de amostras com tamanho de grão pré-austenítico 9 - ATr, BTr e CTr - e amostras do grupo D, com tamanho de grão 2. ....	85



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Escolha da frequência: "Bom" indica a frequência mais eficiente. "Razoável" indica uma frequência menos eficiente. "Pobre" refere-se a uma frequência inadequada para a camada endurecida desejada.....	48
Tabela 2 - Densidade de potência requerida para o endurecimento superficial. Ponto de partida para estimar a potência densidade. ....	49
Tabela 3 - Perdas típicas para os diferentes tipos de fontes de energia utilizados atualmente. ....	50
Tabela 4 - Parâmetros da têmpera superficial por indução aplicada nas amostras em aço SAE 1045 - na têmpera das amostras do grupo B foi utilizada solução Quench W40 fabricado pela empresa Energis 8 Brasil. ....	51
Tabela 5 - Composição química da amostra em conformidade com a classificação SAE 1045. ....	53
Tabela 6 - Parâmetros do ensaio microabrasivo – Trezona [24], Esteves [26].....	58
Tabela 7 - Temperaturas de austenitização registradas durante o processo de indução das amostras dos grupos ARr, BRr e CRr. ....	69
Tabela 8 - Temperatura de austenitização registradas durante o processo de indução das amostras dos grupos ANr, BNr e CNr. ....	73
Tabela 9 - Temperaturas de austenitização registradas durante o processo de indução das amostras dos grupos ATr, BTr e CTr.....	77





## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS</b> .....	<b>21</b>
1.1 INTRODUÇÃO .....	21
1.2 OBJETIVOS .....	22
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>23</b>
2.1 TRIBOLOGIA E A ENGENHARIA DE SUPERFÍCIE .....	23
2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	34
2.2.1 Tratamento térmicos convencionais .....	34
2.2.2 Tratamento térmico por indução – principais características .....	39
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>51</b>
3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS .....	51
3.2 MATERIAIS E TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	52
3.2.1 Amostras austenitizadas em forno a 1200°C – amostras grupo D.....	53
3.3 MÉTODO DE ATAQUE E CLASSIFICAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO PRÉ-AUSTENÍTICO (PRIOR AUSTENITIC GRAIN SIZE - PAGS) .....	53
3.4 APLICAÇÃO DA TÊMPERA SUPERFICIAL POR INDUÇÃO .....	54
3.5 ENSAIO DE DESGASTE.....	56
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>60</b>
4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS .....	60
4.2 RESULTADOS E DISCUSSÕES: PRÉ-TRATAMENTO TÉRMICO.....	61
4.2.1 Caracterização de amostras de aço SAE 1045 conforme recebido .....	61
4.2.2 Caracterização de amostras de aço SAE 1045 após tratamento térmico de normalização .....	62
4.2.3 Caracterização de amostras de aço SAE 1045 após os tratamentos térmicos de normalização, têmpera e revenimento: .....	62
4.2.4 Comparativo entre amostras em aço SAE 1045 antes e após pré-tratamentos térmicos de normalização, têmpera e revenimento – Figura 39.....	63
4.2.5 Amostras austenitizadas em forno a 1200°C – amostras grupo D.....	64
4.3 RESULTADOS E DISCUSSÕES: TÊMPERA POR INDUÇÃO .....	64

4.3.1 Caracterização das amostras ARr, BRr e CRr após tratamento térmico por indução aplicado na superfície: .....	65
4.3.2 Caracterização das amostras ANr, BNr e CNr após tratamento térmico por indução aplicado na superfície: .....	70
4.3.3 Caracterização das amostras ATr, BTr e CTr após tratamento térmico por indução aplicado na superfície: .....	74
4.4 TAMANHO DE GRÃO PRÉ-AUSTENÍTICO (PAGS) DAS AMOSTRAS ATR, BTR, CTR E DR:78	
4.5 ENSAIO DE DESGASTE POR MICRO ABRASÃO POR ESFERA FIXA .....	81
<b>5 CONSIDERAÇÕES GERAIS .....</b>	<b>87</b>
<b>6 CONCLUSÕES .....</b>	<b>89</b>
<b>7 TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>90</b>
<b>8 REFERÊNCIAS .....</b>	<b>91</b>

# 1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

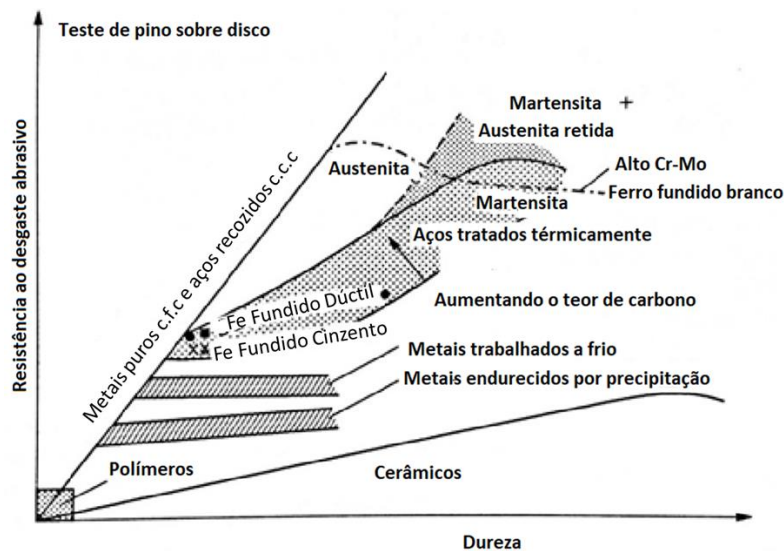
## 1.1 INTRODUÇÃO

A busca pela eficiência e confiabilidade de um sistema mecânico contendo componentes móveis invariavelmente resulta em entender e mitigar os fenômenos envolvendo atrito e desgaste. Áreas de pesquisa como a Tribologia e, mais recentemente, a Engenharia de Superfície foram profícuas em desenvolver estratégias para alcançar o desempenho necessário para atender satisfatoriamente a essas necessidades. O tratamento térmico de superfície aplicado aos aços é um exemplo típico e bem-sucedido de estratégia para elevar a resistência ao desgaste na superfície e, ao mesmo tempo, preservar propriedades mecânicas importantes no núcleo como ductilidade e tenacidade.

A martensita, devido a sua elevada dureza, está entre as principais estruturas desejadas em um processo de tratamento térmico que visa essa melhoria. Porém, algumas pesquisas sugerem que, além da dureza, a microestrutura também pode desempenhar um papel relevante em elevar a resistência ao desgaste [1][2][3][4].

É importante observar que, dentro de um mesmo grupo genérico de materiais, existe uma correlação entre resistência ao desgaste e a dureza do material (bulk hardness) mas, essa mesma correlação pode não ser encontrada comparando-se diferentes grupos de materiais. Por exemplo, conforme gráfico na Figura 1, o ferro fundido branco e os materiais cerâmicos exibem a mesma dureza, mas, quando se trata da resistência ao desgaste, pode-se observar que existem diferenças substanciais entre seus desempenhos, indicando a importância de outras características além da dureza em resistir ao desgaste.

Figura 1 - Microestrutura e o desgaste dos materiais.



Fonte: Hutchings [5]

Embora o desgaste seja associado primeiramente à propriedade mecânica de dureza e por vezes seja o principal critério a ser considerado na escolha de um aço quando este é submetido a severo desgaste abrasivo, investigações na área da metalurgia sugerem que a resistência ao desgaste também depende fortemente de detalhes da sua microestrutura sendo até mesmo protagonista em alguns casos [1].

Assim, também é verificado na literatura que a pré-microestrutura poderia ter influência na microestrutura final de aços submetidos à têmpera superficial por indução, que por sua vez determinaria as propriedades tribológicas de componentes de aço.

## 1.2 OBJETIVOS

Esse trabalho tem por objetivo demonstrar que os resultados obtidos após a têmpera superficial por indução são fortemente dependentes da pré-microestrutura do material, ou seja, são influenciados pela microestrutura que antecede a esse tratamento térmico e também demonstrar que a dureza alcançada após a têmpera por indução não deve ser, isoladamente, o único fator a ser considerado quando se pretende elevar a resistência ao desgaste abrasivo e que outros fatores, tais como, homogeneidade da microestrutura, tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) e o equilíbrio entre dureza e tenacidade podem maximizar os resultados alcançados.

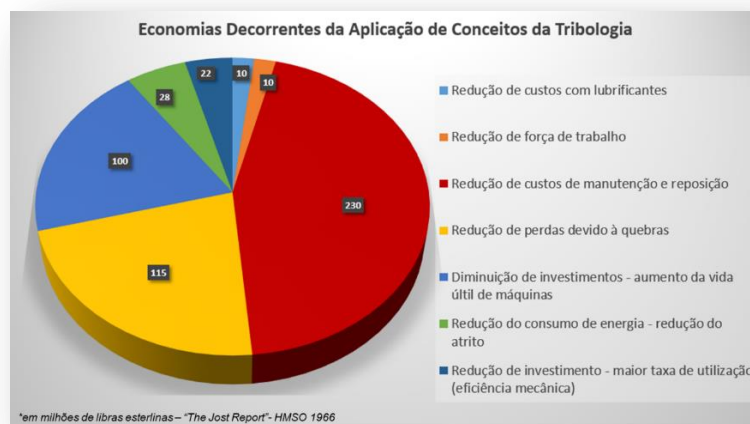
## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 TRIBOLOGIA E A ENGENHARIA DE SUPERFÍCIE

Tribologia é definida como o ramo da ciência e da tecnologia dedicada ao estudo de superfícies que interagem entre si mediante movimento relativo e abrange assuntos relacionados como atrito, desgaste e lubrificação[5].

Embora os fenômenos envolvendo atrito e desgaste têm sido objeto de estudo já por muitos séculos, foi somente em 1966 que a palavra Tribologia, do grego “tribos” (τριβος – fricção / atrito) foi empregada. Um comitê britânico formado com objetivo de identificar áreas da indústria onde melhorias significativas poderiam ser feitas, emitiu seu parecer - “The Jost Report” – Prof. H. Peter Jost [6] - no qual estimou que a economia anual poderia superar 500 milhões de libras esterlinas – um pouco mais de 1% do PIB da época - caso os princípios tribológicos fossem amplamente aplicados pela indústria britânica - ver Figura 2. Em anos subsequentes, estudos similares foram conduzidos em outros países chegando a resultados similares.

Figura 2 - Relatório sobre a economia decorrente da aplicação dos conceitos da tribologia - The Jost Report - HMSO 1966



Fonte: Jost [6]

Mas se nas décadas de 1960 e 1970, a redução de custos impulsionava a aplicação dos princípios tribológicos, com o passar do tempo, essa motivação passou a desempenhar um papel ainda mais nobre visto que, atualmente, há uma necessidade premente para se conservar os recursos de nosso planeta reduzindo o impacto da atividade humana no meio ambiente fomentando assim áreas de pesquisa relativamente novas como a chamada “Green Tribology” [7] [8]. Aumentar a expectativa de vida de máquinas e equipamentos, diminuir a demanda por peças de reposição e reduzir o consumo de energia por torná-los mais eficientes são alguns dos exemplos em que os princípios tribológicos desempenham atualmente um papel fundamental para atender a esses desafios.

Do esforço contínuo em tornar esses sistemas mais eficientes e confiáveis, surgiu a engenharia de superfície, um ramo interdisciplinar da Tribologia, empenhado em promover o aprimoramento de propriedades tribológicas de um material na sua superfície preservando propriedades de seu núcleo. Sua importância é revelada pelo fato de que, muitas vezes, falhas progressivas ou catastróficas ocorrem devido a mecanismos de desgaste, fadiga e corrosão que, frequentemente, têm sua origem na superfície [5] [9].

Este estudo, como poder-se-á notar, se concentra nas mudanças das características tribológicas de um componente proporcionadas pela aplicação de diferentes parâmetros no tratamento térmico por indução que promovam a alteração de propriedades mecânicas da superfície sem que haja mudanças na sua composição química, com objetivo de avaliar e comparar o desempenho dessas microestruturas uma vez que - como sugerem os autores Rendón e Olsson [1], Valtonen et al [2], Ojala et al [3] e Haiko et al [4] - a microestrutura pode exercer um papel ainda mais relevante que a dureza (*bulk hardness*).

O desgaste é definido nessa pesquisa como dano progressivo envolvendo perda de material na superfície de pares tribológicos em contato e em movimento relativo. Nos casos em que essas superfícies interagem na ausência de lubrificantes – contato do tipo seco – a taxa de desgaste é fortemente afetada por diversos fatores como carga normal aplicada, velocidade relativa de escorregamento, temperatura inicial e influenciada pelas propriedades mecânicas e termoquímicas dos materiais em contato. São muitos os mecanismos físicos que podem contribuir para o desgaste e certamente não há um modelo simples e universal que se aplica a todas as situações [10][11].

Os desgastes decorrentes de ação mecânica estão divididos basicamente em dois grupos: desgaste por escorregamento e desgaste por abrasão [5]. Esta distinção é na verdade artificial, visto que, na prática, por exemplo, o desgaste por escorregamento pode gerar

detritos que por sua vez contribuem para os processos de desgastes envolvendo abrasão – *two body abrasion*. Definitivamente, pode-se afirmar que não há uma fronteira distinta entre esses dois modelos.

Em 1953, John Frederick Archard [12], desenvolveu um modelo teórico para destacar as principais variáveis que influenciam a taxa de desgaste por escorregamento. Nesse modelo o volume dos detritos removidos devido ao desgaste é proporcional à carga normal aplicada (W), à distância percorrida (s) mas, varia inversamente com a dureza (H) - o que ficou conhecido como a “equação de Archard”, equação 1:

$$\frac{kWs}{3H} = K \frac{Ws}{H}$$

Sendo:

Q = taxa de desgaste

W = carregamento

s = distância percorrida

H = dureza superficial da aspereza mais mole

K= coeficiente de desgaste

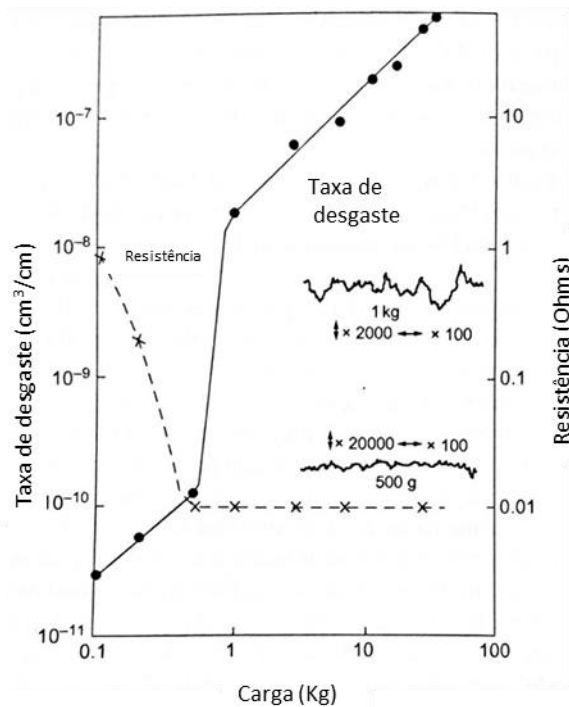
$K=k/3$

A constante adimensional K nessa equação refere-se ao coeficiente de desgaste e seu valor pode ser entendido como a probabilidade de cada interação entre as asperezas de um par tribológico resultar em desgaste - ou desprendimento de material – sendo fortemente afetada por fatores tais como: velocidade de escorregamento, temperatura, rugosidade, adesão e até mesmo a microestrutura, como no caso dos aços.

Pode-se dizer que não há uma correlação simples entre os coeficientes de desgaste (K) e atrito ( $\mu$ ); é perfeitamente possível que pares tribológicos com coeficientes de atrito similares, tenham um comportamento muito distinto quanto à resistência ao desgaste [5].

O desgaste pode ser classificado como médio ou severo, porém, essa classificação não se baseia em um valor em particular de “Q”, mas antes se baseia na observação de um aumento repentino da taxa de desgaste devido à ação de um ou mais parâmetros - conforme ilustrado na Figura 3.

Figura 3 - Taxa de desgaste e resistência do contato elétrico para um pino de latão deslizando contra um anel satélite em função da carga normal.

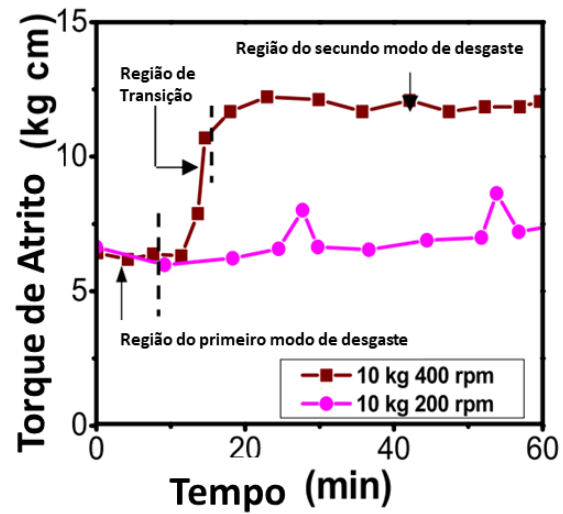


Fonte: Willians [10]

Nesse exemplo, é possível observar que a partir de uma determinada carga normal aplicada, houve um aumento repentino na taxa de desgaste o que indica uma mudança do mecanismo predominante atuando no sistema. Neste caso específico, visto que essa mudança também foi acompanhada de uma queda súbita da resistência elétrica, é muito provável que houve um aumento da área de contato entre as superfícies em escorregamento [10]. De modo similar, essa repentina mudança também foi observada por Lijesh e Khonsari [13], conforme Figura 4, mas agora com um aumento repentino do torque de atrito influenciado pelo tempo e a velocidade do ensaio:



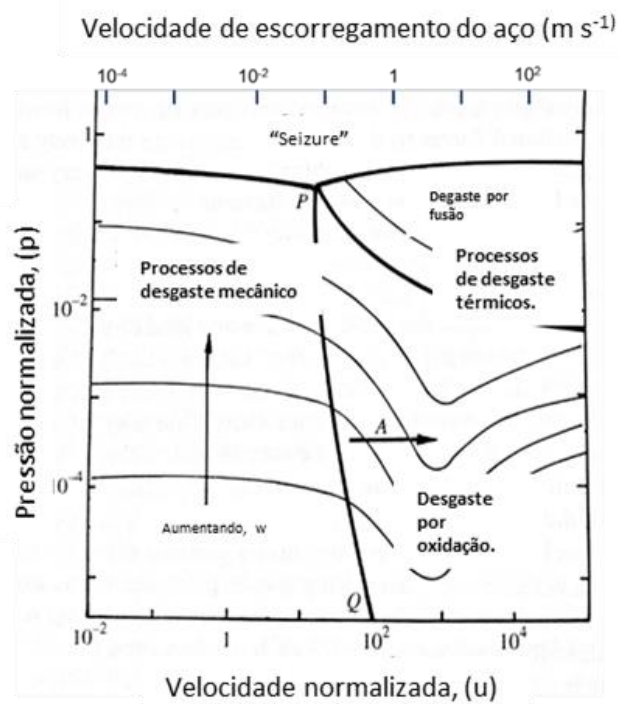
Figura 4 - Diferentes mecanismos de desgaste em função do tempo e velocidade do ensaio.



Fonte: Lijesh [13]

Outros fatores podem causar essa mudança repentina de comportamento e um modo de explorá-los é analisando os chamados “mapas de desgaste” construídos a partir de dados empíricos, conforme ilustrado na Figura 5:

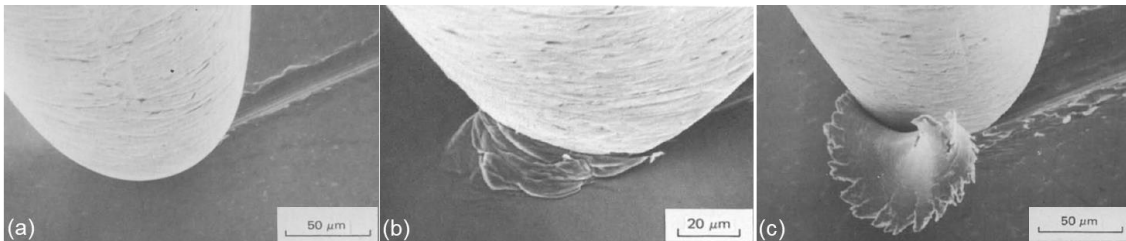
Figura 5 - Características essenciais de um mapa de mecanismo de desgaste variando-se a velocidade e o carregamento.



Fonte: Willians [10]

Neste estudo, é dada atenção aos mecanismos de desgaste por escorregamento abrasivo concentrando-se nos processos de desgaste essencialmente mecânicos onde além do mecanismo de fratura frágil, atuam também os mecanismos relacionados à deformação plástica. Nos casos em que esse tipo de deformação predomina, Hokkirigawa e Kato [14] classificaram os processos de desgaste em 3 tipos básicos: sulcamento (*ploughing*), cunhagem (*wedge formation*) e corte (*cutting*). Esses três processos atuam simultaneamente na superfície formando ranhuras, no entanto, somente o mecanismo de corte irá levar a remoção de material enquanto os outros dois processos serão os responsáveis pela deformação plástica da superfície conforme ilustrado na Figura 6:

Figura 6 - Processos de desgaste: (a) sulcamento (*ploughing*), (b) cunhagem (*wedge*) e (c) corte (*cutting*) - micrografia eletrônica.



Fonte: Hokkirigawa e Kato [14]

É importante observar que dentro de um mesmo grupo genérico de materiais existe uma correlação entre resistência ao desgaste e a dureza do material (*bulk hardness*) mas, essa mesma correlação pode não ser encontrada comparando-se diferentes grupos de materiais. Por exemplo, conforme a Figura 1, o ferro fundido branco e os materiais cerâmicos exibem a mesma dureza, mas, quando se trata da resistência ao desgaste, pode-se observar que existem diferenças substanciais entre seus desempenhos.

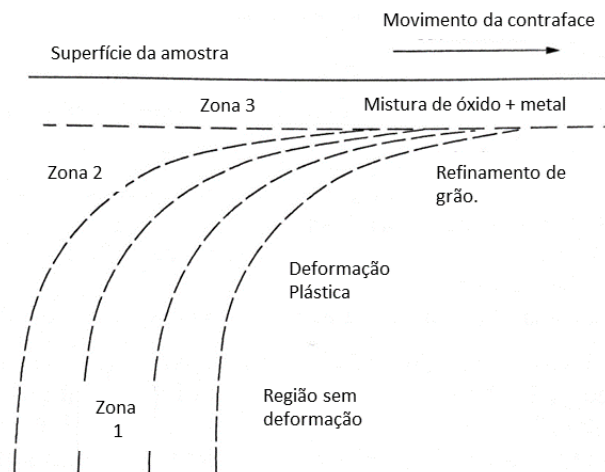
Conforme Hutchings e Shipway [5], essa diferença de comportamento está relacionada à razão encontrada entre o módulo de Young ( $E$ ) e a dureza ( $H - bulk$ ) desses materiais. Quanto menor for essa relação ( $E/H$ ) maior será o volume de material removido devido ao favorecimento do processo de corte em detrimento do processo de sulcamento e cunhagem que, conforme já mencionado, coexistem em um mecanismo de desgaste.

Nos metais puros a razão  $E/H$  permanece constante, assim, sob certas condições de abrasão, o valor de  $K$  varia pouco e a resistência ao desgaste ( $1/Q$ ) é diretamente proporcional a  $H$  como predito pela equação de Archard.

Mas, no caso dos aços tratados termicamente, onde é desprezível a variação do módulo elástico  $E$ , um aumento da dureza (*bulk hardness*) do material significa um decréscimo na razão  $E/H$  resultando em maiores valores para  $K$ . Isto explica por que os benefícios obtidos no endurecimento dos aços podem não ser tão altos como esperado caso  $K$  permanecesse constante.

Além disso, em um desgaste por escorregamento o material está sujeito principalmente a deformações plásticas das camadas próximas à superfície onde frequentemente são observadas mudanças significativas na sua microestrutura. Esta camada geralmente recebe o nome de *Tribologically Transformed Zone* - *TTZ* (Zona Transformada Tribologicamente) e está representada na Figura 7:

Figura 7 - Desenho esquemático sobre as regiões de uma zona transformada tribologicamente.



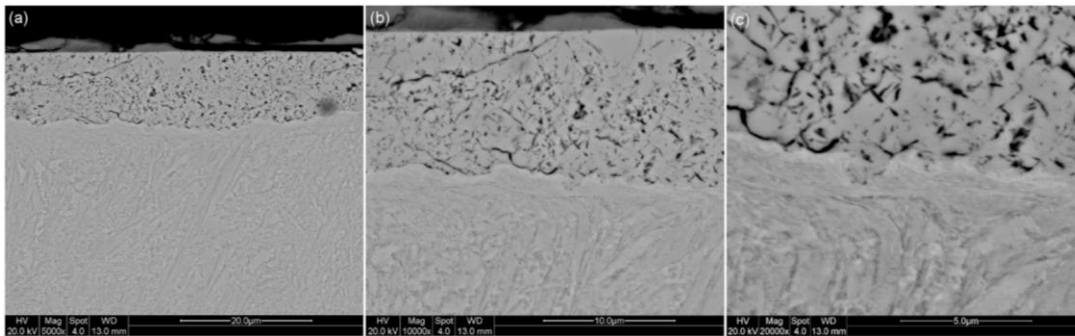
Fonte: Hutchings [5]

Conforme desenho esquemático, Figura 7, a porção do material que se encontra na parte superior da região identificada como zona 2 é frequentemente caracterizada como uma estrutura lamelar paralela à superfície de escorregamento. Essa microestrutura é muito similar aos metais sujeitos a grande deformação plástica de cisalhamento encontradas, por exemplo, em testes de torção e resultam em significativo endurecimento devido ao aumento da densidade das linhas de discordância na microestrutura local - fenômeno conhecido como encruamento ou *work-hardening*.

Na Figura 8 é possível observar um exemplo de zona tribologicamente transformada após uma amostra cilíndrica de aço de alta resistência (BS S1312) ser submetida a ensaio de

desgaste por *fretting* - caracterizado por movimento recíproco de baixa amplitude entre superfícies em contato e sujeitas a uma carga normal ao sentido do movimento.

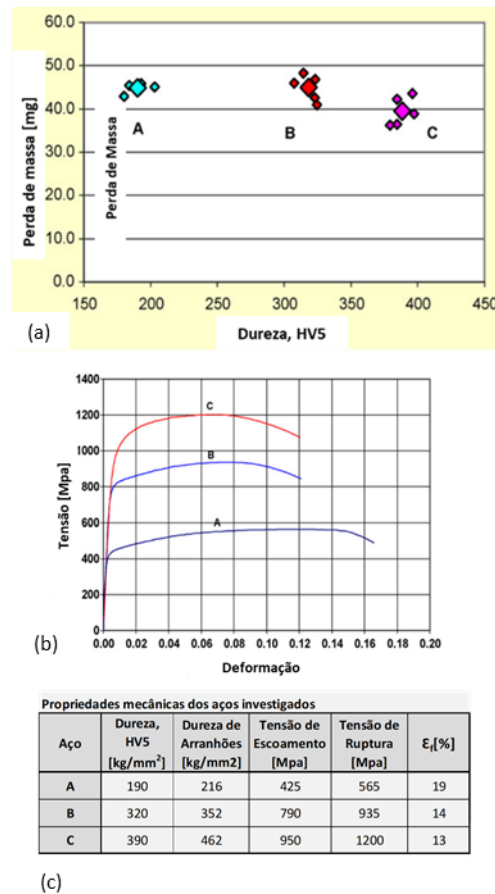
Figura 8 - Exemplo de zona tribologicamente transformada. Micrografia da seção transversal de uma amostra cilíndrica de aço de alta resistência BS S132 submetida a ensaio de desgaste por *fretting* - frequência de oscilação de 100Hz.



Fonte: Kirk, Shipway e Bennett [11]

Assim como Hokkirigawa e Kato [14], citados anteriormente, Rendón e Olsson [1] sugerem que a resistência ao desgaste abrasivo é fortemente dependente do tipo de mecanismo de desgaste que irá predominar nessa região sendo assim governada pela combinação entre a alta dureza gerada pelo processo de formação a frio durante o contato - o que reduz o grau de sulcamento (penetração) das partículas abrasivas - e a tenacidade do material - reduzindo à propagação de trincas e fraturas. Os resultados obtidos por eles indicam que a microestrutura também exerce um papel importante em controlar a taxa de desgaste visto que, em seus ensaios, aços ferríticos com durezas distintas apresentaram taxas de desgaste semelhantes, conforme os dados obtidos por Rendón e Olsson explicitados na Figura 9.

Figura 9 - (a) Perda de massa versus dureza (bulk hardness); (b e c) propriedades mecânicas dos materiais investigados - Rendón e Olsson.



Fonte: Rendón e Olsson [1]

Rendón e Olsson [1] chegaram então a um modelo relativamente simples para expressar a taxa de desgaste em ensaio abrasivo do tipo pino sobre disco que considera, além da dureza, propriedades de deformação e fratura do material, conforme equação 2:

$$Q^* = \frac{1}{H^a} \frac{1}{T^b} \quad (2)$$

Onde  $Q$  representa a taxa de desgaste,  $H$  a dureza (bulk hardness),  $T$  a tenacidade e os expoentes  $a$  e  $b$  são constantes.

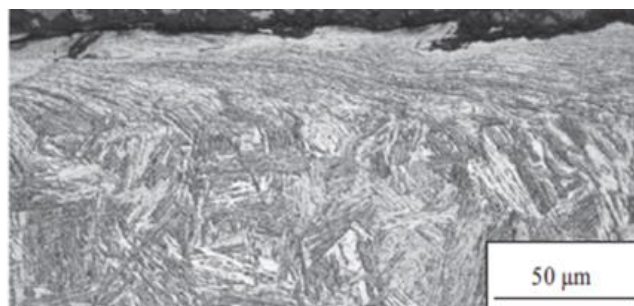
Os resultados experimentais obtidos por eles estão de acordo com a equação 2, e ilustram, nesse caso específico, o protagonismo de  $\epsilon_f$  (deformação na fratura), e não da dureza, na redução da taxa de desgaste – ver equação 3:

$$Q^* = \text{Const.} \frac{1}{H} \frac{1}{\xi^{1.8}} \quad (3)$$

Em complemento aos estudos conduzidos por Rendón e Olsson [1], Ojala et al [3] destacaram também a importância dos mecanismos de endurecimento por deformação a frio. Ele submeteu um aço comercial resistente ao desgaste (“grau” 400 HB<sup>1</sup>), obtidos de diferentes fornecedores, a condições de alto estresse abrasivo com objetivo de avaliar o desempenho ao desgaste de aços nominalmente similares. Ojala e sua equipe [3] verificaram que a dureza (*bulk hardness*) inicial entre as amostras fornecidas variou cerca de 25% enquanto a variação de desempenho em relação ao desgaste foi de 53%.

Ojala et al [3] atribuíram parte desse resultado às diferenças na microestrutura dos aços fornecidos que favoreceram o mecanismo de endurecimento por trabalho a frio e, ao mesmo tempo, proporcionaram uma camada de transição maior e mais suave entre superfície endurecida por deformações plásticas e o material não deformado – ver Figura 10. Valtonen [2] também comentou sobre a importância da “habilidade” ou “capacidade” de um material endurecer sob deformação plástica promovidas por sua microestrutura e composição química, revelando assim a verdadeira natureza do comportamento do material quando submetido ao desgaste abrasivo.

Figura 10 - Zona de deformação claramente visível com transição suave em relação à base do material - micrografia ótica da seção transversal de uma superfície desgastada.



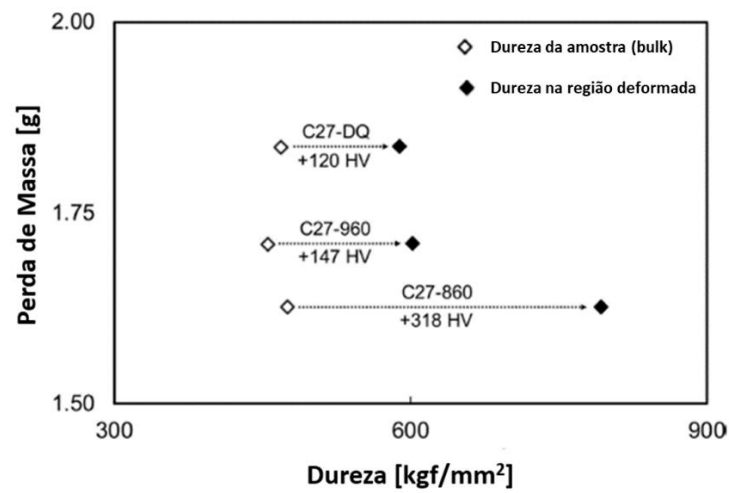
Fonte: Ojala [3]

Haiko et al [4] sugeriram que essa “habilidade” ou “capacidade” do material endurecer sob deformação plástica está relacionada diretamente com o tamanho de grão pré-austenítico (PAGS). A Figura 11 é extremamente importante para entender sua influência sobre a

<sup>1</sup> Aço resistente ao desgaste fornecido pela empresa European Steel Business (ESB) Steel. Composição química (HB400): C, 0.25%; Si, 0.80%, Mn, 1.70%, P, 0.025%; S, 0.015%; Cr, 1.50%; Ni, 1.00%; B, 0.005%.

resistência ao desgaste e nela estão representados três tipos de amostras em aço comercial resistente ao desgaste obtidas de uma mesma chapa – portanto de mesma composição química. A amostra C27-DQ foi ensaiada conforme recebida e as outras duas passaram pelo processo de normalização – uma a 860°C e outra a 960°C, obtendo com isso tamanhos distintos de grão pré-austenítico. Conforme pode ser observado na Figura 11 a amostra de menor PAGS foi a que sofreu maior endurecimento sob deformação e menor perda de massa durante o ensaio abrasivo conduzido por Haiko et al [4] ficando clara a influência dessa característica da microestrutura em melhorar a resistência ao desgaste abrasivo.

Figura 11 - Perda de massa e dureza após deformação.



Fonte: Haiko [4]

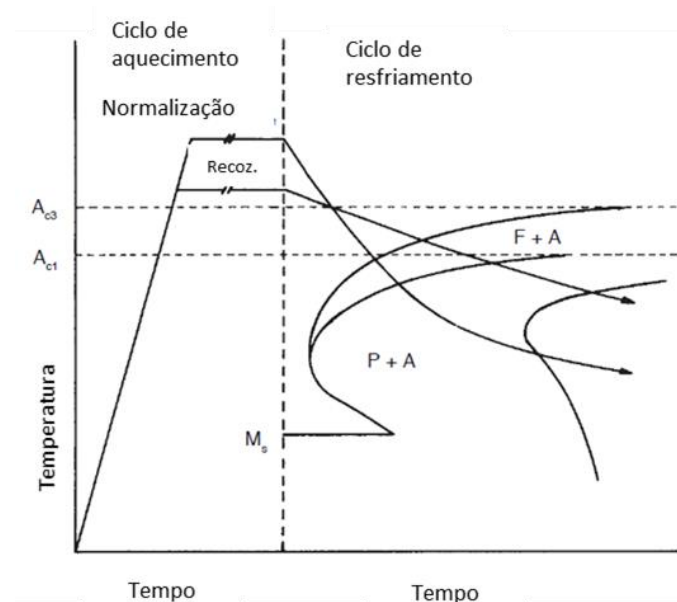
## 2.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

### 2.2.1 Tratamento térmicos convencionais

#### 2.2.1.1. Recozimento

O processo de recozimento pleno tem como principais funções restituir ao material as propriedades alteradas por um tratamento térmico ou mecânico anterior e homogeneizar estruturas brutas oriundas do processo de fusão. Este processo consiste basicamente em elevar a temperatura pouco acima da zona crítica  $A_{c3}$  para aços de baixo e médio teor de carbono e pouco acima da  $A_{c1}$  para aços hipereutetóides seguido de um resfriamento lento dentro do forno ou por meio do uso de materiais isolantes termicamente como vermiculite, cal em pó, areia seca, cinzas, para citar alguns exemplos [15][16] – ver Figura 12.

Figura 12 - Ciclo esquemático de tempo-temperatura para os tratamentos térmicos de recozimento pleno e normalização. Temperaturas sobrepostas às faixas de transformação de ferrita e perlita.



Fonte: Krauss [15]

Esse resfriamento lento causa a transformação da austenita em ferrita e perlita próximo às temperaturas  $A_{c3}$  e  $A_{c1}$ , respectivamente, e uma vez que a austenita tenha sido

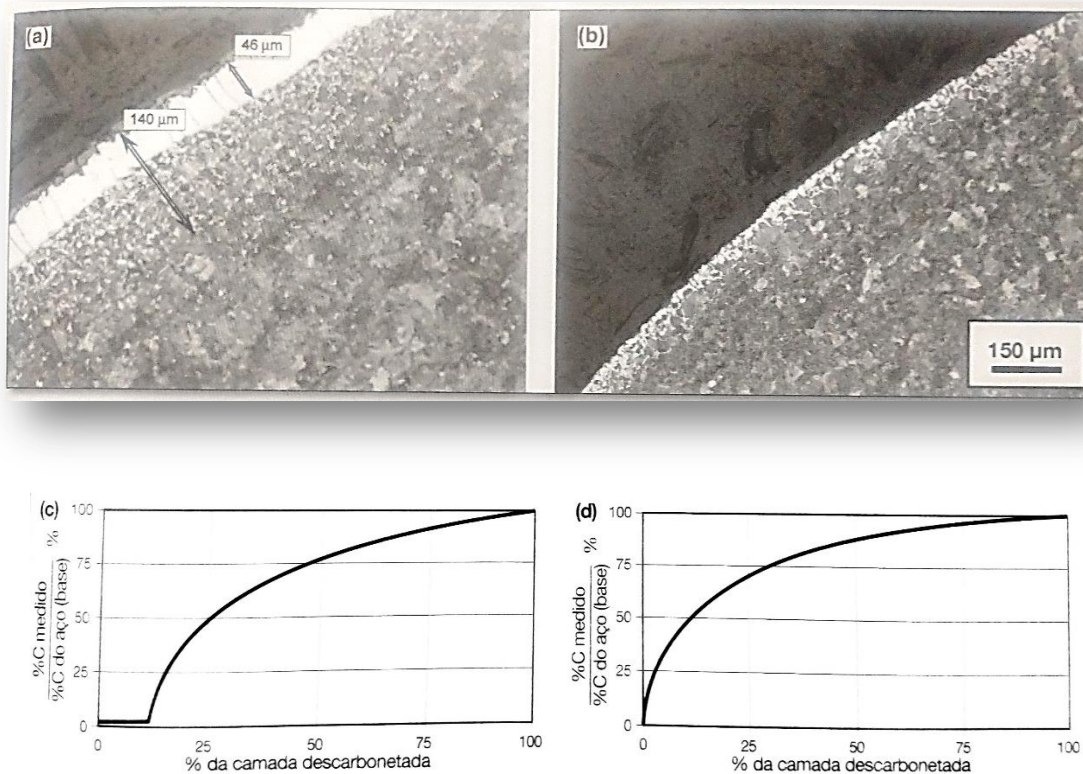


transformada, a taxa de resfriamento pode ser aumentada para melhorar a produtividade desse processo.

O recozimento “apaga”, por assim dizer, as estruturas resultantes de tratamento térmico ou mecânicos anteriormente sofridos pelo material visto que, ao passar pela zona crítica, ocorre a nucleação e crescimento de novos grãos austeníticos e ao resfriar garante a formação de uma ferrita e perlita do tipo grosseira produzindo microestruturas com grande ductilidade e resistência moderada.

Nesse tipo de tratamento térmico deve se estar atento à possibilidade de descarbonetação do material, como exemplificado na Figura 13, principalmente no caso de peças que irão sofrer tratamento superficial sendo recomendável nesses casos uma atmosfera oxidante [16].

Figura 13 - Exemplos de descarbonetação (a e b) e suas respectivas representações esquemáticas (c e d).



Fonte: Colpaert [16]

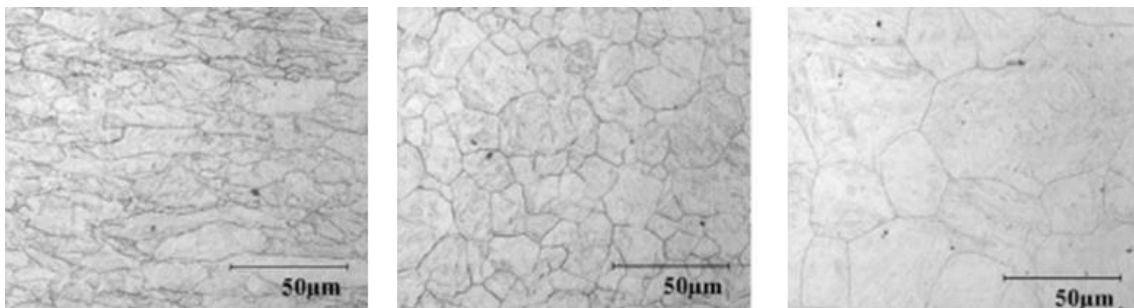
### 2.2.1.2. Normalização

O processo de normalização é indicado quando se deseja obter uma estrutura homogênea, refinada com objetivo de melhorar propriedades mecânicas do material - como no caso de peças obtidas a partir de processos de fundição, forja ou submetidas a tratamentos térmicos / mecânicos incorretos. Nesse processo as altas temperaturas de austenitização aplicadas durante a normalização, se comparadas com o processo de recozimento, garantem a dissolução da maioria dos carbonetos e um resfriamento mais rápido produz grãos ferríticos menores e perlita com espaços interlamelares mais finos do que o processo de recozimento [15].

O ciclo térmico de normalização consiste basicamente no aquecimento de austenitização completa, seguido de resfriamento ao ar, como ilustrado na Figura 12.

Algumas vezes opta-se por aplicar processo de normalização com o propósito específico de reduzir o tamanho do grão pré-austenítico que é fortemente influenciado pela temperatura de austenitização [17] [18], conforme pode ser observado na Figura 14, e assim melhorar ainda mais propriedades mecânicas importantes como resistência ao impacto e tenacidade [15]. Haiko e seus colaboradores [4], sugerem que a redução do tamanho do grão pré-austenítico resulta em uma fina estrutura martensítica após a têmpera superficial por indução o que, também, proporciona ganhos expressivos referente ao aumento da resistência ao desgaste abrasivo.

Figura 14 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) revelado por ácido pícrico - Haiko [4]: aço 500HB<sup>2</sup> como recebido (a esquerda), austenitizado a 800°C (ao centro) e austenitizado a 960°C (a direita).



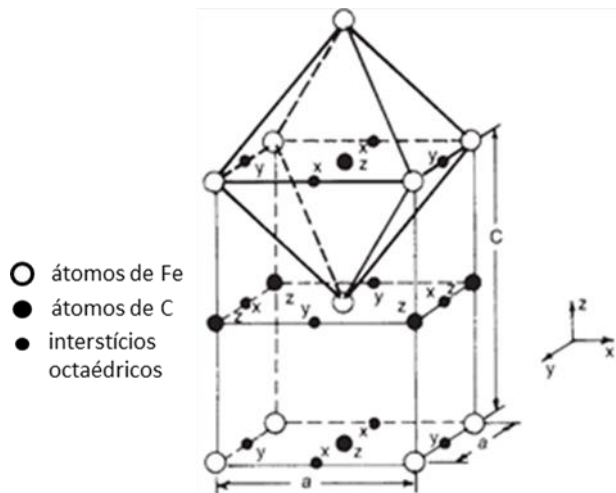
Fonte: Haiko [4]

<sup>2</sup> Aço resistente ao desgaste fornecido pela empresa European Steel Business (ESB) Steel. Composição química (HB500): C, 0.32%; Si, 0.80%, Mn, 1.70%, P, 0.025%; S, 0.015%; Cr, 1.50%; Ni, 1.00%; B, 0.005%.

### 2.2.1.3. Têmpera e Revenimento

A têmpera visa à formação de martensita, uma microestrutura conhecida pela sua elevada dureza, obtida por meio de um processo não-difusional de transformação da austenita. Este processo consiste basicamente em elevar a temperatura do aço à temperatura de austenitização e - após alcançada homogeneização - resfriá-lo com velocidade suficiente para que os átomos de carbono fiquem presos em uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) – ver Figura 15 - dando assim origem a uma nova fase [15].

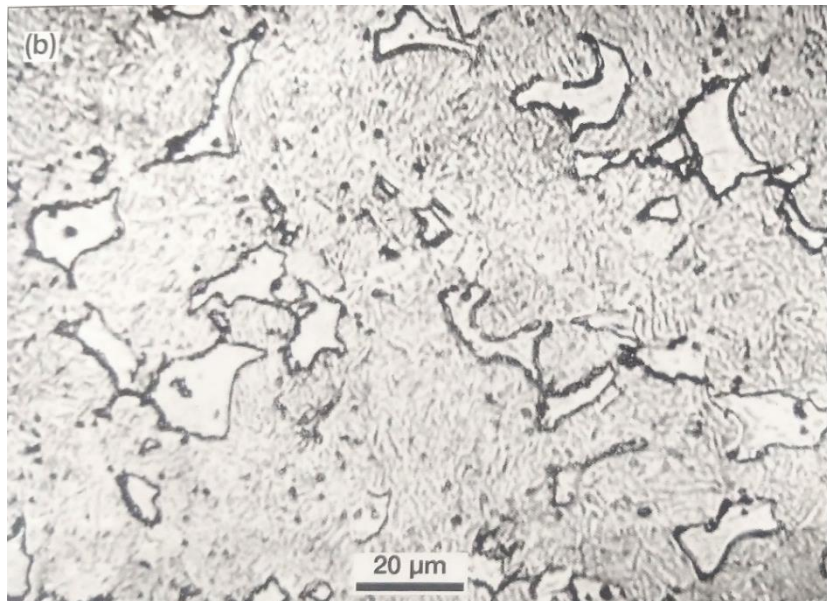
Figura 15 - Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado de uma martensita em liga Fe-C. Átomos de carbono estão aprisionados em conjunto de espaços octaédricos intersticiais.



Fonte: Krauss [15]

Porém, se durante a fase de aquecimento a temperatura não for suficiente para a completa austenitização do material, ao final do processo, ter-se-á como resultado um material temperado mas não homogêneo, composto de ilhas de ferrita em uma matriz martensítica [16] tal como ilustrado na Figura 16.

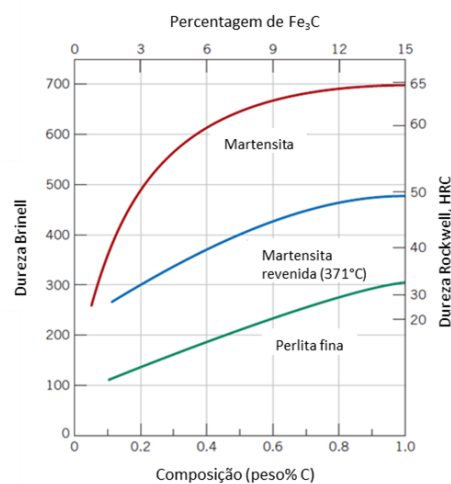
Figura 16 - Exemplo de micrografia de uma amostra de aço SAE 1050 austenitizado dentro da zona crítica (a 735°C). Material temperado, ilhas de ferrita em matriz martensítica.



Fonte: Colpaert [16]

Das várias microestruturas que podem ser obtidas em um aço, a martensita é a estrutura que apresenta a maior dureza e resiliência, porém, também é a mais frágil, apresentando uma ductilidade insignificante. Por isso, após a têmpera total, é usual submeter o material ao processo de revenimento que consiste no aquecimento do aço a temperaturas inferiores a temperatura  $A_{c1}$  com objetivo de aumentar a tenacidade e ductilidade e ajustar a resistência mecânica ao nível desejado e promovendo alívio de tensões [15] – Figura 17.

Figura 17 - Dureza a temperatura ambiente em função da concentração de carbono para aço martensítico, martensítico temperado (371°C) e perlítico [19].

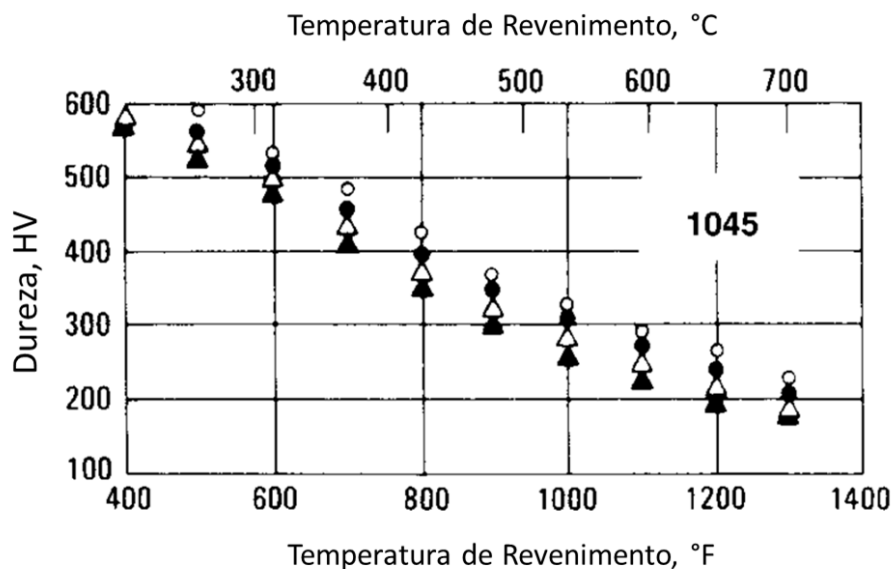


Fonte: Callister [19]

A temperatura e o tempo de revenimento tem forte influência nas propriedades finais de dureza e tenacidade. Usualmente em aços, quanto mais alta a temperatura de revenimento, maior é a sua tenacidade, resistência ao impacto e menor a sua dureza.

Na Figura 18 observa-se a relação entre a temperatura de revenimento e a dureza obtida para um aço carbono 1045 [20].

Figura 18 – Curva de revenimento para amostras de aço carbono 1045. Tempo de revenimento: ○, 10min; ●, 1 hora; △, 4 horas; ▲, 24 horas.



Fonte: Dosset [20]

### 2.2.2 Tratamento térmico por indução – principais características

O tratamento térmico de ligas metálicas por meio de indução é um método sem contato e resultado de uma combinação complexa de fenômenos envolvendo eletromagnetismo, transferência de calor e fenômenos metalúrgicos.

Os primeiros estudos envolvendo indução eletromagnética foram conduzidos pelo físico dinamarquês Oersted (1820) e pelo físico inglês Michael Faraday (1831). Em seu laboratório, Faraday observou que uma corrente elétrica momentânea surgia quando uma bobina próxima e sem contato físico, era energizada alternadamente.

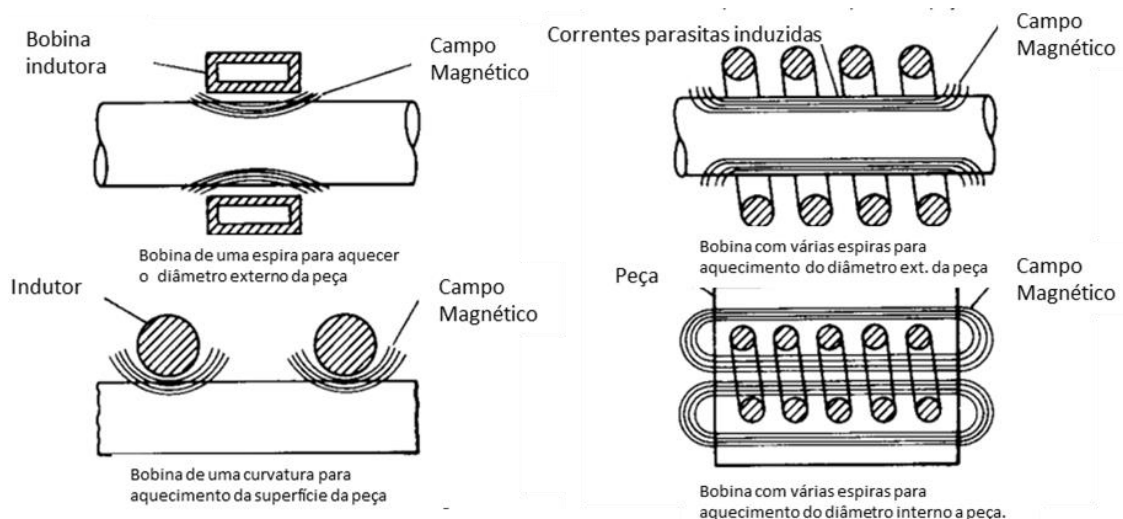
Faraday concluiu então que essa corrente elétrica poderia ser produzida, ou induzida, pela mudança no campo magnético visto que, no seu experimento, as bobinas não estavam em

contato. Ele também observou que a força eletromotriz induzida em um circuito é diretamente proporcional à taxa de mudança do fluxo magnético (lei de Faraday).

Mais tarde, o astrônomo francês Jean Bernard Léon Foucault observou que era necessário um maior esforço para girar um disco de cobre quando este era posicionado entre os polos de dois imãs. Foucault verificou que isto ocorria devido ao surgimento de correntes “parasitas” no interior do disco provocado pela variação do fluxo magnético. Estas correntes ficaram conhecidas como “correntes de Foucault” e estão relacionadas com o aumento da temperatura em resultado da dissipação de energia por efeito Joule ( $I^2R$ ).

Num primeiro momento o entendimento desses fenômenos e seus efeitos foram empregados no desenvolvimento de transformadores com o propósito de mudar o nível de tensão de um circuito para o outro tornando assim a transmissão de corrente elétrica e a operação de máquinas elétricas mais eficientes. Mas, na parte final do século XIX, o subproduto desse processo – a geração de calor no núcleo magnético do transformador – despertou o interesse de algumas indústrias que passaram a utilizar esse efeito na fundição de metais [21]. Como exemplo, na Figura 19 estão representados alguns modelos de bobina e seus respectivos campos magnéticos.

Figura 19 - Exemplos de bobinas indutoras e seus respectivos campos eletromagnéticos.



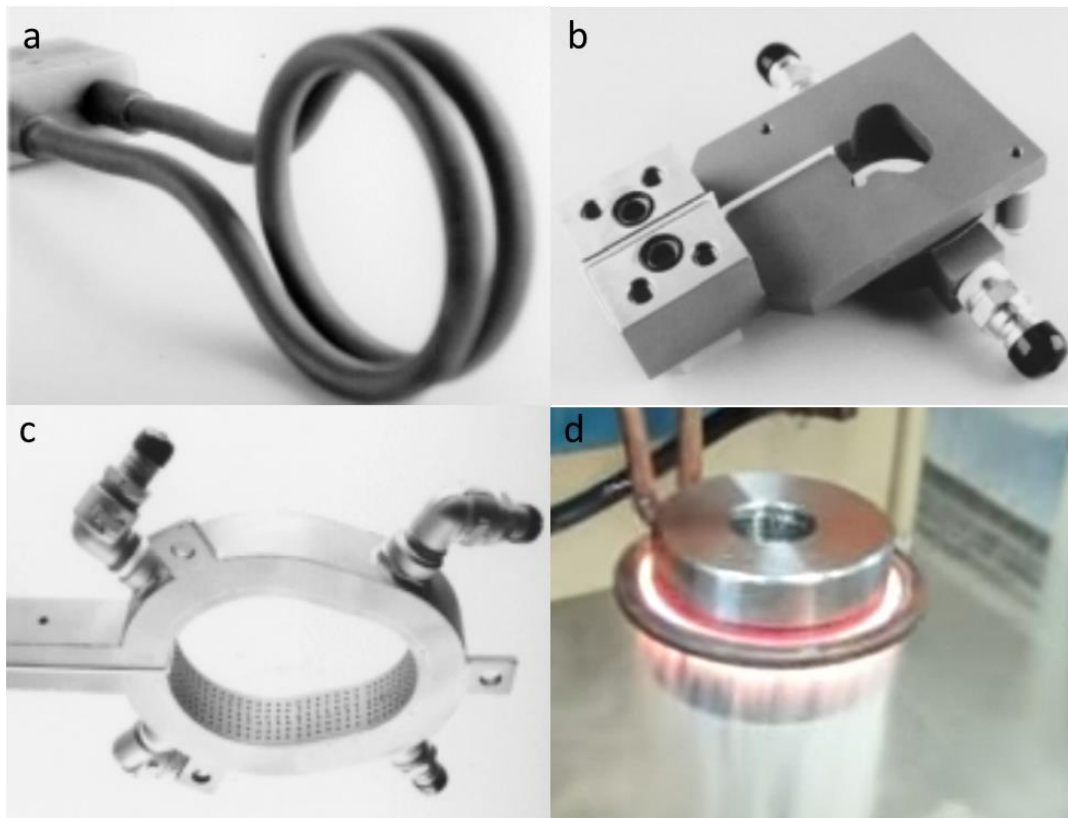
Fonte: Haimbaugh [22]

Logo após a aceitação geral desse método na fundição, a atenção de cientistas e engenheiros concentrou-se em outros aspectos e detalhes da indução. Esses pesquisadores notaram que a penetração da corrente em um dado metal varia com a sua resistividade elétrica, permeabilidade magnética e frequência, e, portanto, seria possível aquecer áreas

específicas de uma peça metálica em detrimento de outras. Este conhecimento foi utilizado com sucesso pelas empresas americanas Midvale Steel (1927) e Ohio Crankshaft Company (em meados de 1930) que passaram a fazer uso dessa nova tecnologia para o tratamento térmico superficial de peças em aço [21].

Um sistema de aquecimento por indução é composto basicamente por uma fonte de potência, uma estação para o posicionamento das peças e uma bobina indutora que pode assumir as mais variadas configurações de acordo com a geometria da peça conforme representado na Figura 20:

Figura 20 - Exemplos de diferentes formatos que uma bobina indutora pode assumir (a, b e c) inclusive a possibilidade de incorporar um sistema de resfriamento para temperar a peça (c e d).



Fonte: Haimbaugh [22]

Conforme mencionado, o tratamento térmico por indução é resultado de uma complexa combinação de fenômenos eletromagnéticos, metalúrgicos e de transferência de calor. O eletromagnetismo e a transferência de calor estão intimamente relacionados com as propriedades físicas do material a ser tratado e os fenômenos metalúrgicos são função da

temperatura, composição química e da taxa de aquecimento / resfriamento. Esses fatores, por si só, justificam a complexidade em se obter o resultado desejado.

Mesmo assim, nas últimas 3 décadas o tratamento térmico por indução tem se tornado cada vez mais popular. A razão disso está nas muitas vantagens oferecidas por essa técnica como a possibilidade de se aquecer rapidamente e a altas temperaturas locais bem definidos da peça minimizando assim distorções e proporcionando um consumo eficiente de energia quando comparado à maioria das outras fontes de calor como os fornos a gás [21][22].

A indução também proporciona uma qualidade de superfície maior oferecendo uma melhor resistência ao desgaste com uma significativa redução na formação de escamas e decarbonetação [9][21][22].

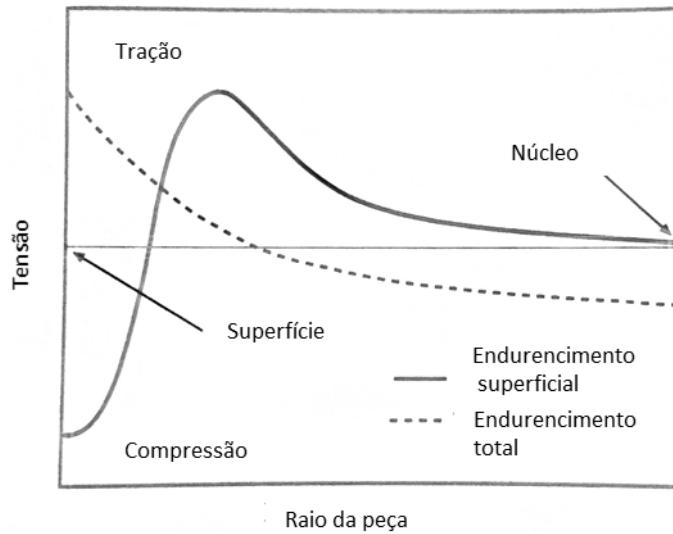
Também, os sistemas de indução geralmente requerem bem menos tempo de preparação, operação. Outras características vantajosas desse processo são a repetibilidade da operação, facilidade de automação, confiabilidade e a fácil manutenção do equipamento que requer um mínimo de área para ser instalado [21][22][23][24].

O tratamento térmico por indução aplicado à superfície tem por objetivo prover uma camada martensítica em áreas específicas permitindo melhorar propriedades mecânicas sem afetar o restante da peça. Isto é conseguido por aumentar a temperatura da camada requerida atingindo a temperatura de austenitização ( $A_{c3}$ ) e em seguida resfriar a região rapidamente - abaixo da temperatura de início de transformação martensítica ( $M_s$ ).

Uma vantagem muito importante desse processo é que a camada martensítica obtida fica, tipicamente, sujeita a tensões compressivas, elevando, com isso, a sua resistência à fadiga por retardar a formação e propagação de micro trincas [21][22][23][24], como é possível observar na Figura 21:



Figura 21 - Comparação de perfis de endurecimento após indução superficial e total empregado em um cilindro em aço carbono.



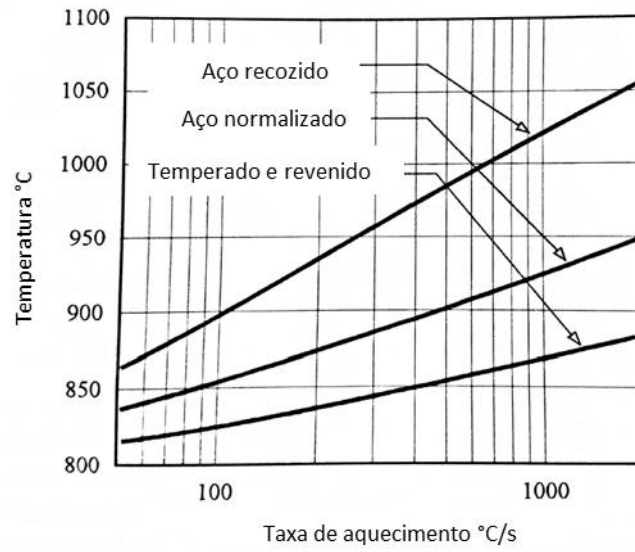
Fonte: Rudnev [21]

De um modo geral, os aços escolhidos para esse tratamento possuem médio e alto teor de carbono e características como, a temperatura requerida de transformação austenítica e o grau de endurecimento, são função da composição química do material, da taxa de aquecimento, do meio utilizado para a têmpera e, também, de sua microestrutura inicial [22].

O processo de indução é bastante rápido: as taxas de aquecimento frequentemente excedem  $200^{\circ}\text{C} / \text{sec}$ . Uma intensidade de aquecimento dessa magnitude de nenhum modo pode ser considerada uma condição de equilíbrio pois afeta a cinética do processo de formação austenítica requerendo maiores temperaturas de austenitização para criar condições favoráveis para o processo de difusão de carbono [22][23][24].

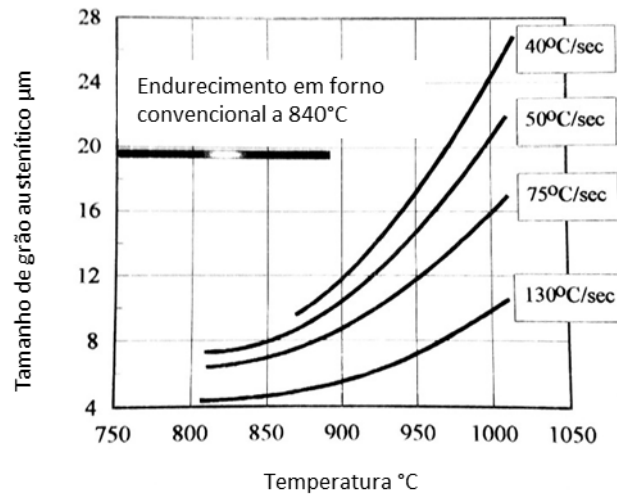
Por isso, a microestrutura inicial, ou pré-tratamento, influencia fortemente o resultado obtido. Por exemplo, uma estrutura martensítica revenida com dureza entre 30 e 40 HRC permite a redução da temperatura de austenitização e proporciona uma rápida e consistente resposta do material com pequenas distorções, mínimo crescimento de grão, se comparado com uma estrutura ferrítica /perlítica [21][22][23], afetando também a profundidade da camada endurecida alcançada – conforme pode ser observado na Figura 22, Figura 23 e Figura 24 - e mais recentemente, Javaheri [23] sugeriu que os melhores resultados podem ser alcançados a partir de uma microestrutura constituída de bainita inferior.

Figura 22 – Aumento da temperatura crítica  $A_{c3}$  em função da taxa de aquecimento e também em função de diferentes microestruturas [21].



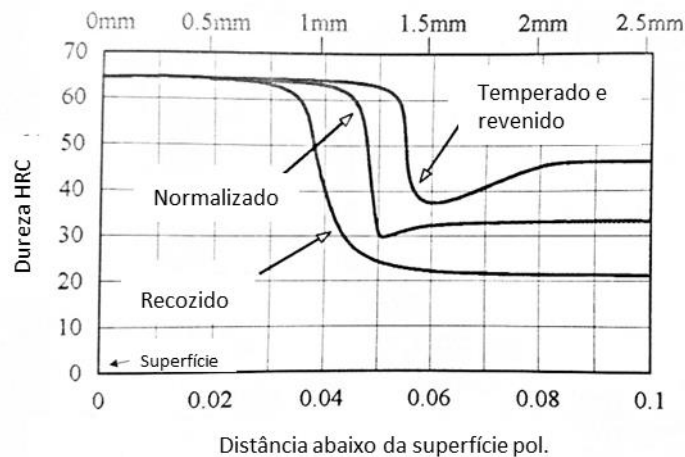
Fonte: Rudnev [21]

Figura 23 - Efeito da taxa de aquecimento versus tamanho de grão austenítico de um aço 1040.



Fonte: Rudnev [21]

Figura 24 - Efeito da microestrutura inicial de um aço 1070 em resposta ao tratamento térmico superficial.



Fonte: Rudnev [21]

Por outro lado, se uma microestrutura inicial possui uma quantidade significativa de perlita grosseira com grandes e estáveis carbonetos, essa microestrutura não pode ser considerada uma estrutura favorável pois é necessário um aquecimento prolongado a altas temperaturas o que invariavelmente resulta no surgimento de características indesejáveis como o crescimento de grão, martensita grosseira, uma zona de transição estendida além de oxidação e distorções significativas da superfície. A análise da Figura 22, Figura 23 e Figura 24 é extremamente importante para entender a dinâmica desse processo e a magnitude da influência da microestrutura no resultado obtido.

Sobre a profundidade da camada endurecida, ela é tipicamente definida como a região onde é possível encontrar pelo menos 50% de martensita [21]. Quando a dureza no interior da camada for inferior em 10 HRC em relação a dureza encontrada na superfície, a distância entre esses dois pontos será chamada de profundidade efetiva da camada - abaixo dela, a dureza começa a diminuir drasticamente.

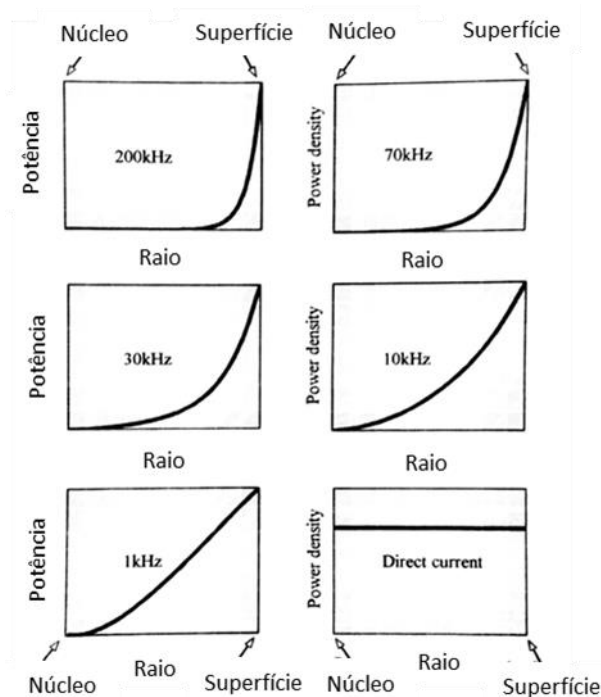
O ponto de partida para determinar os parâmetros de um processo de endurecimento superficial por indução é definir qual será a dureza e a profundidade da camada desejada. A partir dessas informações serão escolhidas por exemplo, a geometria do indutor, a densidade da potência elétrica e principalmente a frequência de operação do equipamento [21][22].

Isto se dá porque o efeito do endurecimento da superfície usando indução pode ser alcançado graças ao chamado “skin effect” ou a tendência de uma corrente elétrica fluir próxima a superfície de um condutor.

A profundidade desse “skin effect” está relacionada com a frequência e a certas propriedades do material como a resistividade elétrica e a permeabilidade magnética.

A frequência empregada no tratamento térmico superficial pode variar entre 60Hz e 4000kHz. Na prática a frequência utilizada no tratamento térmico por indução é dividida em três categorias: baixa frequência, até 10kHz, média frequência 10 a 70 kHz e alta frequência, superior a 70kHz. Quanto maior for a frequência empregada, menor será a profundidade da camada. Por exemplo, um sistema projetado para operar com frequência de 600 kHz terá uma camada rasa de áreas aquecidas enquanto um sistema que trabalha com uma frequência de 1 kHz produzirá uma camada relativamente profunda – Figura 25.

Figura 25 - Distribuição da densidade de potência (fonte de aquecimento) em função da frequência da corrente induzida (cilindro em aço inox com diâmetro externo de 20mm).



Fonte: Rudnev [21]

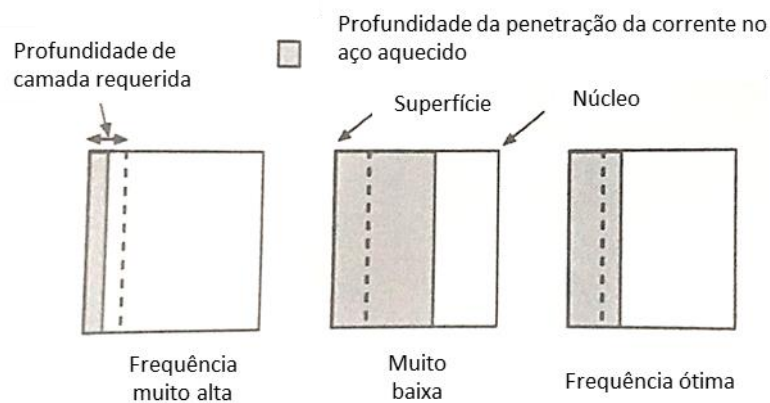
Quando peças pequenas forem submetidas a esse tipo de tratamento térmico, deve-se tomar cuidado para evitar que a corrente induzida não seja anulada. Por exemplo, não seria recomendável tentar obter uma camada endurecida de 1,5mm em uma peça com 6,5 mm de diâmetro utilizando uma frequência de 1 kHz, porque, nesse caso, a corrente parasita induzida iria também fluir na parte interna da peça ocorrendo com isso o “cancelamento” ou a anulação dessas correntes. Uma regra prática para evitar que isso ocorra é selecionando a frequência adequada para que a penetração da corrente não seja maior do que um quarto da espessura da peça [21][22].

Também há outros critérios para a escolha adequada da frequência. Se a frequência for muito alta para uma camada específica, será necessário tempo adicional para que o calor produzido alcance a profundidade desejada. Isso não somente aumenta desnecessariamente o tempo de ciclo como também pode provocar um sobreaquecimento na superfície o que pode gerar, por exemplo, um crescimento de grão excessivo. O sobreaquecimento da superfície pode também causar descarbonetação e surgimento de escamas na superfície.

Por outro lado, caso a frequência escolhida seja muito baixa, o aquecimento será mais profundo do que o necessário resultando em uma zona de aquecimento grande o que irá adicionar distorções à peça e desperdício de energia.

De uma maneira geral, uma frequência ótima gera uma profundidade de penetração de corrente de 1.2 a 3 vezes a profundidade requerida – ver Figura 26:

Figura 26 - Comparativo entre a profundidade de penetração da corrente e a profundidade da camada requerida [21].



Fonte: Rudnev [21]

Na maioria das publicações dedicadas ao assunto, as curvas de distribuição da densidade da corrente parasita ao longo da espessura da peça são simplificadas ou introduzidas como exponencialmente decrescendo da superfície para o interior da peça, conforme expresso na equação 4 [21]:

$$I = I_0 e^{-y/\gamma} \quad (4)$$

\* $I$  ( $A/m^2$ ) é a densidade da corrente a uma distância  $y$  da superfície

\* $I_0$  é a densidade da corrente na superfície

\* $\delta$  é a profundidade da penetração da corrente (m)

Porém essa afirmação não é válida para peças magnéticas visto que durante mais da metade do tempo de aquecimento a superfície permanece acima da temperatura de Curie, enquanto as camadas mais internas permanecem magnéticas tornando essa curva de decaimento de densidade elétrica um pouco mais complexa.

Na Tabela 1 encontram-se sugestões de frequência a ser escolhida de acordo com a espessura da camada endurecida desejada [22]:

Tabela 1 - Escolha da frequência: "Bom" indica a frequência mais eficiente. "Razoável" indica uma frequência menos eficiente. "Pobre" refere-se a uma frequência inadequada para a camada endurecida desejada.

Profundidade da Camada		Diâmetro		Frequência				
mm	in.	mm	in.	1 kHz	3 kHz	10 kHz	50 kHz	450 kHz
0,38-1,27	0,015 - 0,050	6,35 - 25,4	1/4 - 1	...	...	...	...	Bom
1,29-2,54	0,051 - 0,100	11,11 - 15,88	7/16 - 5/8	...	...	Razoável	Bom	Bom
		15,88 - 25,4	5/8 - 1	...	...	Bom	Bom	Bom
		25,4 - 50,8	1 - 2	...	Razoável	Bom	Bom	Bom
		>50,8	>2	Razoável	Bom	Bom	Bom	Pobre
2,56 - 5,08	0,101 - 0,200	19,05 - 50,8	1 - 2	...	Razoável	Bom	Bom	Pobre
		50,8 - 101,6	2 - 4	Razoável	...	Bom	Bom	Pobre
		>101,6	>4	Bom	Bom	Razoável	Bom	Pobre
5,08 - 10,0	0,200 - 0,400	>8	>2	Bom	Bom	Razoável	Pobre	Pobre

Fonte: Haimbaugh [22]

Sobre a camada de dureza, segundo Rudnev [21], esta é definida como a distância entre a superfície e o ponto no interior da amostra onde a dureza é 10 HRC inferior a dureza na superfície - o que ele denominou como "camada efetiva de dureza".

Como mencionado anteriormente, a espessura da camada endurecida também é função da densidade de potência ou da quantidade de potência dividida pela área da superfície da peça coberta pela bobina. A escolha da potência para austenitizar totalmente uma peça pode ser estimada inicialmente calculando-se a energia necessária para aquecê-la levando-se em conta o calor específico da peça e também as perdas de energia do equipamento utilizado, porém, quando se deseja a austenitização de apenas uma camada superficial, esse cálculo tornar-se mais complexo visto que tem que se levar em conta, entre outros fatores, a perda de calor para a massa restante da peça que não foi aquecida. Por isso, por décadas são utilizadas tabelas como a Tabela 2 que dão uma estimativa inicial para a escolha da potência adequada [22].

Tabela 2 - Densidade de potência requerida para o endurecimento superficial. Ponto de partida para estimar a potência densidade.

Frequência kHz	Camada endurecida		Entrada			Entrada		
	mm	in.	W/mm <sup>2</sup>			kW/in. <sup>2</sup> (e)		
			Baixa (b)	Ótima (c)	Alta (d)	Baixa (b)	Ótima (c)	Alta (d)
500	0.38-1.14	0.015-0.045	10.9	15.5	18.6	7	10	12
	1.14-2.29	0.045-0.090	4.7	7.8	12.4	3	5	8
10	1.52-2.29	0.060-0.090	12.4	15.5	24.8	8	10	16
	2.29-3.05	0.090-0.120	7.8	15.5	23.3	5	10	15
	3.05-4.06	0.120-0.160	7.8	15.5	21.7	5	10	14
3	2.29-3.05	0.090-0.120	15.5	23.3	26.35	10	15	17
	3.05-4.06	0.120-0.160	7.8	21.7	24.8	5	14	16
	4.06-5.08	0.160-0.200	7.8	15.5	21.7	5	10	14
1	5.08-7.11	0.200-0.280	7.8	15.5	18.6	5	10	12
	7.11-9.14	0.280-0.360	7.8	15.5	18.6	5	10	12

Fonte: Haimbaugh [22]

Mesmo numa situação em que não é possível utilizar os parâmetros recomendados, talvez por limitação da frequência ou potência do equipamento utilizado, consegue-se alcançar o resultado desejado, embora com prejuízo para eficiência do processo. Por exemplo, em casos em que uma camada fina é requerida, é possível alcançar os mesmos resultados com uma frequência menor do que a recomendada por usar uma densidade de potência maior por um período curto. Também, se uma camada profunda é desejada, mas, o sistema foi projetado para trabalhar em alta frequência, pode-se diminuir a densidade da potência empregada e submeter a peça a um período maior de aquecimento.

Na Figura 27, por exemplo, é possível observar diferentes camadas de dureza geradas por um mesmo indutor obtidas com a combinação de diferentes parâmetros de frequência e / ou a densidade de potência.

Figura 27 - Exemplos de profundidade da camada (área mais clara) obtida com o mesmo indutor, mas diferentes parâmetros de frequência e densidade de potência [21].



Fonte: Rudnev [21]

Para se calcular a potência a ser fornecida pelo equipamento de indução para obter a densidade de potência adequada, é necessário saber o tipo de fonte de potência utilizada por esse equipamento para então ter uma estimativa de sua eficiência. Na Tabela 3, é possível encontrar a eficiência dos dois tipos de fontes utilizados atualmente: estado sólido e rádio frequência (oscilador ou tubo de vácuo):

Tabela 3 - Perdas típicas para os diferentes tipos de fontes de energia utilizados atualmente.

Fonte de Energia	Frequência	Eficiência Terminal, %	Eficiência do Transformador de saída, %	Eficiência da bobina indutora, %	Eficiência do sistema, %
Solid state	10 kHz	90	75	75	51
Radio frequency	450 kHz	65	60	85	33

Source: Ref 7

Fonte: Haimbaugh [22]

Portanto, baseado no que foi visto até aqui, as principais características a serem levadas em consideração ao submeter uma peça em aço carbono ao tratamento térmico por indução são: composição química do material e sua microestrutura, frequência da corrente induzida e densidade de potência.

Assim, nesse trabalho, partiu-se de diferentes pré-microestruturas obtidas pelos diferentes métodos de tratamento térmicos aplicados e verificou-se a sua influência nas propriedades de desgaste de amostras submetidas posteriormente à têmpera por indução.



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

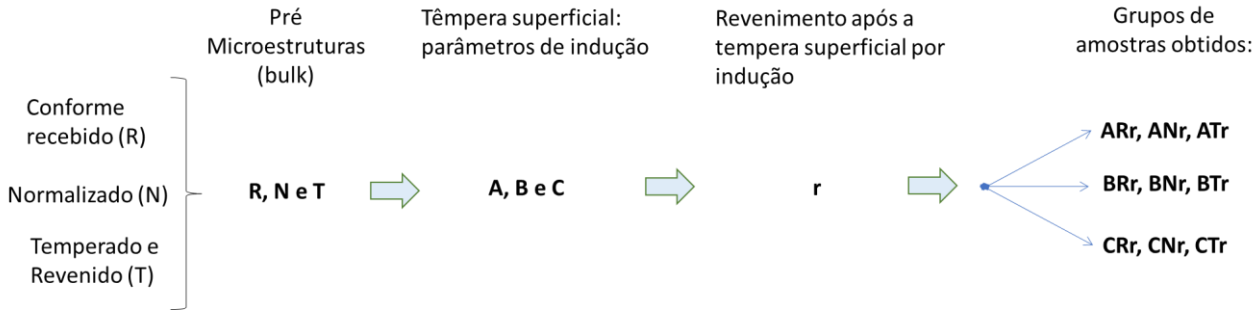
#### 3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Nesse trabalho a metodologia experimental foi dividida em duas etapas: na primeira delas procurou-se obter amostras com diferentes características em sua microestrutura martensítica. Conforme já discutido no item 2.2.1, em um típico tratamento térmico por indução as taxas de aquecimento frequentemente excedem a  $200^{\circ}\text{C} / \text{s}$ , e sob essas condições, a pré-microestrutura irá afetar o resultado, visto que irá proporcionar diferentes taxas de difusão do carbono durante a transformação de  $\text{Fe}\alpha$  em  $\text{Fe}\gamma$  no breve período de austenitização dependendo de sua pré-microestrutura. Por isso nessa etapa parte das amostras foram normalizadas e uma fração dessas foi temperada e revenida obtendo-se 3 tipos de microestruturas: conforme recebido (R), normalizado (N) e normalizado, temperado e revenido (T) sendo, posteriormente, todas submetidas à tempera superficial por indução. Também, foram utilizados nessa etapa diferentes parâmetros de têmpera por indução e meios de resfriamento - A, B e C, conforme Tabela 4, ficando as amostras agrupadas de acordo com o exposto na Figura 28.

Tabela 4 - Parâmetros da têmpera superficial por indução aplicada nas amostras em aço SAE 1045 - na têmpera das amostras do grupo B foi utilizada solução Quench W40 fabricado pela empresa Energis 8 Brasil.

TÊMPERA POR INDUÇÃO			
PARÂMETROS	A	B	C
Frequência da corrente induzida	450 KHz	450 KHz	450 KHz
Potência	50 KW	50 KW	60 KW
Distância entre peça e indutor	1 mm	1 mm	1 mm
Formato do indutor	Circular ( $\varnothing 35\text{mm}$ )	Circular ( $\varnothing 35\text{mm}$ )	Circular ( $\varnothing 35\text{mm}$ )
Velocidade de "scan"	1,8 mm/s	1,8 mm/s	1,8 mm/s
Meio utilizado para têmpera	Jato de água	Jato de solução Energis Quench W40	Jato de água

Figura 28 - Os arranjos de pré-microestrutura e parâmetros de indução resultaram em 9 tipos de amostras.

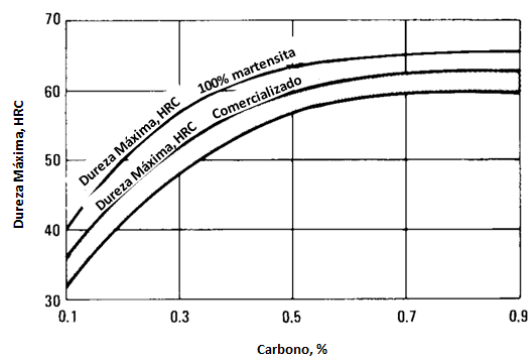


Na segunda etapa, as amostras foram revenidas e submetidas ao ensaio de desgaste por micro abrasão por esfera fixa, como realizado em trabalhos anteriores [25][26][27][28], mas na ausência de lama abrasiva, onde tiveram os seus desempenhos comparados com objetivo de revelar a influência de suas microestruturas no processo de desgaste.

### 3.2 MATERIAIS E TRATAMENTOS TÉRMICOS

O aço SAE 1045 foi selecionado por ser uma liga de médio carbono amplamente utilizada na produção industrial e usualmente empregada em tratamentos térmicos convencionais e por indução devido a sua versatilidade atingindo após a têmpera valores de dureza um pouco inferior aos aços alto carbono – ver Figura 29:

Figura 29 - Dureza após a têmpera versus teor de carbono do aço [22].



Fonte: Haimbaugh [22]

Um outro motivo está no fato de que quando temperado e revenido, o aço SAE 1045 apresenta valores de dureza similares aos materiais utilizados nos trabalhos de pesquisa citados nesse estudo [2][3][4]. A barra em aço SAE 1045 adquirida possui a composição química indicada na Tabela 5, conforme laudo emitido pelo fornecedor (ver anexo I) e está em conformidade com essa classificação.

Tabela 5 - Composição química da amostra em conformidade com a classificação SAE 1045.

Aço SAE 1045	Composição Química, %			
	C	Mn	P (max)	S (max)
SAE [8]	0.43-0.50	0.60- 0.90	0.040	0.050
Amostra Obtida	0.47	0.89	0.019	0.019

### 3.2.1 Amostras austenitizadas em forno a 1200°C – amostras grupo D

Também foram preparadas amostras de aço SAE 1045 temperadas em forno convencional (INTI FL-1300) a 1200 C° e revenidas a 340 C° por 2 horas de acordo com a curva de revenimento sugerida por Dosset [20] obtendo-se com isso uma dureza média de 46 HRC (desvio padrão 0,51 HRC) - amostras grupo D – com objetivo de comparar a resistência ao desgaste entre amostras com maior e menor tamanho de grão pré-austenítico.

### 3.3 MÉTODO DE ATAQUE E CLASSIFICAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO PRÉ-AUSTENÍTICO (PRIOR AUSTENITIC GRAIN SIZE - PAGES)

Para revelar os contornos de grão pré-austenítico, as amostras dos grupos ATr, BTr, CTr e D foram atacadas com uma solução de 3g de ácido pícrico, 0.5ml de HCl, 240ml de

água destilada e 10g de detergente neutro [17]. Após o ataque os tamanhos de grão foram classificados de acordo com a norma ASTM E112 utilizando o método de interceptação de Reyn.

### 3.4 APLICAÇÃO DA TÊMPERA SUPERFICIAL POR INDUÇÃO

Para têmpera por indução foi utilizado equipamento Politron 60kW, que faz uso de tudo oscilador de rádio frequência (RF) como fonte de energia e bobina indutora em formato espiral com 35mm de diâmetro na região próxima a peça e refrigerada a água.

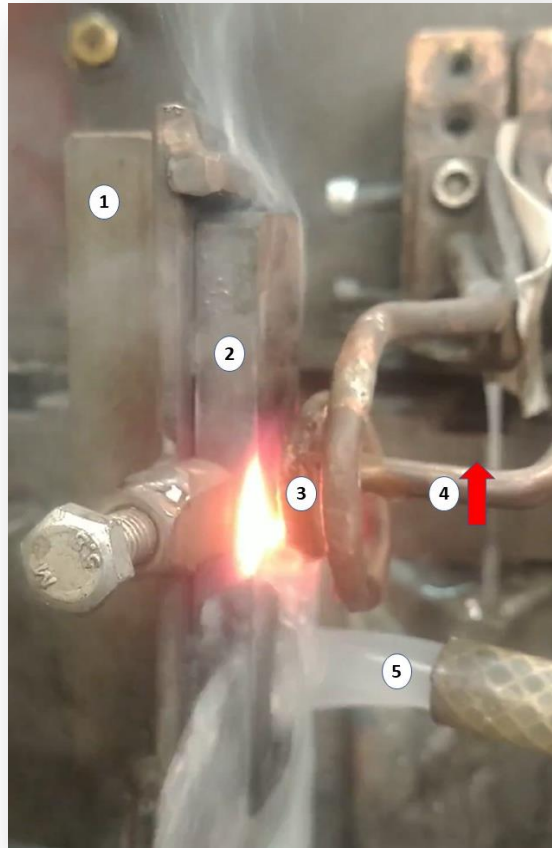
No primeiro momento foram escolhidas a frequência e a densidade de potência conforme sugeridos por Haimbaugh [22], Tabela 1 e Tabela 2 - 450 kHz e 15,5W mm<sup>2</sup> respectivamente – para uma camada de dureza desejada de 1mm, resultando num valor de potência de saída de 14,91kW, conforme detalhado no cálculo a seguir – equação 5:

$$\begin{aligned} \text{Potência de saída da bobina} &= \text{dens. potência} \times \text{área abrangida pela bobina} \\ \text{Potência de saída da bobina} &= 15,5\text{Wmm}^{-2} \times 962,11 \text{ mm}^2 = 14,91\text{W} \end{aligned} \quad (5)$$

A partir da potência de saída da bobina, deve-se então calcular a potência de entrada considerando a eficiência típica de um equipamento de indução que faz uso de uma fonte do tipo RF que, de acordo com a Tabela 3, é de 33% resultando numa potência ideal de entrada de 45,18kW. Com base nesse resultado, para os grupos A e B –Tabela 4 - foi selecionada uma potência de entrada 50kW.

Para o tratamento térmico na superfície, as amostras foram cortadas em barras menores de 25,4 mm x 101,6mm x 10 mm e submetidas à têmpera por indução conforme o aparato ilustrado na Figura 30 utilizando-se 3 grupos de parâmetros, conforme Tabela 4.

Figura 30 - Amostra SAE 1045 recebendo tratamento térmico por indução em sua superfície - (1) fixador, (2) amostra, (3) indutor, (4) sentido do movimento do indutor - velocidade 1,8 mm/s, (5) fluido refrigerante - nesse caso Energis Quench W40.



Fonte: Próprio autor

Para medir a temperatura durante o processo de indução foi utilizado termômetro sem contato que mede a temperatura por irradiação infravermelha modelo HP-1300 fabricado pela empresa Hold Peak indicado para medir temperaturas entre  $-50^{\circ}\text{C}$  e  $1300^{\circ}\text{C}$  com erro de leitura de 2% para temperaturas acima de  $0^{\circ}\text{C}$ . A emissividade selecionada foi de 0,71 conforme sugerido por Rudnev [21] para materiais em aço carbono com uma superfície não polida – Figura 31.

Figura 31 - Termômetro infravermelho utilizado durante o processo de indução: fabricante Hold Peak, modelo HP 1300, indicado para medir temperaturas entre -50°C a 1300°C com acurácia de 2% para medições acima de 0°C.



Fonte: Próprio autor

Após a tempera por indução, as amostras dos grupos listados na Figura 28 foram revenidas à 380°C por 2 horas com objetivo de se obter uma dureza próxima de 420 HV (41 HRC), como recomendado por Dosset [20] – Figura 18.

### 3.5 ENSAIO DE DESGASTE

Após a têmpera por indução, as amostras foram preparadas para que apresentassem as mesmas condições em sua superfície. Foram utilizadas lixas d'água com SiC, com granas de 200 até 2000 mesh, e o polimento foi realizado em solução aquosa de alumina 0,25µm.

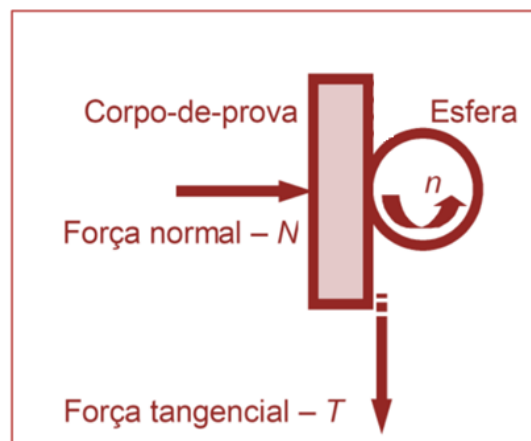
As amostras foram submetidas ao ensaio de desgaste por micro abrasão por esfera fixa, conforme realizado em outros trabalhos [25][26][27][28], mas, nesse estudo, na ausência de lama abrasiva, utilizando o equipamento ilustrado na Figura 32, desenvolvido pelo Prof. Luiz Carlos Casteletti do departamento de Engenharia de Materiais da USP São Carlos – ver também desenho esquemático – Figura 33.

Figura 32 - Equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo



Fonte: Próprio autor

Figura 33 - Princípio de operação do equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo por esfera fixa.

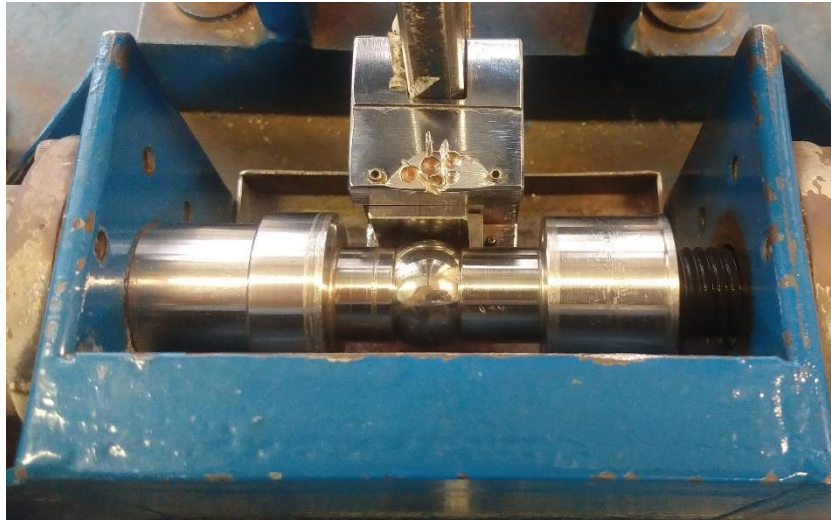


Fonte: Próprio autor

Neste tipo de ensaio uma esfera de aço AISI 52100 com uma polegada de diâmetro gira a uma velocidade constante de 40 RPM (0,05m/s) – Esteves [27] - sobre a superfície de uma amostra que está submetida a uma força de contato de 10N percorrendo após o término do ensaio uma distância total de 111,715 m e formando uma calota de desgaste.

Na Figura 34 é possível observar o corpo de prova sendo pressionado contra a esfera em rotação.

Figura 34 - Amostra submetida a uma força de contato de 10N - equipamento de ensaio de desgaste microabrasivo.



Fonte: Próprio autor

Na Tabela 6 estão organizados os parâmetros utilizados no ensaio de desgaste:

Tabela 6 - Parâmetros do ensaio microabrasivo – Trezona [25], Esteves [27].

Parâmetros - Ensaio de desgaste micro abrasivo	
Tipo de ensaio de desgaste	Ensaio de desgaste micro abrasivo de esfera fixa
Composição da esfera	AISI 52100 temperada e revenida
Diâmetro da esfera	25,4 mm
Dureza da esfera	990 ± 40HV
Carga	10N
Rotação da Esfera	40 RPM
Velocidade linear	0,05m/s
Tempo do ensaio	35 minutos
Distância linear percorrida	111,715 m

A perda de massa, ou volume removido das amostras foi calculado com base no diâmetro da calota, medido em microscópio ótico segundo a equação 6[25]:



$$V = \frac{d^4}{64R} \quad (6)$$

V= volume removido

d= diâmetro médio da calota formada

R= raio da esfera (12,7mm)

Para este trabalho, foram obtidas 7 calotas para cada grupo de amostra dentro das condições de ensaio especificadas na Tabela 6.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Nesse capítulo, inicialmente serão abordados os resultados referentes ao pré-tratamento térmico aplicado à parte das amostras antes de serem submetidas ao processo de indução. Após essa etapa, serão discutidos os resultados referentes à têmpera por indução aplicada na superfície das amostras listadas na Figura 28 e, em seguida, serão avaliados e comparados os resultados dos ensaios de desgaste microabrasivo entre essas amostras e as amostras de mais dois grupos: sem revenimento (AT-S, BT-S e CT-S) e amostras do grupo D. A Figura 35 foi elaborada para maior clareza.

Figura 35 - Ensaio de desgaste: esquema de avaliação comparativa entre grupos de amostras.

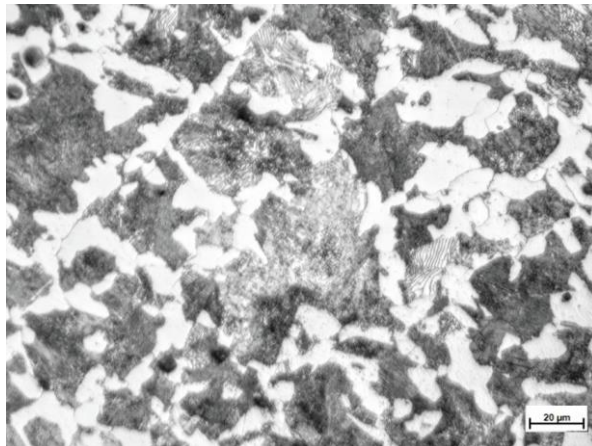
Ensaio de Desgaste Microabrasivo -Avaliação comparativa entre:				
Amostra Temperadas por Indução e Revenidas		Amostras somente temperadas por indução (sem revenimento)		Amostras temperadas a 1200 C° e revenidas a 340 C° em forno convencional (ver item 3.2.4)
AR AN AT	X	AT-S	X	D
BR BN BT		BT-S		
CR CN CT		CT-S		

## 4.2 RESULTADOS E DISCUSSÕES: PRÉ-TRATAMENTO TÉRMICO

### 4.2.1 Caracterização de amostras de aço SAE 1045 conforme recebido

Na Figura 36 é possível observar a micrografia de uma seção de uma barra de dimensões 101,6 x 25,4 x 1500 mm do material SAE 1045 “conforme recebido”. Após o ataque de nital 3%, é possível observar perlita e grãos de ferrita pró-eutetóide em rede - microdureza de 245 HV5 e desvio padrão de 12,2 HV5 obtido por do durômetro Buehler modelo 1600-6300.

Figura 36 - Micrografia aço SAE 1045 conforme recebido: microestrutura formada por ferrita e perlita. Ataque nital 3%.



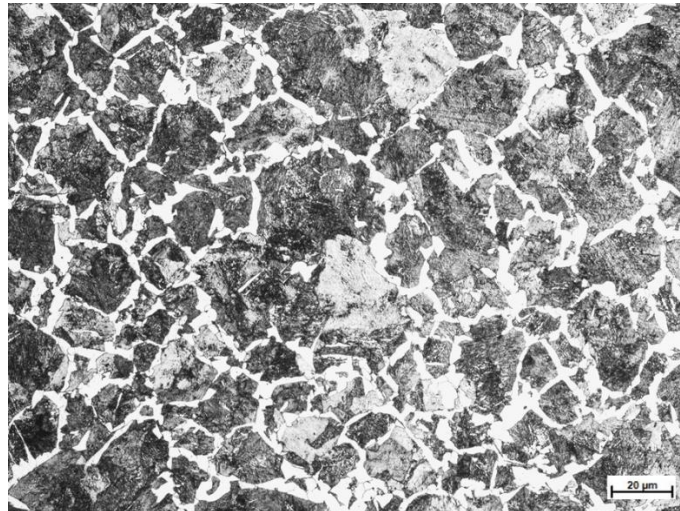
Fonte: Próprio autor

Conforme a Figura 28, parte das amostras foram submetidas ao tratamento térmico de normalização e posteriormente uma fração dessas amostras normalizadas foram temperadas e revenidas em forno marca INTI modelo FL-1300.

#### 4.2.2 Caracterização de amostras de aço SAE 1045 após tratamento térmico de normalização

Na Figura 37 é possível observar a microestrutura de uma amostra após o processo de normalização - austenitizada 900°C por 90 minutos, conforme sugerido por Dosset [20] - onde é possível notar uma melhor distribuição de colônias de perlita resultando em uma microestrutura mais fina e dureza um pouco mais elevada se comparada à condição de “conforme recebido”: 256 HV5 - desvio de 10,54 HV5. Ataque nital 3%.

Figura 37 - Micrografia aço SAE 1045 após normalização a 900°C [20] - nital3%.



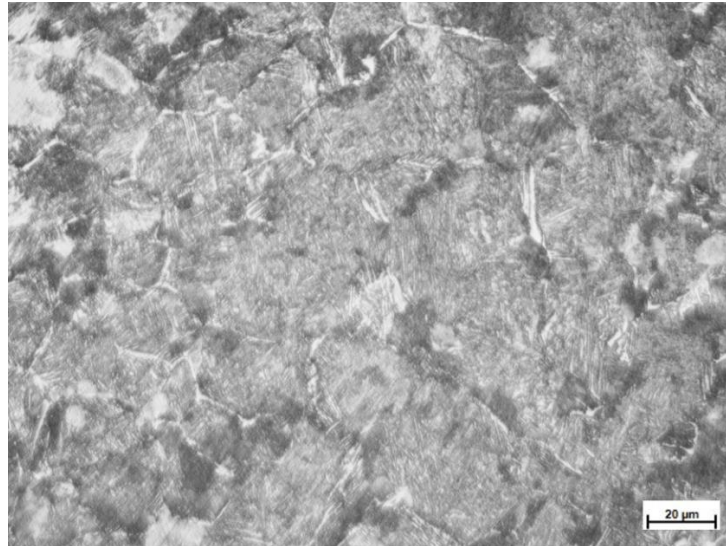
Fonte: Próprio autor

#### 4.2.3 Caracterização de amostras de aço SAE 1045 após os tratamentos térmicos de normalização, têmpera e revenimento:

Parte das amostras normalizadas foram temperadas - austenitizadas a 855°C, resfriadas em água com agitação - e revenidas a 425°C com objetivo de obter uma dureza entre 350 e 380 HV conforme recomendado por Dosset [20] - Figura 18 - para aços SAE 1045.

Na Figura 38 é possível observar o aspecto da microestrutura obtida após a tempera e o revenimento: dureza média de 363 HV5 entre 12 pontos de coleta e desvio padrão de 9,41 HV5 onde há uma predominância de martensita revenida e pequenas áreas de ferrita.

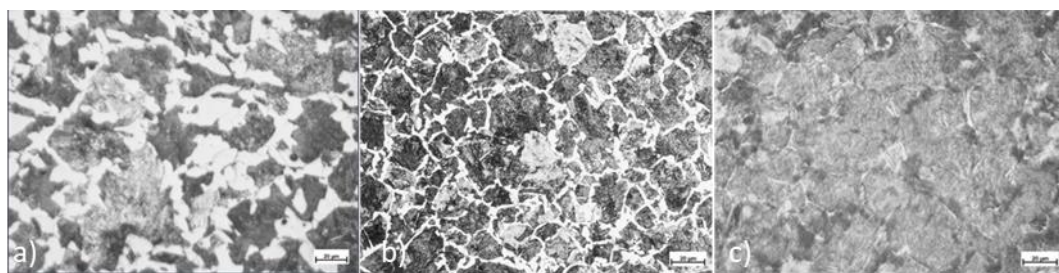
Figura 38 - Micrografia aço SAE 1045 temperado a 845°C e revenido a 425°C- nital 3% - predominância de martensita revenida e pequenas áreas de ferrita.



Fonte: Próprio autor

#### 4.2.4 Comparativo entre amostras em aço SAE 1045 antes e após pré-tratamentos térmicos de normalização, têmpera e revenimento – Figura 39

Figura 39 - Micrografias obtidas com nital 3% - (a) material conforme recebido, (b) normalizado e (c) normalizado, temperado e revenido (barra de escala:20µm)



Conforme recebido

Normalizado

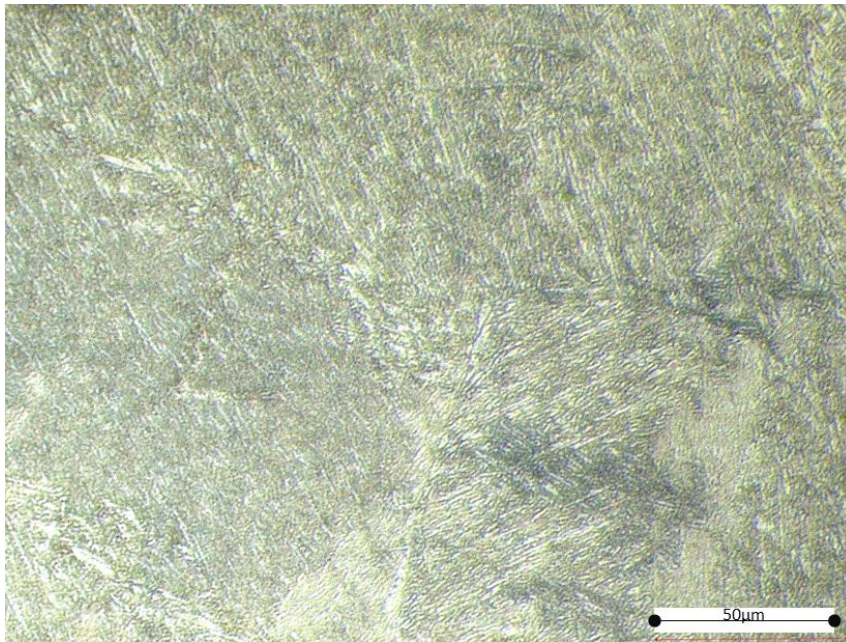
Normalizado, Temperado e Revenido

Fonte: Próprio autor

#### 4.2.5 Amostras austenitizadas em forno a 1200°C – amostras grupo D

Na Figura 40 é possível observar o aspecto da microestrutura após têmpera em forno convencional (INTI FL-1300) a 1200 C° e revenimento a 340 C° por 2 horas [20] – predominância de martensita revenida e pequenas áreas de ferrita - é possível observar também a orientação e o tamanho dos grãos.

Figura 40 – Amostra do grupo D: austenitizada a 1200°C (forno INTI – FL 1300), temperada em água com agitação e revenida a 340°C por 2 horas – nital 3%.



Fonte: Próprio autor

### 4.3 RESULTADOS E DISCUSSÕES: TÊMPERA POR INDUÇÃO

As amostras pertencentes aos grupos ARr, ANr, ATr, BRr, BNr, BTr, CRr, CNr, CTr – Figura 28 - tiveram uma de suas superfícies temperadas por indução conforme os respectivos parâmetros indicados na Tabela 4 e após a têmpera foram revenidas a 380 C° por duas horas



[20] para se obter durezas em torno de 40 HRC. Como exemplo, é possível observar na Figura 41 o aspecto do corte transversal de uma amostra CRr atacada com nital a 3%. Na região em destaque encontra-se a área afetada pela indução.

Figura 41 - Aspecto da amostra após tratamento térmico superficial por indução.



Fonte: Próprio autor

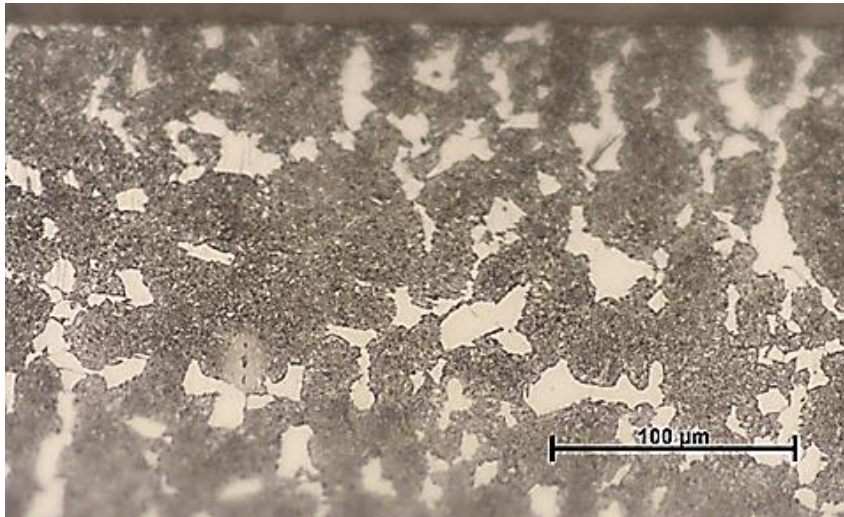
Nos itens a seguir encontram-se a micrografia, a dureza e a espessura da camada de cada uma das amostras submetidas à têmpera por indução.

#### **4.3.1 Caracterização das amostras ARr, BRr e CRr após tratamento térmico por indução aplicado na superfície:**

Na Figura 42, Figura 43 e Figura 44 encontram-se as micrografias do corte transversal da microestrutura das amostras “conforme recebido”, após tratamento térmico por indução (parâmetros do grupo A, B e C) e revenimento a 380°C por 2 horas [20]. Em todas as amostras (ARr, BRr e CRr) é possível observar a presença de ilhas de ferrita em uma matriz martensítica muito provavelmente devido uma taxa de aquecimento insuficiente visto que, conforme Rudnev [21], microestruturas com quantidade significativa de perlita grosseira e com grandes e estáveis carbonetos, demandam maiores temperaturas de austenitização e

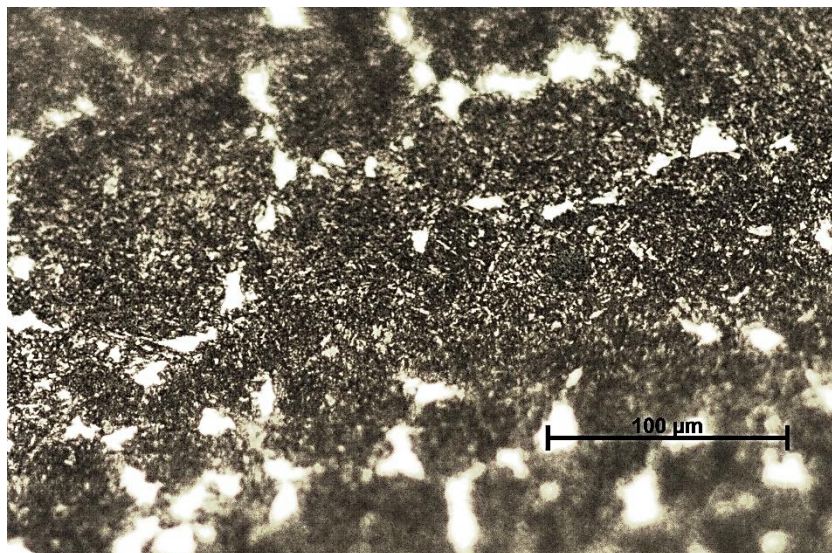
maiores taxas de aquecimento conforme já comentado no capítulo 2 e Figura 22. Por isso, o aspecto das microestruturas na Figura 42, Figura 43 e Figura 44 é semelhante à microestrutura mencionada por Colpaert [16] quando se referiu a um aço com 0,5% de carbono austenitizado em forno convencional a uma temperatura dentro da zona crítica (a  $735\text{C}^\circ$ ) – Figura 16.

Figura 42 - Micrografia do corte transversal da amostra ARr - temperada na superfície por indução e revenida a  $380\text{C}^\circ$  - nital 3%.



Fonte: Próprio autor

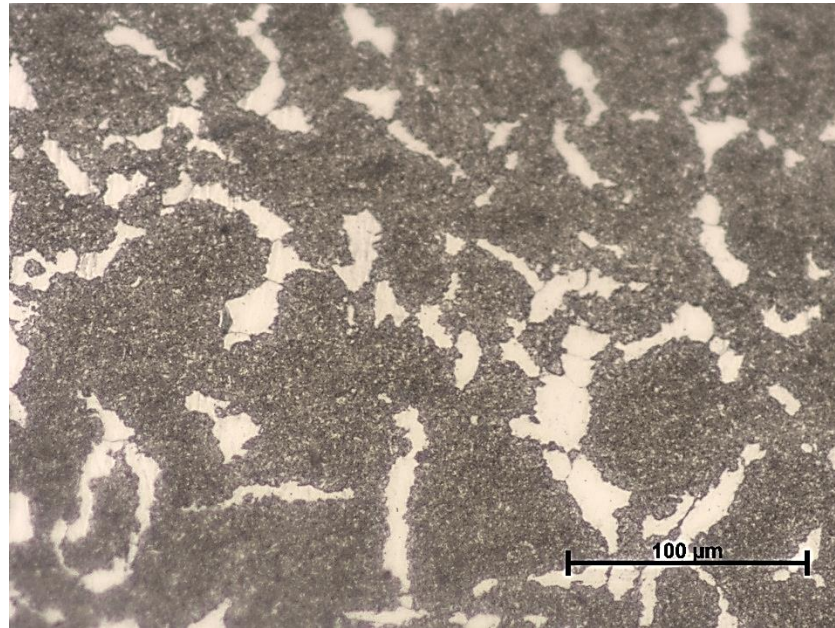
Figura 43 - Micrografia do corte transversal da amostra BRr - temperada na superfície por indução e revenida à  $380\text{C}^\circ$  - nital 3%.



Fonte: Próprio autor



Figura 44 - Micrografia do corte transversal da amostra CRr - temperada na superfície por indução e revenida a 380°C - nital 3%.

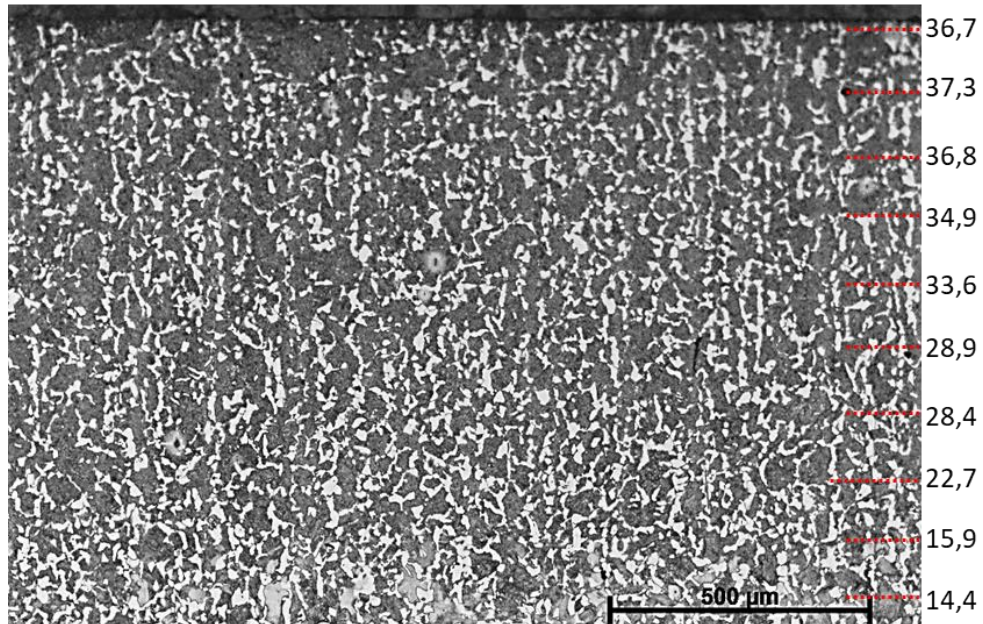


Fonte: Próprio autor

Na Figura 45, Figura 46 e Figura 47 estão caracterizadas a microdureza e a espessura da camada das amostras ARr, BRr e CRr. Para facilitar a comparação entre as amostras, na Figura 60 estão agrupados os valores de espessura de camada alcançada por cada uma delas.

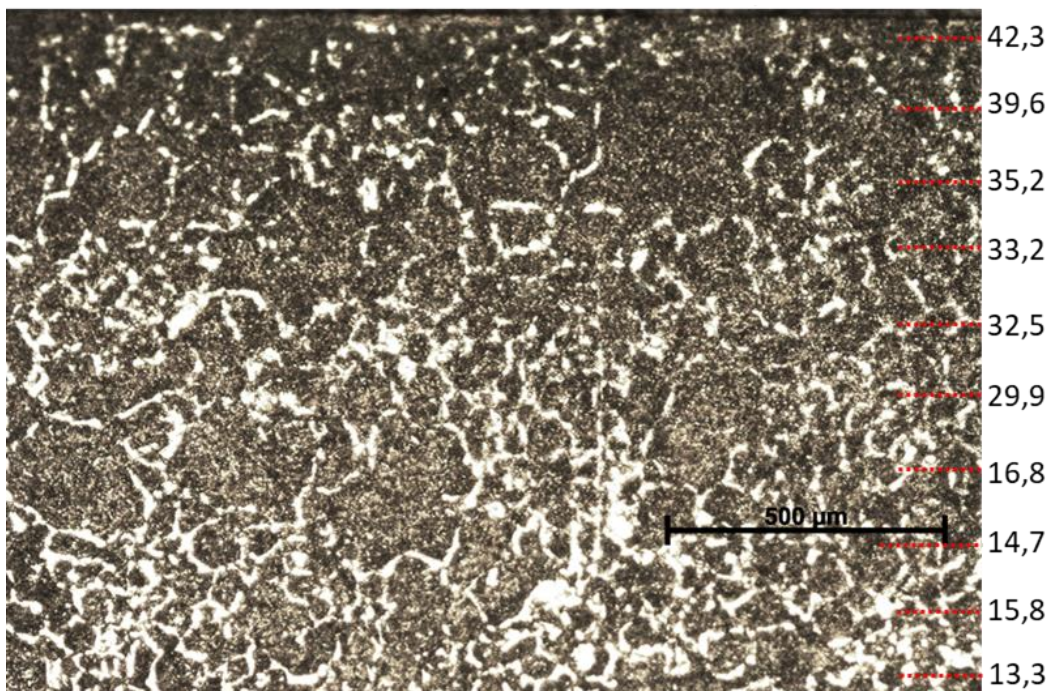
É importante ressaltar que a potência de indução empregada em amostras do grupo CRr foi 20% maior (60kW) e mesmo assim não foi suficiente para proporcionar a completa austenitização do material. Na Tabela 7 encontram-se as temperaturas de austenitização atingidas por cada uma das amostras dos grupos ARr, BRr e CRr durante o processo de indução.

Figura 45 - Aspecto da camada da amostra ARr - nital 3%, espessura alcançada, 0,65mm e dureza na superfície, 39,4 RHC.



Fonte: Próprio autor

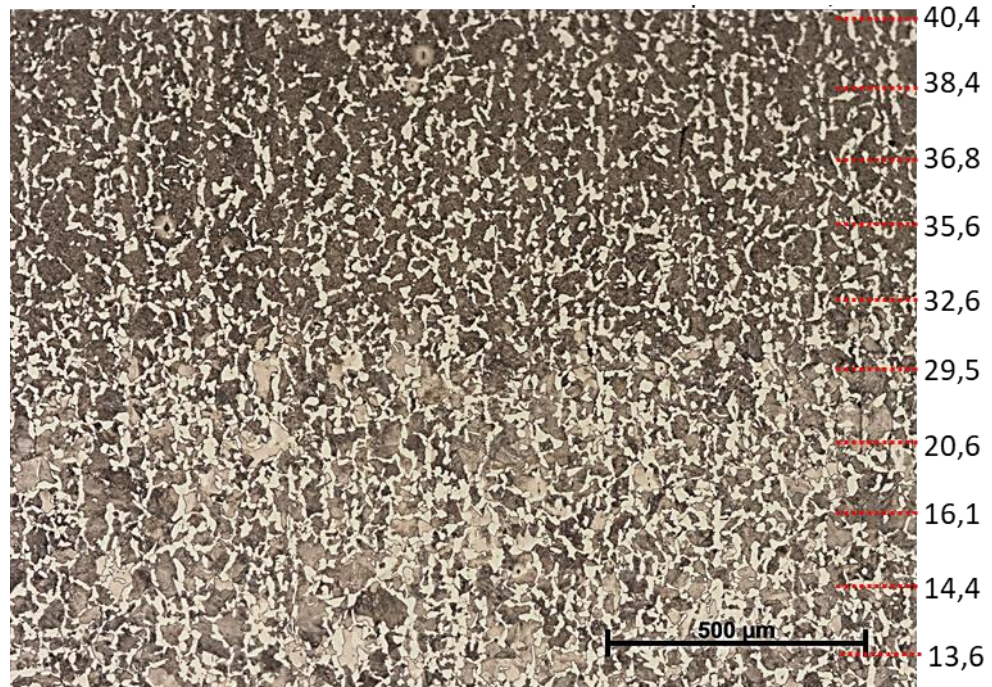
Figura 46 - Aspecto da camada da amostra BRr – nital 3%, espessura alcançada, 0,65mm e dureza na superfície, 41,7 HRC.



Fonte: Próprio autor



Figura 47 - Aspecto da camada da amostra CRr – nital 3%, espessura alcançada, 0,77mm e dureza na superfície, 42,3 RHC.



Fonte: Próprio autor

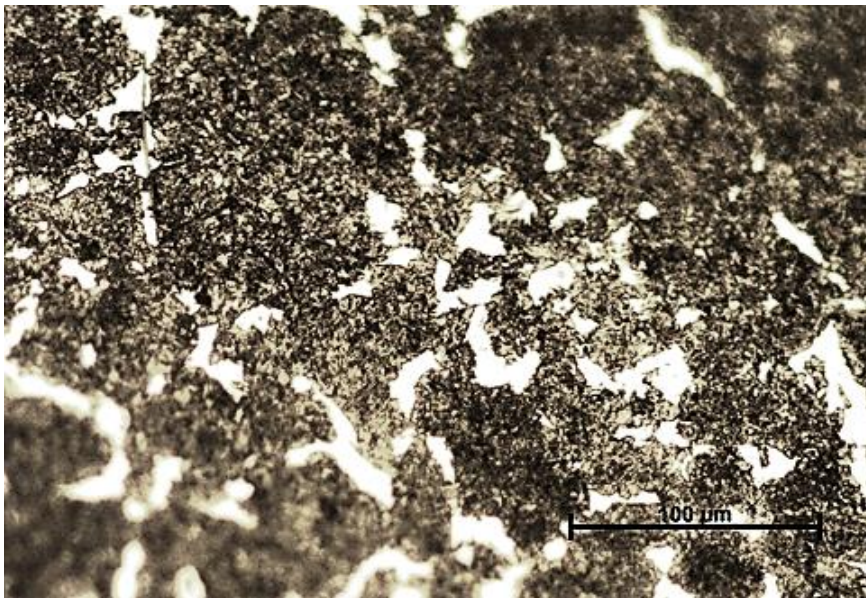
Tabela 7 - Temperaturas de austenitização registradas durante o processo de indução das amostras dos grupos ARr, BRr e CRr.

	ARr	BRr	CRr
Temperatura de Indução (°C)	832,1	837,2	892,1

#### 4.3.2 Caracterização das amostras ANr, BNr e CNr após tratamento térmico por indução aplicado na superfície:

As micrografias das amostras ANr, BNr e CNr - encontram-se representadas na Figura 48, Figura 49 e Figura 50. Como comentado no item 3.2.1, essas amostras antes de serem temperadas por indução possuíam uma microestrutura mais fina e homogênea com uma melhor distribuição de colônias de perlita se comparadas às amostras conforme “recebido”. No caso da amostra CNr, esse fator aliado a um incremento de 20% na potência de indução foi suficiente para que diferentemente das amostras ANr, BNr houvesse a completa austenitização do material. O papel da microestrutura em facilitar a difusão do carbono de  $Fe_\alpha$  em  $Fe_\gamma$  durante austenitização, conforme destacado por Rudnev [21], fica evidente quando se comparam as micrografias das amostras CRr e CNr - Figura 44 e Figura 50 respectivamente - em que foram empregadas a mesma potência de indução.

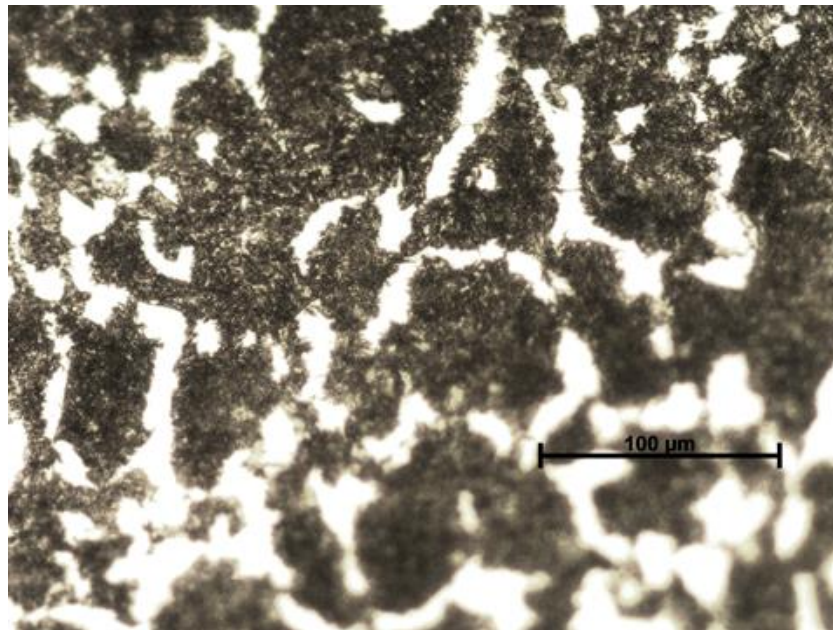
Figura 48 - Micrografia a 0,15mm da superfície da amostra do grupo A normalizada e temperada na superfície por indução (ANr) - nital 3%.



Fonte: Próprio autor

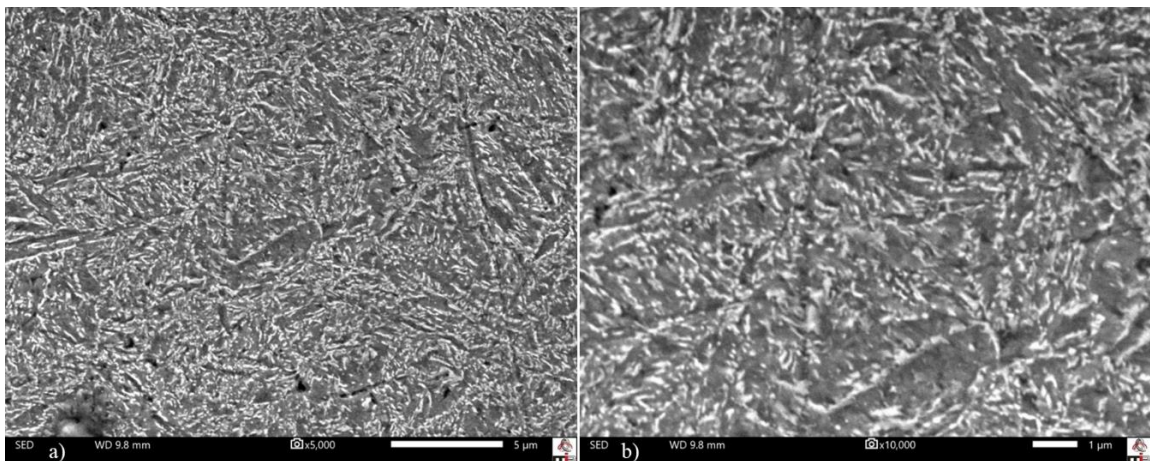


Figura 49 - Micrografia a 0,15mm da superfície da amostra do grupo B normalizada e temperada na superfície por indução (BNr) - nital 3%.



Fonte: Próprio autor

Figura 50 - Micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) a 0,15mm da superfície da amostra do grupo C normalizada e temperada na superfície por indução (CNr) - (a) barra de escala igual a 5μm e (b) barra de escala igual a 1μm.

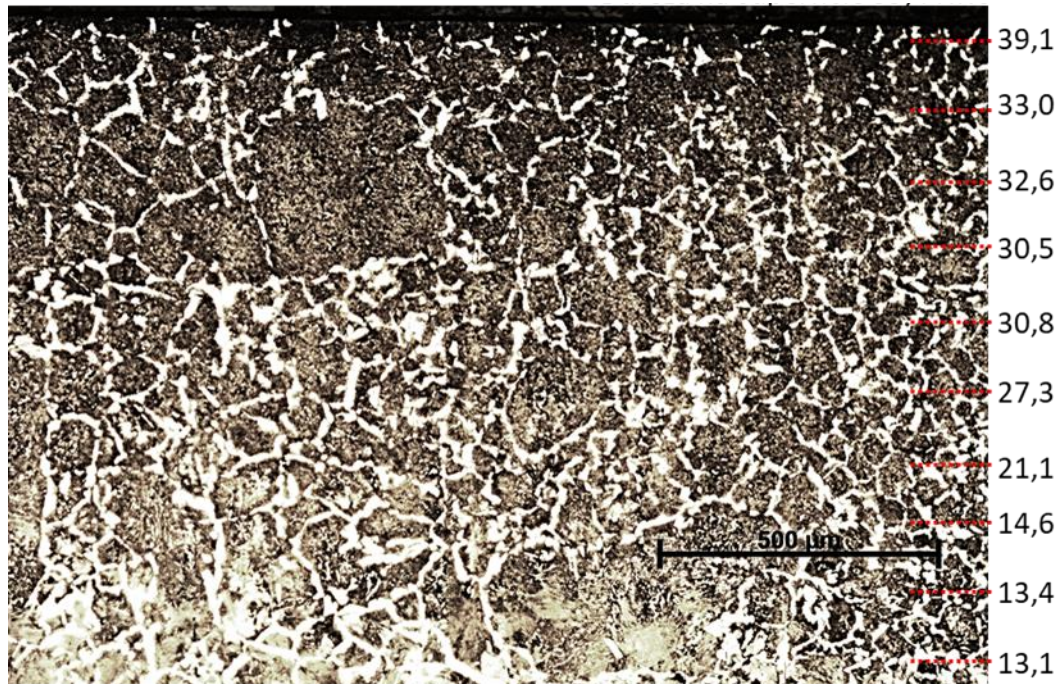


Fonte: Próprio autor

Na Figura 51, Figura 52 estão respectivamente representadas as camadas de dureza das amostras ANr, BNr. Observa-se uma camada formada por uma microestrutura heterogênea composta por ilhas de ferrita em uma matriz martensítica diferentemente da microestrutura representada na Figura 53, amostra CNr, onde é possível observar uma microestrutura martensítica homogênea com um menor decaimento de dureza ao longo da camada.



Figura 51 - Aspecto da camada da amostra ANr – nital 3%, espessura alcançada, 0,65mm e dureza na superfície igual a 39,4 HRC.



Fonte: Próprio autor

Figura 52 - Aspecto da camada da amostra BNr – nital 3%, espessura alcançada, 0,77mm e dureza na superfície igual a 40,6 HRC.



Fonte: Próprio autor



Figura 53 - Aspecto da camada da amostra CNr – nital 3%, espessura alcançada, 0,77mm e dureza na superfície igual a 41,3 HRC.



Fonte: Próprio autor

Na Tabela 8 estão as temperaturas de austenitização registradas durante o processo de indução das amostras dos grupos ANr, BNr e CNr:

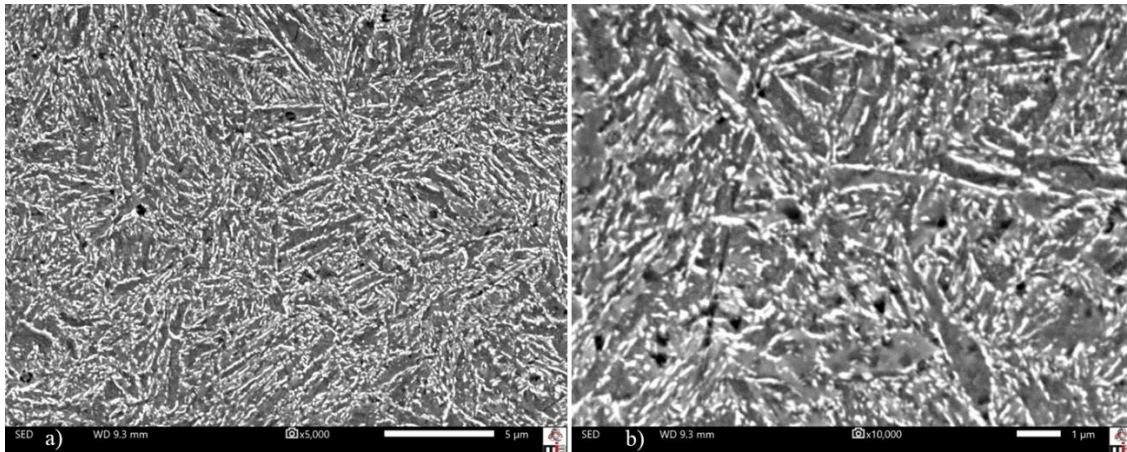
Tabela 8 - Temperatura de austenitização registradas durante o processo de indução das amostras dos grupos ANr, BNr e CNr.

	ANr	BNr	CNr
Temperatura de Indução (°C)	839,8	841,1	894,6

### 4.3.3 Caracterização das amostras ATr, BTr e CTr após tratamento térmico por indução aplicado na superfície:

Conforme Rudnev [21], uma pré-microestrutura martensítica revenida com dureza entre 30 e 40 HRC permite a redução da temperatura de austenitização e proporciona uma rápida e consistente resposta do material com pequenas distorções, mínimo crescimento de grão e camada bem definida se comparado com uma estrutura ferrítica /perlítica. Esta afirmação mostrou-se verdadeira nesse caso visto que todas as amostras, independente da variação na potência empregada na indução, foram completamente austenitizadas como pode ser observado na Figura 54, Figura 55 e Figura 56.

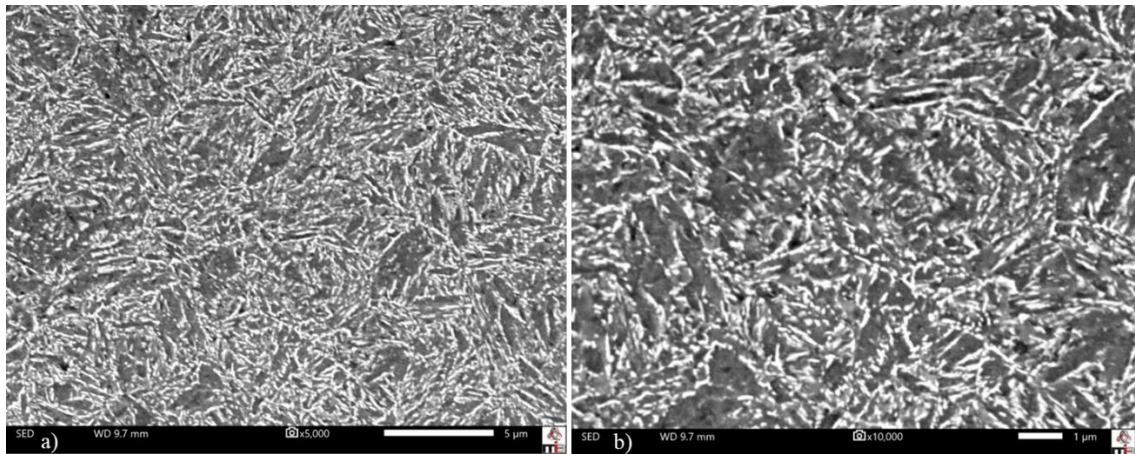
Figura 54 - Micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) a 0,15mm da superfície da amostra do grupo A normalizada e temperada na superfície por indução (ATr) - (a) barra de escala igual a  $5\mu$  e (b) barra de escala igual a  $1\mu$ .



Fonte: Próprio autor

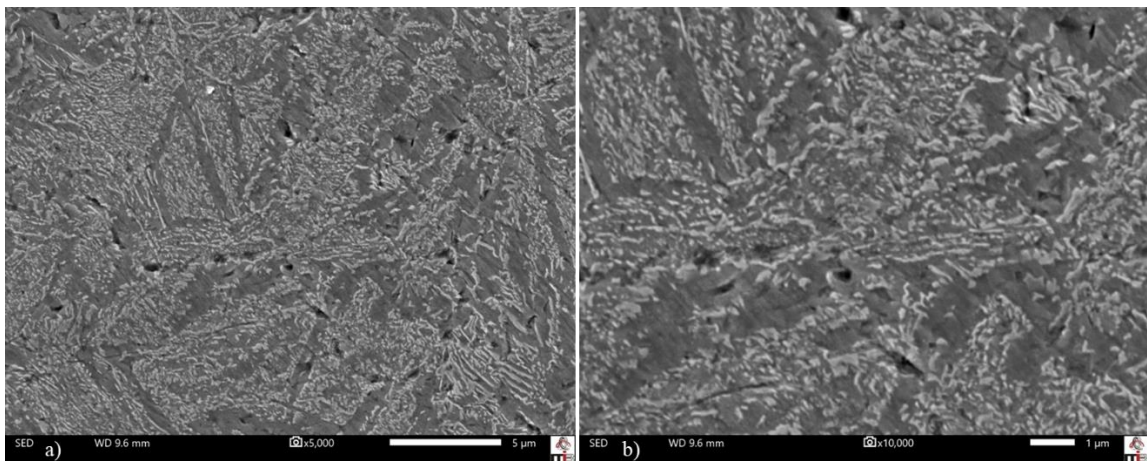


Figura 55 - Micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) a 0,15mm da superfície da amostra do grupo B normalizada e temperada na superfície por indução (BTr) - (a) barra de escala igual a 5 $\mu$ m e (b) barra de escala igual a 1 $\mu$ m.



Fonte: Próprio autor

Figura 56 - Micrografias obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) a 0,15mm da superfície da amostra do grupo C normalizada e temperada na superfície por indução (CTr) - (a) barra de escala igual a 5 $\mu$ m e (b) barra de escala igual a 1 $\mu$ m.

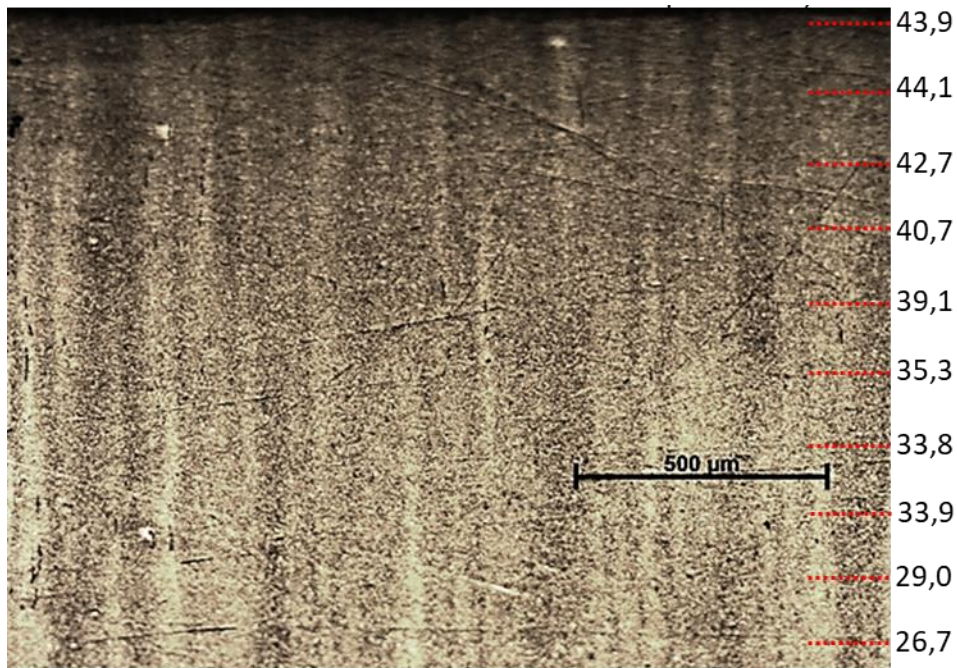


Fonte: Próprio autor

Nas Figura 57, Figura 58 e Figura 59 estão representadas as respectivas camadas - amostras ATr, BTr e CTr. É possível observar uma camada endurecida mais homogênea resultado de uma pré-microestrutura mais favorável à têmpera por indução.

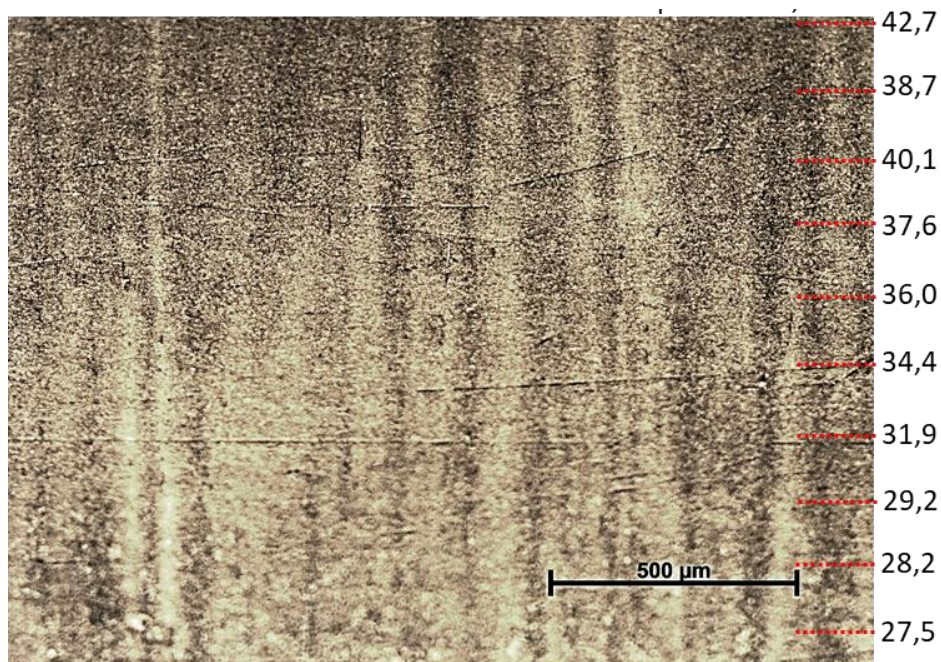


Figura 57 - Profundidade da camada: 0,90mm - amostra do grupo A com pré-microestrutura normalizada, temperada e revenida e com tratamento térmico por indução na superfície (ATr) – nital 3% e dureza na superfície igual a 43,1 RHC.



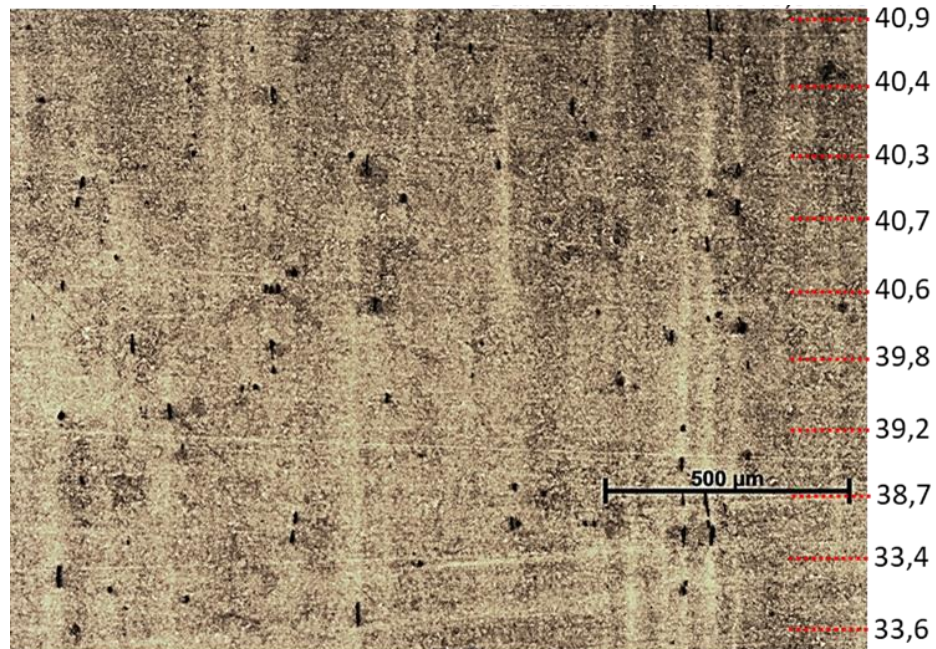
Fonte: Próprio autor

Figura 58 - Profundidade da camada: 0,85mm - amostra do grupo B com pré-microestrutura normalizada, temperada e revenida e com tratamento térmico por indução na superfície (BTr) – nital 3% e dureza na superfície igual a 40,4 HRC



Fonte: Próprio autor

Figura 59 - Profundidade da camada: 1,35mm - amostra do grupo C com pré-microestrutura normalizada, temperada e revenida e com tratamento térmico por indução na superfície (CTr) – nital 3 % e dureza na superfície igual a 40,5 RHC.



Fonte: Próprio autor

Na Tabela 9 estão as temperaturas de austenitização registradas durante o processo de indução das amostras dos grupos ATr, BTr e CTr:

Tabela 9 - Temperaturas de austenitização registradas durante o processo de indução das amostras dos grupos ATr, BTr e CTr.

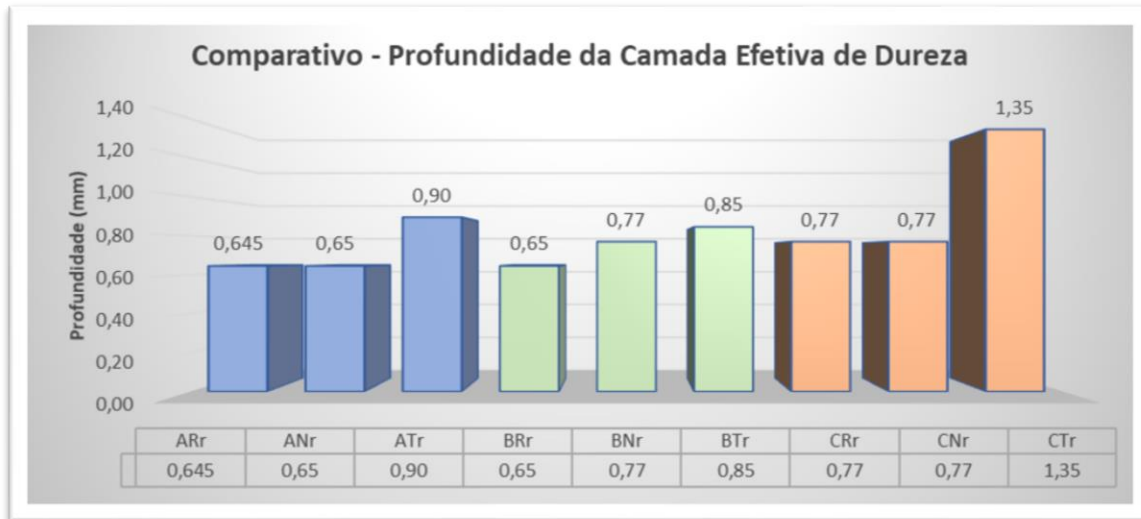
	ATr	BTr	CTr
Temperatura de Indução (°C)	840,6	846,8	907,9

Como já comentado no item 4.2.1, a profundidade da camada endurecida é função principalmente da frequência da corrente utilizada na indução: quanto menor a frequência da corrente maior será a profundidade alcançada. Mas, ainda segundo Rudnev [21], a espessura da camada endurecida também pode variar com a potência utilizada por isso, as amostras do grupo C apresentaram em média maior profundidade que as demais visto que para esse grupo foi utilizada uma potência cerca de 20% maior (60kW) em relação aos demais grupos (A e B). Ainda, conforme os dados agrupados na Figura 60, a profundidade alcançada pelas amostras temperadas e revenidas (Tr), sugerem que uma pré-microestrutura martensítica contribuiu também para se alcançar uma camada ainda mais profunda visto ser esta, como já discutido



anteriormente, uma microestrutura mais favorável do que uma microestrutura ferrítica / perlítica. Tal fato fica mais evidente no caso da amostra CTr.

Figura 60 - Profundidade da camada alcançada por cada uma das amostras dos grupos ARr, BRr, CRr, ANr, BNr, CNr, ATr, BTr e CTr.



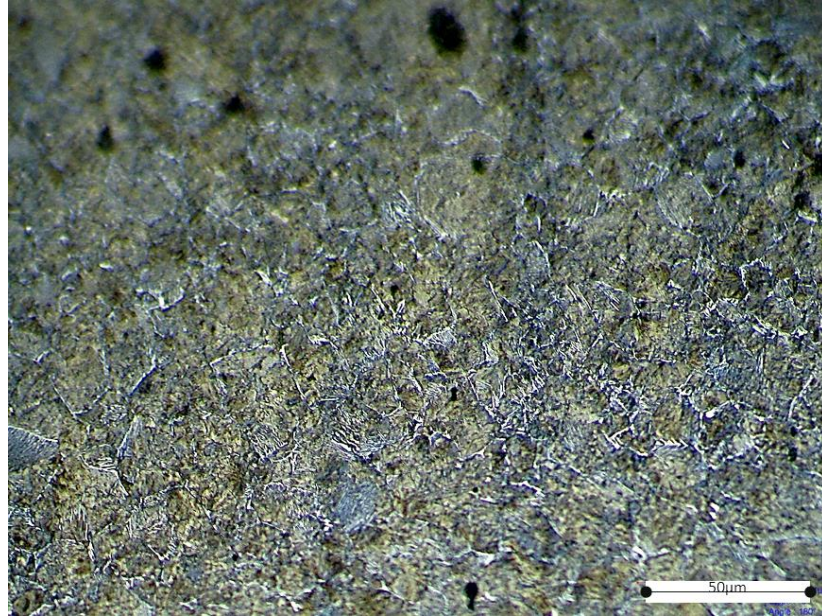
Fonte: Próprio autor

#### 4.4 TAMANHO DE GRÃO PRÉ-AUSTENÍTICO (PAGS) DAS AMOSTRAS ATr, BTr, CTr E DR:

Foram obtidos os tamanhos de grão pré austenítico (PAGS) das amostras dos grupos ATr, BTr e CTr de acordo com o método mencionado no item 3.3, havendo, conforme Figura 61, Figura 62 e Figura 63 pouca variação entre as amostras desses grupos mas apresentando uma grande diferença de tamanho se comparadas à amostra do grudo Dr, temperada em forno convencional à 1200°C – ver Figura 64.

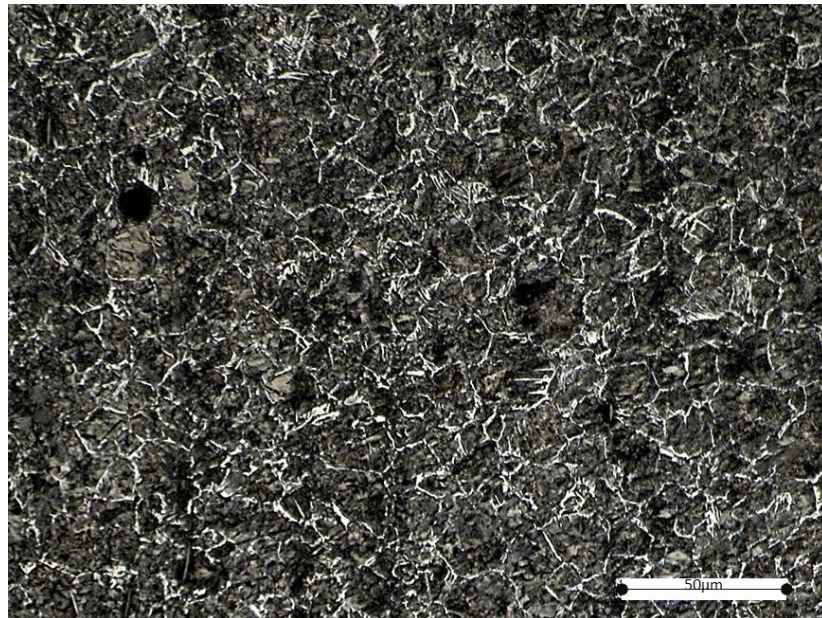
De acordo com ASTM E112 e utilizando o método de interceptação de Reyn, as amostras pertencentes aos grupos AT, BTr e CTr, receberam classificação 8 e as amostras do grupo Dr (“r”, revenidas) recebeu classificação 2, respectivamente menor e maior tamanhos de grão.

Figura 61 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) referente a amostra ATr: obteve classificação 8, segundo a norma ASTM E1120 e método de interceptação Reyen.



Fonte: Próprio autor

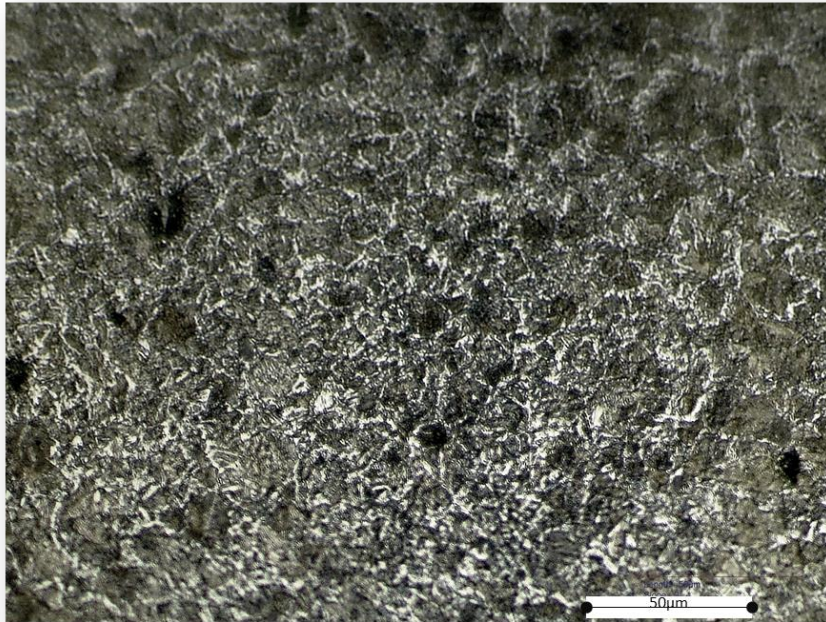
Figura 62 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) referente a amostra BTr: obteve classificação 8, segundo a norma ASTM E1120 e método de interceptação Reyen.



Fonte: Próprio autor



Figura 63 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) referente a amostra CTr: obteve classificação 9, segundo a norma ASTM E1120 e método de interceptação Reyen.



Fonte: Próprio autor

Figura 64 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) referente a amostra Dr: obteve classificação 2, segundo a norma ASTM E1120 e método de interceptação Reyen.

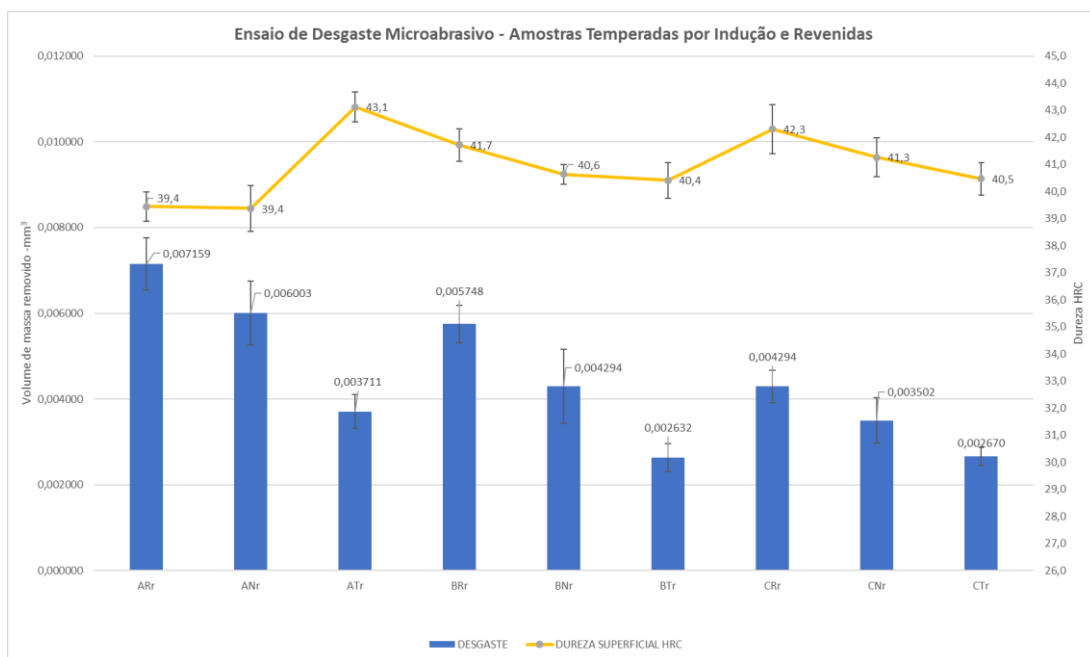


Fonte: Próprio autor

#### 4.5 ENSAIO DE DESGASTE POR MICRO ABRASÃO POR ESFERA FIXA

Após a têmpera por indução e o revenimento, os 9 grupos de amostras – conforme Figura 28 - foram submetidos ao ensaio de desgaste microabrasivo de acordo com os parâmetros mencionados no item 3.5 - Tabela 6 - e o volume de massa removido de 7 amostras de cada grupo foi calculado conforme equação 6. Os resultados podem ser observados na Figura 65:

Figura 65 - Resultado comparativo do volume de massa removido entre os 9 grupos de amostras após o ensaio de desgaste por micro abrasão por esfera fixa - os parâmetros desse ensaio podem ser observados na Tabela 6.



Fonte: Próprio autor

Quando se analisa isoladamente as amostras do grupo A na Figura 65, pode-se atribuir isoladamente à dureza a função de propriedade preditora do comportamento do desgaste visto que, dentre as amostras desse grupo, a amostra com maior dureza na superfície – ATr (43,1 HRC) - também foi a que apresentou o menor desgaste.

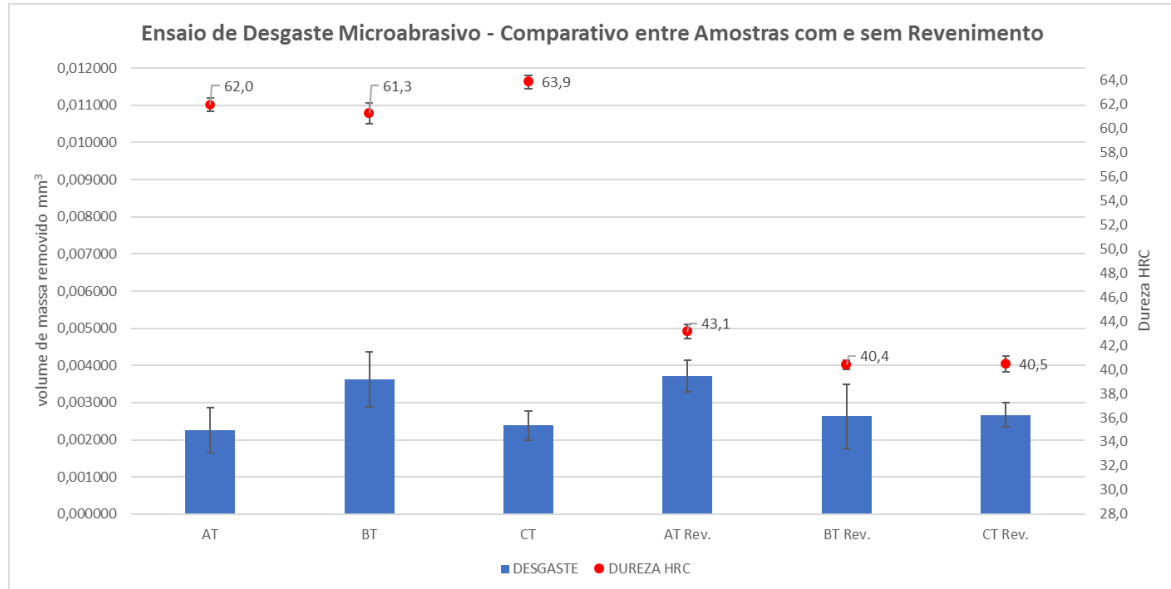
Mas, quando se compara esse resultado com os demais grupos, logo nota-se que, de um modo geral, a microestrutura exerceu protagonismo em limitar o desgaste uma vez que, por exemplo, a amostra BRr (41,7 HRC), Figura 43, embora com uma dureza um pouco maior, apresentou aproximadamente o dobro de desgaste em comparação com as amostras BTr (40,4 HRC) e CTr (40,5 RHC) com uma microestrutura martensítica homogênea – respectivamente representadas na Figura 55 e Figura 56.

Tendo em vista esse resultado, recomenda-se que as empresas que ofertam serviços de tratamento térmico por indução levem em consideração não somente o ganho de dureza da superfície como parâmetro de qualidade, mas também as características da microestrutura martensítica obtida após esse tratamento. Além disso, esse tipo de tratamento térmico é bastante sensível à pré-microestrutura do material devido às altas taxas de aquecimento envolvidas, assim, é razoável recomendar que o material antes de receber a têmpera por indução passe pelo menos por um processo de normalização ou, na melhor das opções, seja temperado e revenido uma vez que, como já mencionado, uma pré-microestrutura martensítica revenida permite a redução da temperatura de austenitização e proporciona uma rápida e consistente resposta do material com pequenas distorções, mínimo crescimento de grão e camada bem definida se comparado com uma estrutura ferrítica /perlítica [15] - Figura 22.

Comparou-se também parte das amostras temperadas por indução e revenidas - grupos ATr, BTr e CTr - com amostras do mesmo grupo, mas que não foram revenidas – AT, BT e CT. Conforme a Figura 66, estas últimas apresentaram valores de dureza cerca de 40% superior às amostras revenidas, mas, não tiveram um ganho de resistência ao desgaste de mesma proporção ou, como no caso das amostras do grupo BT, sofreram até mesmo um maior desgaste se comparadas às amostras revenidas BTr.



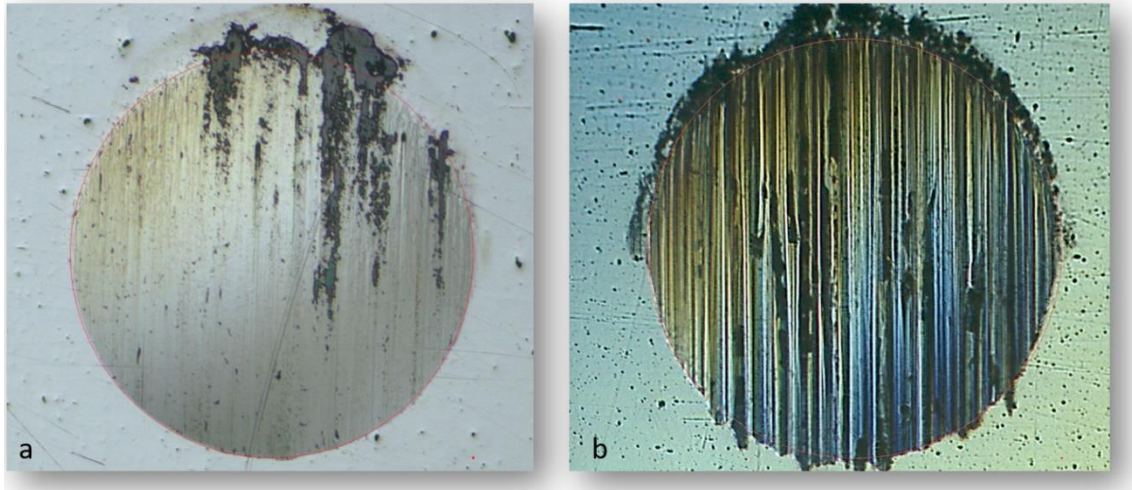
Figura 66 - Análise comparativa do volume de massa removido de amostra com e sem revenimento.



Fonte: Próprio autor

A Figura 67 exemplifica o aspecto das amostras BT (a) não revenidas, e o aspecto de amostras revenidas BTr (b), após o ensaio de desgaste. Pode-se observar que no caso da calota BT, houve pouca deformação plástica por “sulcamento” e “cunhagem” - Hokkirigawa [14] – e predominância do mecanismo de desgaste por corte em comparação com a calota BTr, revenida após à têmpera, onde é possível observar a presença de pronunciadas ranhuras indicando que o material suportou deformações plásticas antes da perda de material pelo mecanismo de corte.

Figura 67 - Aspecto da calota da formada após o desgaste por micro abrasão por esfera fixa: amostras BT sem revenimento (a) e amostras com BTr com revenimento (b).



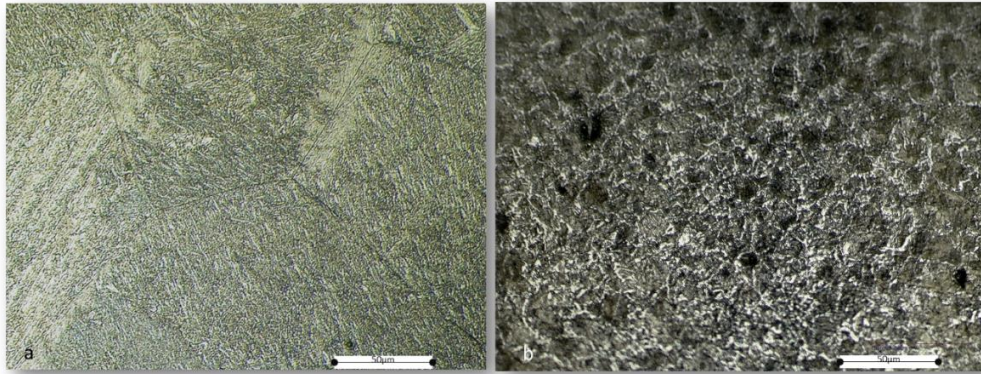
Fonte: Próprio autor

Com base nesses dois exemplos, é intuitivo concluir que a resistência ao desgaste é governada pela combinação entre a dureza – reduzindo o grau de sulcamento (penetração) das partículas abrasivas - e a tenacidade do material – reduzindo a propagação de trincas e fraturas – como concluíram os pesquisadores Rendón e Olsson [1]. Por esse motivo, recomenda-se que o material seja revenido após a têmpera não somente para o alívio das tensões residuais oriundas desse processo, mas também para proporcionar um balanço ideal entre essas duas propriedades, conforme a equação 2, propostas por esses pesquisadores.

Além da importância da combinação entre dureza e tenacidade, Valtonen [2] e, recentemente Haiko [4], como já mencionado no item 2.2.1, sugerem que um menor tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) além de, como já conhecido, melhorar propriedades mecânicas importantes como resistência ao impacto, também proporciona uma maior “capacidade” ou “habilidade” de um aço endurecer ou encruar quando deformado plasticamente – ver Figura 11.

Nesse estudo, objetivando maximizar a influência do tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) na resistência ao desgaste, amostras em aço SAE 1045, conforme recebido, foram austenitizadas a 1200°C em forno convencional (INTI FL-1300) temperadas, revenidas a 340°C [20] (Figura 18) e submetidas ao ensaio de desgaste microabrasivo com objetivo de se comparar o desempenho dessas amostras com amostras de menor tamanho de grão pré-austenítico temperadas por indução. Na Figura 68 é possível observar as diferenças dos tamanhos de grão pré-austenítico entre essas duas amostras:

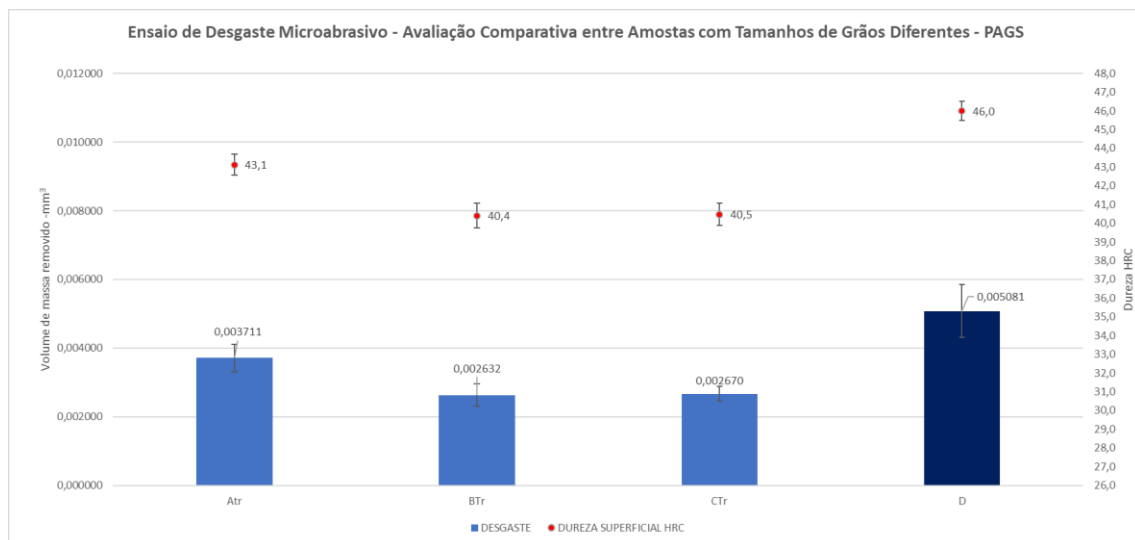
Figura 68 - Tamanho de grão pré-austenítico (PAGS). A esquerda (a), micrografia de uma amostra pertencente ao grupo D e a direita (b) micrografia de uma amostra temperado por indução - CTr: segundo a norma ASTM E112 e método de interceptação de Reyen, apresentaram tamanhos de grão 2 e 9, respectivamente.



Fonte: Próprio autor

O resultado comparativo do ensaio de desgaste microabrasivo encontra-se disponível na Figura 69.

Figura 69 - Volume de massa removido de amostras com tamanho de grão pré-austenítico 9 - ATr, BTr e CTr - e amostras do grupo D, com tamanho de grão 2.



Fonte: Próprio autor

Na Figura 69 observa-se que as amostras com maior tamanho de grão pré-austenítico - denominadas “D” – apesar de apresentarem uma dureza maior na superfície (46HRC) tiveram um desempenho entre 27% e 48% inferior se comparadas às amostras temperadas por indução. Embora de modo geral não se faça uso de temperaturas de austenitização tão altas (1200°C), esse ensaio exemplifica a influência da microestrutura na resistência ao desgaste e seu resultado corrobora com os resultados obtidos por Haiko [4], sugerindo que, além de

melhorar importantes propriedades mecânicas já mencionadas, também proporciona ao aço, como foi visto, um menor desgaste.

## 5 CONSIDERAÇÕES GERAIS

Os resultados desse trabalho podem ser divididos em duas etapas distintas, mas suas implicações complementam-se para ilustrar a importância do papel desempenhado pela microestrutura dos aços ferríticos tanto no que diz respeito aos produtos obtidos após a têmpera por indução como na resistência do material ao desgaste microabrasivo.

Na primeira etapa, observou-se como a microestrutura obtida após a têmpera por indução é altamente dependente das características da microestrutura pré-existente devido, conforme Rudnev [21] e Haimbaugh [22], às altas taxas de aquecimento envolvidas, estando esse processo longe de uma condição de equilíbrio e revelando assim as limitações do material quanto a sua capacidade em difundir carbono durante a fase de austenitização exigindo, assim, maiores temperaturas quanto menos homogênea for sua estrutura ferrítica / perlítica. Por outro lado, verificou-se que uma pré-microestrutura mais favorável ao processo difusional proporcionou maiores profundidades de camada- ver Figura 60 - o que sugere que o material seja, se não temperado e revenido, condição ideal, pelo menos normalizado antes da aplicação desse tratamento para atingir os melhores resultados – uma estrutura martensítica homogênea. A Figura 22 é extremamente importante para se ter uma visão geral sobre a cinética dessas transformações e os fatores que as influenciam.

Nessa segunda etapa, as amostras que apresentaram uma microestrutura bastante heterogênea após à têmpera por indução – amostras ARr, ANr, BRr, BNr, CRr - tiveram uma resistência ao desgaste inferior – Figura 65 - se comparadas às amostras com uma microestrutura martensítica homogênea - amostras ATr BNr, BTr, CTr – mesmo apresentando valores semelhantes de dureza na superfície o que indica que essa propriedade, isoladamente, não foi suficiente para prever o comportamento do material quando submetido ao ensaio de desgaste microabrasivo revelando também a importância do papel desempenhado por sua microestrutura.

Como foi visto, Rendón e Olsson [1] sugerem que os melhores resultados de resistência ao desgaste são alcançados quando se obtém um balanço entre dureza e tenacidade e predominância dos processos de desgaste que envolvem deformação plástica – sulcamento (ploughing) e cunhagem (wedge formation) - em detrimento do processo de corte, exclusivamente responsável pela perda ou remoção do material. Na Figura 67, o aspecto da

calota das amostras BT com e sem revenimento ilustram bem esse ponto onde é possível observar que amostra revenida de menor dureza (BTr – 40,4 HRC) sofreu severa deformação em sua superfície, se comparada a amostra não revenida de maior dureza (BT – 61,3 HRC), mas apresentou um menor desgaste conforme os dados apresentados na Figura 66.

Sobre a influência do tamanho de grão pré-austenítico (PAGS), pode se observar na Figura 69 , que as amostras com um menor tamanho grão (ATr, BTr, CTr), temperadas por indução, apresentaram menor perda de material em comparação com as amostras de maior tamanho de grão (D) e dureza um pouco superior (46 RHC). Assim como na pesquisa de Haiko [4], esse resultado sugere que um menor tamanho de grão pré-austenítico, além de proporcionar ganhos em propriedades mecânicas importantes, como limite de resistência e resistência ao impacto, também sugere um aumento na resistência ao desgaste do material pois, conforme Figura 11 melhora sua “capacidade” ou “habilidade” de encruar quando sofre deformação plástica.

Fica evidente então, a importância da participação da microestrutura em determinar o desempenho de um aço quando submetido a intenso desgaste sendo que, para uma máxima resistência à abrasão, é desejável que o material possua valores intermediários de dureza e resistência mecânica e que sua microestrutura promova o processo de encruamento do material quando este é submetido às deformações plásticas oriundas de um desgaste do tipo abrasivo.

## 6 CONCLUSÕES

A pré-microestrutura influenciou fortemente o resultado obtido após a têmpera superficial por indução visto que atuou no processo difusional do carbono durante a fase de austenitização.

As amostras previamente temperadas e revenidas, foram as que obtiveram uma microestrutura martensítica mais homogênea e uma maior camada efetiva de dureza. Por isso, recomenda-se que o material antes de receber a têmpera por indução passe pelo menos por um processo de normalização ou, na melhor das opções, seja temperado e revenido de modo a alcançar os melhores resultados.

A resistência ao desgaste é governada pela combinação entre a dureza e a tenacidade do material. Por esse motivo, recomenda-se que o material seja revenido após a têmpera não somente para o alívio das tensões residuais oriundas desse processo, mas também para proporcionar um balanço ideal entre essas duas propriedades.

Quanto à influência do tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) na resistência ao desgaste abrasivo, os resultados desse trabalho sugerem que um menor tamanho de grão além de, sabidamente melhorar propriedades mecânicas como resistência ao impacto, também proporcionam ao material uma maior resistência ao desgaste corroborando com os resultados obtidos por Haiko et al [4].

## 7 TRABALHOS FUTUROS

Conforme mencionado no item 2.2.2 , Javaheri [23] sugeriu que, durante a fase de austenitização uma pré-microestrutura composta de bainita inferior pode favorecer ainda mais o processo de difusional do carbono, gerando uma tamanhos de grãos austeníticos mais finos, do que uma microestrutura inicial composta de martensita revenida conforme sugerido por Rudnev[21].

Em um trabalho futuro, partindo da mesma metodologia abordada nessa pesquisa, sugere-se comparar os resultados obtidos - espessura de camada endurecida e resistência ao desgaste - tendo a bainita inferior como microestrutura inicial.



## 8 REFERÊNCIAS

- [1] J. Rendón and M. Olsson, “Abrasive wear resistance of some commercial abrasion resistant steels evaluated by laboratory test methods,” *Wear*, vol. 267, no. 11, pp. 2055–2061, 2009, doi: 10.1016/j.wear.2009.08.005.
- [2] K. Valtonen, N. Ojala, O. Haiko, and V. T. Kuokkala, “Comparison of various high-stress wear conditions and wear performance of martensitic steels,” *Wear*, vol. 426–427, no. September 2018, pp. 3–13, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2018.12.006.
- [3] N. Ojala *et al.*, “Effects of composition and microstructure on the abrasive wear performance of quenched wear resistant steels,” *Wear*, vol. 317, no. 1–2, pp. 225–232, 2014, doi: 10.1016/j.wear.2014.06.003.
- [4] O. Haiko, V. Javaheri, K. Valtonen, A. Kaijalainen, J. Hannula, and J. Kömi, “Effect of prior austenite grain size on the abrasive wear resistance of ultra-high strength martensitic steels,” *Wear*, vol. 454–455, p. 203336, 2020, doi: 10.1016/j.wear.2020.203336.
- [5] S. P. Hutchings I., *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*, 2nd ed, Bu. Elsevier, 2017.
- [6] H. P. H. S. O. Jost, “Lubrication: Tribology; Education and Research; Report on the Present Position and Industry’s Needs (submitted to the Department of Education and Science by the Lubrication Engineering and Research) Working Group,” 1966.
- [7] Van Minh N., Kuzharov A., Ninh L.H, Huynh N. and Andey Kuzharov, *Green Tribology, Tribology in Materials and Manufacturing: Wear, Friction and Lubrication*, 1st Editio. IntechOpen, 2021.
- [8] A. Anand, M. Irfan Ul Haq, K. Vohra, A. Raina, and M. F. Wani, “Role of Green Tribology in Sustainability of Mechanical Systems: A State of the Art Survey,” *Mater. Today Proc.*, vol. 4, no. 2, pp. 3659–3665, 2017, doi: 10.1016/j.matpr.2017.02.259.
- [9] H. Li, H. Zhou, D. Zhang, P. Zhang, T. Zhou, and W. Su, “Comparative Study of Induction Quenching and Laser Surface Texturing on Anti-wear Performance of 40Cr Steel,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 30, no. 3, pp. 2238–2244, 2021, doi: 10.1007/s11665-021-05505-w.
- [10] Willians J.A., *Engineering Tribology*. Oxford: Oxford University Press, 2000.
- [11] A. M. Kirk, P. H. Shipway, W. Sun, and C. J. Bennett, “The effect of frequency on both

the debris and the development of the tribologically transformed structure during fretting wear of a high strength steel,” *Wear*, vol. 426–427, no. December 2018, pp. 694–703, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2018.12.035.

- [12] J. F. Archard, “Contact and rubbing of flat surfaces,” *J. Appl. Phys.*, vol. 24, no. 8, pp. 981–988, 1953, doi: 10.1063/1.1721448.
- [13] K. P. Lijesh and M. M. Khonsari, “Characterization of multiple wear mechanisms through entropy,” *Tribol. Int.*, vol. 152, no. June, p. 106548, 2020, doi: 10.1016/j.triboint.2020.106548.
- [14] K. Hokkirigawa and K. Kato, “An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear,” *Tribol. Int.*, vol. 21, no. 1, pp. 51–57, 1988, doi: 10.1016/0301-679X(88)90128-4.
- [15] G. Krauss, *Steels, Processing, Structure, and Performance*, 2nd Editio. ASM International, 2015.
- [16] H. Colpaert, *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*, 4<sup>a</sup> edição. Editora Blucher.
- [17] P. G. M. Martins, G. L. de Faria, L. B. Godefroid, and R. T. Costa, “Utilização De Um Ataque Por Imersão Na Caracterização Da Influência Da Temperatura E Do Tempo De Austenitização Sobre O Tamanho De Grão Austenítico E Morfologia Da Martensita Em Um Aço Do Tipo Abnt 1045,” vol. 41003, no. February, pp. 6792–6802, 2019, doi: 10.5151/1516-392x-24458.
- [18] D. M. Field, S. R. Cluff, K. R. Limmer, J. S. Montgomery, D. J. Magagnosc, and K. C. Cho, “Heat Treatment and Austenitization Temperature Effect on Microstructure and Impact Toughness of an Ultra-High Strength Steel,” *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 5, p. 723, 2021, doi: 10.3390/met11050723.
- [19] W. D. Callister, *Materials science and engineering: an introduction*, 8th Editio. Wiley.
- [20] H. E. B. Jon L Dosset, *Practical Heat Treating*, 2nd Editio. ASM International, 2006.
- [21] M. B. Valery Rudnev, Don Loveless, Raymond Cook, *Handbook of Induction Heating*, 1st Editio. Marcel Dekker, 2003.
- [22] R. E. Haimbaugh, *Practical Heat Induction Heat Treating*, 1st Editio. ASM International, 2001.
- [23] V. Javaheri, S. Kolli, B. Grande, and D. Porter, “Insight into the induction hardening behavior of a new 0.40% C microalloyed steel: Effects of initial microstructure and thermal cycles,” *Mater. Charact.*, vol. 149, no. January, pp. 165–183, 2019, doi: 10.1016/j.matchar.2019.01.029.

- [24] S. T. Ahn, D. S. Kim, and W. J. Nam, “Microstructural evolution and mechanical properties of low alloy steel tempered by induction heating,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 160, no. 1, pp. 54–58, 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2004.03.019.
- [25] R. I. Trezona, D. N. Allsopp, and I. M. Hutchings, “Transitions between two-body and three-body abrasive wear: Influence of test conditions in the microscale abrasive wear test,” *Wear*, vol. 225–229, no. I, pp. 205–214, 1999, doi: 10.1016/S0043-1648(98)00358-5.
- [26] K. Adachi and I. M. Hutchings, “Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test,” *Wear*, vol. 255, no. 1–6, pp. 23–29, 2003, doi: 10.1016/S0043-1648(03)00073-5.
- [27] P. J. Esteves, M. C. S. de Macêdo, R. M. Souza, and C. Scandian, “Effect of ball rotation speed on wear coefficient and particle behavior in micro-abrasive wear tests,” *Wear*, vol. 426–427, no. September 2018, pp. 137–141, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.01.102.
- [28] R. C. Cozza, “Influência Do Desgaste Da Esfera Na Formação Das Crateras De Desgaste Em Ensaios Ball-Cratering,” *Tecnol. em Metal. Mater. e Mineração*, vol. 12, no. 3, pp. 202–210, 2015, doi: 10.4322/2176-1523.0828.