

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DANIEL MEIRA RAYDAN

AVALIAÇÃO DA DUREZA E DA MICROESTRUTURA DO AÇO AISI 5150
TEMPERADO E REVENIDO EM DIFERENTES TEMPERATURAS

BELO HORIZONTE

2015

DANIEL MEIRA RAYDAN

**AVALIAÇÃO DA DUREZA E DA MICROESTRUTURA DO AÇO AISI 5150
TEMPERADO E REVENIDO EM DIFERENTES TEMPERATURAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação de Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Ivan José de Santana.

Coorientador: Aderci de Freitas Filho

BELO HORIZONTE

2015

DANIEL MEIRA RAYDAN

**AVALIAÇÃO DA DUREZA E DA MICROESTRUTURA DO AÇO AISI 5150
TEMPERADO E REVENIDO EM DIFERENTES TEMPERATURAS**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação de Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Aprovado em / /

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Ivan J. de Santana - Orientador

Prof. Aderci de Freitas Filho - Coorientador

Prof. Cláudio Turani Vaz

Prof. Wanderlei Ferreira de Freitas

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Ivan J. de Santana, pela oportunidade e confiança em meu empenho, além de orientação durante a realização deste trabalho.

Ao professor Aderci de Freitas Filho pela disponibilidade e auxílio em diversas etapas constituintes do trabalho.

À professora Elaine Carballo Siqueira Corrêa pela solidariedade e consideração.

A todos os professores e servidores do CEFET-MG que contribuíram com este trabalho.

Ao CEFET-MG por ter cedido espaço e garantido estrutura para a execução das diferentes etapas constituintes do trabalho.

Aos amigos e família, em especial a meus pais Lincoln e Soraya, pelas boas vibrações e torcida para que eu pudesse superar mais essa etapa.

À minha namorada Maria Tereza pela paciência e motivação.

À Construtora Martins Lanna Ltda pela colaboração.

A todos que de alguma maneira participaram e contribuíram para a execução deste trabalho.

RESUMO

O tratamento térmico de revenimento é muito utilizado como tratamento térmico complementar com o objetivo de ajustar a dureza obtida na operação de têmpera. Uma dificuldade recorrente referente à têmpera é a fragilidade microestrutural obtida, pois a martensita formada perante o tratamento térmico de têmpera apresenta comportamento frágil devido às tensões residuais nela existentes. Neste trabalho buscou-se realizar uma avaliação acerca da influência da temperatura de revenimento na microestrutura e dureza do aço AISI 5150, considerando que este aço geralmente é utilizado na condição revenida nas diversas aplicações. Foram utilizadas as temperaturas de revenimento de 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C e 450 °C para o aço na condição anterior de estabelecimento da têmpera. Foram confeccionados corpos de prova cilíndricos com dimensões pré-estabelecidas e neles estabelecidos o tratamento térmico de têmpera mantendo-se os mesmos parâmetros com posterior revenimento a diferentes temperaturas nos diferentes corpos de prova. Corpos de prova apenas temperados e temperados e revenidos foram subordinados a ensaios de dureza Rockwell C e Vickers, além de serem obtidas micrografias referentes às diferentes condições de tratamentos térmicos estabelecidos. Com os dados obtidos no ensaio de dureza Rockwell C foi traçada a curva de revenimento, assim como perante os dados de dureza Vickers foram obtidos perfis de microdureza no centro relativos a cada condição de tratamento térmico. Como resultado obtiveram-se dados que possibilitaram compreender melhor a influência das diferentes temperaturas de revenimento na microestrutura e dureza para o aço AISI 5150, ampliando o entendimento sobre a condição de aplicação deste aço, geralmente no estado temperado e revenido.

Palavras-chave: aço AISI 5150, tratamento térmico, têmpera, revenimento, curva revenimento, perfil de microdureza, micrografia.

ABSTRACT

The tempering heat treatment is widely used as a complementary thermal treatment in order to adjust the hardness obtained from the quench operation. A recurring difficulty relating to temper brittleness is the microstructure obtained because the martensite formed before quenching presents brittle behavior due to residual stresses existing in it. In this paper we sought to carry out an assessment about the influence of tempering temperature on the microstructure and hardness of steel AISI 5150, considering that this steel is generally used in the tempered condition in various applications. They used the tempering temperatures of 200 ° C 250 ° C 300 ° C 350 ° C 400 ° C and 450 ° C for steel in the previous setting condition of quenching. The same parameters were made cylindrical specimens with pre-established dimensions and established therein heat treating quenching keeping with subsequent tempering at different temperatures in the different specimens. Test bodies hardened quenched and tempered and have been subject to a Rockwell C hardness test and Vickers, and are micrographs obtained for the different thermal treatments of established conditions. With the data obtained in Rockwell C hardness testing was drawn from the tempering curves, as well as against Vickers hardness data was obtained at the center microhardness profiles for each condition of heat treatment. As a result they obtained data that allowed better understand the influence of different tempering temperatures on the microstructure and hardness to the steel AISI 5150, expanding the understanding of this steel application condition, usually in the quenched and tempered condition.

Key-words: AISI 5150, heat treatment, quenching, tempering, annealing curve, hardness profile, micrograph.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Seção eutetóide do diagrama ferro-cementita.....	16
Figura 2 - Transformação isotérmica no diagrama de um aço baixa liga (4340).....	17
Figura 3 - Dureza de aços martensíticos em função de sua concentração de carbono.....	20
Figura 4 - Diagrama TTT para um aço eutetóide.....	23
Figura 5 - A dependência da temperatura na transformação martensítica.....	24
Figura 6 - Ilustração esquemática do estado de tensão na têmpera.....	25
Figura 7 - Dureza média de um aço baixa-liga com 50% de estrutura martensítica.....	26
Figura 8 - Efeito da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas.....	30
Figura 9 - Efeito da temperatura de revenimento na dureza.....	31
Figura 10 - Efeito do tempo de manutenção na temperatura de revenimento na dureza.....	32
Figura 11 - Representação dos tipos de penetradores para dureza Rockwell.....	34
Figura 12 - Penetrador e impressão Vickers.....	36
Figura 13 - Durezas HRC obtidas para as diferentes temperaturas de revenimento.....	43
Figura 14 - Durezas HRC obtidas para diferentes tempos de revenimento.....	43
Figura 15 - Energia absorvida para as diferentes temperaturas de revenimento.....	44
Figura 16 - Fluxograma da parte experimental.....	46
Figura 17 - Equipamento para corte a disco abrasivo da marca Lelux.....	48
Figura 18 - Torno mecânico Nardini Micro 500 II.....	48
Figura 19 - Equipamento Engraver da marca Struers.....	49
Figura 20 - Forno elétrico da marca Magnus modelo N1040.....	49
Figura 21 - Lixadeiras das marcas Struers e Arotec.....	50
Figura 22 - Politrizes das marcas Arotec e Panambra.....	50
Figura 23 - Microscópio óptico Kontrol modelo IM713.....	51
Figura 24 - Durômetro IGV modelo RM401/A.....	51
Figura 25 - Microdurômetro Vickers da marca Shimadzu modelo 2T.....	52
Figura 26 - Representação esquemática do corpo de prova obtido após o corte.....	53
Figura 27 - Representação esquemática do corpo de prova obtido após a usinagem.....	54
Figura 28 - Equipamento utilizado para a identificação dos corpos de prova.....	55
Figura 29 - Exemplo da identificação nos diferentes corpos de prova.....	56
Figura 30 - Recipiente metálico utilizado para o tratamento térmico de normalização.....	56
Figura 31 - Representação do procedimento.....	57
Figura 32 - Representação da disposição dos corpos de prova no recipiente.....	57

Figura 33 - Recipiente contendo óleo para o resfriamento.....	59
Figura 34 - Representação esquemática da obtenção de dureza Rockwell C.....	61
Figura 35 - Leitura dos valores de dureza Rockwell C no equipamento.....	62
Figura 36 - Representação esquemática da endentação nos corpos de prova.....	63
Figura 37 - Valor de carga aplicado no ensaio de dureza Rockwell C.....	64
Figura 38 - Representação esquemática do corpo de prova obtido após o corte.....	65
Figura 39 - Corpos de prova embutidos em polímero.....	66
Figura 40 - Elementos constituintes da etapa de embutimento.....	66
Figura 41 - Equipamento utilizado para a secagem durante os procedimentos.....	67
Figura 42 - Sequência das lixas utilizadas no lixamento dos corpos de prova.....	68
Figura 43 - Sequência de panos de polimento utilizados.....	69
Figura 44 - Reagente utilizado para o ataque químico.....	70
Figura 45 - Posicionamento dos corpos de prova.....	71
Figura 46 - Representação esquemática da impressão obtida.....	72
Figura 47 - Representação esquemática dos pontos de impressão.....	73
Figura 48 - Gráfico da curva de revenimento obtida.....	76
Figura 49 - Comparativo entre a curva experimental e a curva teórica.....	78
Figura 50 - Micrografias do corpo de prova apenas normalizado.....	79
Figura 51 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova apenas temperado.....	81
Figura 52 - Micrografias do centro do corpo de prova temperado.....	82
Figura 53 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 200 °C.....	83
Figura 54 - Micrografias do centro do corpo de prova temperado e revenido a 200 °C.....	84
Figura 55 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 250 °C.....	84
Figura 56 - Micrografias do centro do corpo de prova temperado e revenido a 250 °C.....	85
Figura 57 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 300 °C.....	86
Figura 58 - Micrografias do centro do corpo de prova temperado e revenido a 250 °C.....	87
Figura 59 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 350 °C.....	87
Figura 60 - Micrografias do centro do corpo de prova temperado e revenido a 350 °C.....	88
Figura 61 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 400 °C.....	89
Figura 62 - Micrografias do centro do corpo de prova temperado e revenido a 400 °C.....	89
Figura 63 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 450 °C.....	90
Figura 64 - Micrografias do centro do corpo de prova temperado e revenido a 450 °C.....	91

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Velocidade de resfriamento no centro de uma esfera em vários meios.....	27
Tabela 2 - Efeito do movimento do meio sobre a velocidade de resfriamento.....	28
Tabela 3 - Variações microestruturais perante temperatura de revenimento.....	31
Tabela 4 - Escalas de dureza Rockwell.....	35
Tabela 5 - Composição química no padrão sueco (ss) para aços liga.....	40
Tabela 6 - Composição química do aço.....	47
Tabela 7 - Parâmetros utilizados para o ensaio de dureza Rockwell C.....	64
Tabela 8 - Parâmetros utilizados para obter o perfil de microdureza Vickers.....	74
Tabela 9 - Dados obtidos no ensaio de dureza Rockwell C.....	75
Tabela 10 - Comparativo para os valores de dureza média entre as curvas.....	77
Tabela 11 - Dados obtidos no ensaio de microdureza Vickers.....	80

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	13
2 OBJETIVOS.....	15
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
3.1 Diagramas de equilíbrio Fe-Fe ₃ C.....	16
3.1.1 Diagrama TTT e TRC.....	17
3.2 Tratamento Térmico.....	18
3.2.1 Tratamentos termofísicos e termoquímicos.....	18
3.3 Têmpera.....	20
3.3.1 Aquecimento e Resfriamento.....	21
3.3.2 Atmosfera do forno.....	22
3.3.3 Transformação da austenita.....	22
3.3.4 Martensita.....	23
3.3.5 Meios de têmpera.....	26
3.3.6 Temperabilidade.....	28
3.4 Revenimento.....	29
3.4.1 Etapas do revenimento.....	31
3.4.2 Revenimento múltiplo.....	32
3.4.3 Fragilidade do revenido.....	33
3.5 Ensaios.....	33
3.5.1 Ensaios de dureza.....	33
3.5.1.1 Ensaio de dureza Rockwell.....	33
3.5.1.2 Ensaio de dureza Vickers.....	35
3.5.1.3 Ensaio de microdureza Vickers.....	37
3.5.2 Metalografia.....	37
3.5.2.1 Macrografia.....	37
3.5.2.2 Micrografia.....	39
3.6 Definição de aço e particularidades do aço AISI 5150.....	40
4 ESTADO DA ARTE.....	42
5 PARTE EXPERIMENTAL.....	46
5.1 Materiais.....	47
5.2 Equipamentos.....	47

5.2.1 Equipamentos de usinagem.....	48
5.2.2 Equipamento de identificação dos corpos de prova.....	49
5.2.3 Equipamento para os tratamentos térmicos.....	49
5.2.4 Equipamentos para realização da análise metalográfica.....	50
5.2.5 Equipamentos para a obtenção de valores de dureza.....	51
5.3 Metodologia.....	52
5.3.1 Corte dos corpos de prova.....	52
5.3.2 Usinagem dos corpos de prova.....	54
5.3.3 Identificação dos corpos de prova.....	55
5.3.4 Tratamento térmico de normalização.....	56
5.3.5 Tratamento térmico de têmpera.....	58
5.3.6 Tratamento térmico de revenimento.....	59
5.3.7 Lixamento.....	60
5.3.8 Medidas de dureza HRC.....	61
5.3.9 Corte dos corpos de prova.....	64
5.3.10 Embutimento com polímero.....	65
5.3.11 Lixamento.....	67
5.3.12 Polimento.....	68
5.3.13 Ataque químico.....	69
5.3.14 Micrografia.....	70
5.3.15 Perfil de microdureza.....	71
6 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	75
6.1 Resultados do ensaio de dureza Rockwell C.....	75
6.2 Resultados do perfil de microdureza Vickers.....	80
6.3 Discussão dos resultados.....	91
7 CONCLUSÃO.....	93
REFERÊNCIAS.....	95

1 INTRODUÇÃO

O tratamento de têmpera visa conferir à estrutura do metal uma elevada dureza até determinada profundidade, considerando que a martensita gerada apresenta elevada dureza. No entanto a microestrutura martensítica apresenta caráter frágil e isso compromete em muito a utilização em termos tecnológicos de aços na condição apenas temperada, limitando sua aplicação.

Assim sendo um tratamento térmico bastante frequente com a finalidade de equilibrar as propriedades da estrutura é o chamado revenimento que consegue garantir um melhor equilíbrio das propriedades do material, mesclando valores desejáveis de dureza com uma maior ductilidade. O revenimento é um tratamento térmico complementar que age no sentido de diminuir as tensões relativas à estrutura martensítica e ajustar a dureza.

O aço AISI 5150, utilizado nas análises deste trabalho, é um aço de baixo teor de elementos de liga normalmente submetido perante austenitização e posterior têmpera, seguida de revenimento. É também um aço considerado de baixa temperabilidade, tratado geralmente com a utilização de rápidas taxas de resfriamento em peças de pequenas dimensões.

O tratamento térmico é uma importante alternativa para a obtenção de características de interesse para os aços e ligas, nas diferentes aplicações que envolvem diferentes solicitações. Um tratamento térmico se consolida por conjuntos de operações de aquecimento e resfriamento, mantendo-se condições controladas, objetivando a obtenção de novas propriedades por intermédio da alteração microestrutural. As alterações microestruturais estabelecidas pelas diferentes temperaturas de revenimento para o aço AISI 5150, além das alterações de valores de dureza, são estudados neste trabalho.

Este trabalho propôs uma avaliação da influência da temperatura de revenimento na microestrutura e dureza do aço AISI 5150. Para isso foram confeccionados corpos de prova cilíndricos de dimensões pré-estabelecidas que foram submetidos inicialmente ao tratamento térmico de têmpera com mesmos parâmetros, para depois serem revenidos em diferentes temperaturas.

Foram utilizadas as temperaturas de revenimento de 200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C e 450 °C para o aço na condição anterior de estabelecimento da têmpera. Foram realizados ensaios de dureza Rockwell C e Vickers e obtidas micrografias para as diferentes situações de

tratamentos térmicos estabelecidos. Foram obtidos a curva de revenimento assim como perfis de microdureza para as diferentes situações de tratamentos térmicos estabelecidos.

Esperou-se avaliar experimentalmente a influência das diferentes temperaturas de revenimento na microestrutura e dureza do aço AISI 5150, ampliando o entendimento sobre a condição de aplicação deste aço, geralmente no estado temperado e revenido.

2 OBJETIVOS

Avaliar a dureza e microestrutura do aço AISI 5150 temperado e revenido em diferentes temperaturas (200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C e 450 °C).

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Obter a curva de revenimento, perfis de microdureza e micrografias para as diferentes situações de tratamento térmico. Assim aprimorando o entendimento sobre o comportamento do aço AISI 5150 quando temperado e revenido, para melhor entender suas aplicações.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Diagramas de equilíbrio Fe-Fe₃C

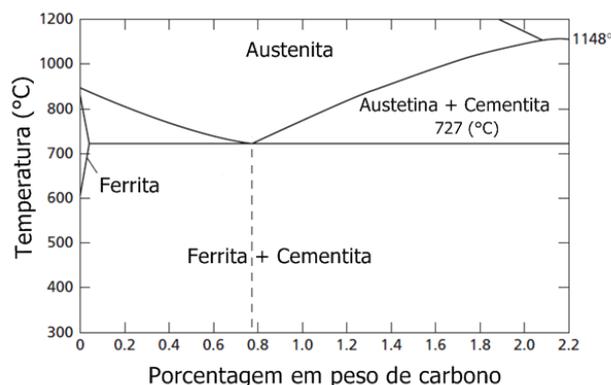
O desenvolvimento da microestrutura em muitas ligas e aços ferro-carbono depende da reação eutetóide na qual a fase austenita CFC, de composição 0,76% p C, se transforma isotermicamente na fase ferrita (0,022% p C), CCC, e no composto intermediário cementita (Fe₃C). O produto microestrutural de uma liga ferro-carbono com composição eutetóide é a perlita, um microconstituente que consiste em camadas alternadas de ferrita e de cementita. As microestruturas das ligas que possuem teores de carbono inferiores à eutetóide (hipoeutetóides) são compostas por uma fase ferrita próeutetóide, além de perlita. Por outro lado, a perlita e a cementita próeutetóide são microconstituintes das ligas hipereutetóides - aquelas que possuem teores de carbono superiores à composição eutetóide (CALLISTER, 2008. p. 196).

A figura 1 representa a seção eutetóide do diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C. Os diagramas de equilíbrio têm dentre suas utilidades possibilitar:

- Desenvolvimento de novos aços para aplicações específicas,
- Fabricação de ligas em configurações úteis,
- Elaborar e controlar o tratamento de têmpera em ligas para produzir propriedades mecânicas, físicas e químicas, específicas,
- Resolver problemas em ligas de aplicações comerciais, desenvolvendo os produtos (ASM HANDBOOK, 1992).

O diagrama fornece previsões sobre quais fases são termodinamicamente estáveis ou metaestáveis em determinada temperatura (ASM HANDBOOK, 1992).

Figura 1 - Seção eutetóide do diagrama ferro-cementita



Fonte: ABBASCHIAN; REED-HILL, 1982.

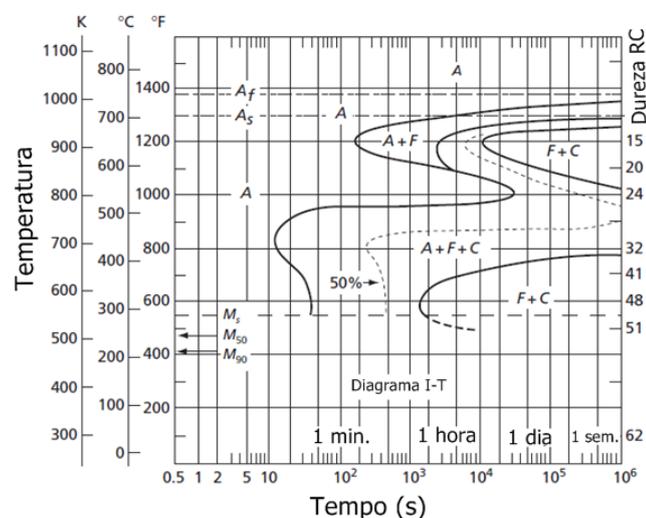
3.1.1 Diagrama ITT e TRC

Para acompanhar as transformações de formação dos diversos constituintes em um sistema Fe-Fe₃C são utilizadas curvas tempo temperatura transformação (TTT), que são subdivididas em: ITT (transformação isotérmica) ou TRC (Transformação em Resfriamento Contínuo). Para a obtenção das curvas TTT utiliza-se usualmente o dilatômetro, equipamento bastante sensível que mede a variação do comprimento da amostra provocada por mudança de temperatura ou por transformação de fase. As diferentes fases possuem densidades diferentes, quando ocorre a transformação de uma fase em outra ela é acompanhada de contração ou expansão da amostra por diferenças estruturais, que serão detectadas pelo dilatômetro (SILVA; MEI, 2010).

A figura 2 representa o chamado diagrama ITT, também sendo denominadas curvas em C ou S (COLPAERT, 2008). No diagrama ITT é observada a formação de constituintes não previstos pelo diagrama de fase Fe-Fe₃C, a bainita e a martensita (SILVA; MEI, 2010).

Em processos em que o resfriamento contínuo é aplicado à austenita são utilizadas curvas representativas de transformação em resfriamento contínuo (TRC). Nessas curvas é simples encontrar a velocidade crítica de têmpera bainítica (COLPAERT, 2008). Nos processos industriais as transformações dos aços ocorrem majoritariamente por resfriamento contínuo e não isotermicamente (SILVA; MEI, 2010).

Figura 2 - Transformação isotérmica no diagrama de um aço baixa-liga (4340)



Fonte: ABBASCHIAN; REED-HILL, 1982.

3.2 Tratamento Térmico

"O modo mais comum de alterar as propriedades mecânicas, físicas e mesmo químicas dos aços é através do emprego de tratamentos térmicos" (COLPAERT, 2008. p. 178).

De acordo com Chiaverini (2012) tratamentos térmicos podem ser definidos como um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento, mantendo-se condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, visando conferir propriedades perante a alteração microestrutural, com a formação de novas fases e constituintes. Para o caso dos aços os tratamentos térmicos podem englobar amplas faixas de temperaturas variando desde o tratamento subzero para estabilização até temperaturas relativas a austenitização. Não apenas trabalha com diferentes temperaturas de aquecimento, como com diferentes taxas de resfriamento, de acordo com a microestrutura final almejada (SILVA; MEI, 2010).

Segundo Chiaverini (2012) dentre os principais objetivos de um tratamento térmico estão:

- Remoção de tensões,
- Aumento ou diminuição da dureza,
- Aumento da resistência mecânica,
- Melhoria da ductilidade,
- Melhoria da usinabilidade,
- Melhoria da resistência ao desgaste,
- Melhoria das propriedades de corte,
- Melhoria da resistência à corrosão,
- Melhoria da resistência ao calor,
- Modificação das propriedades elétricas e magnéticas.

No entanto é importante atentar que normalmente a melhoria de uma ou mais propriedades em um tratamento térmico se dá perante o prejuízo de outras (CHIAVERINI, 2012).

3.2.1 Tratamentos termo-físicos e termo-químicos

Um tratamento termofísico por si só não ocasiona mudanças nas propriedades químicas do aço, apenas modificando a microestrutura em prol das propriedades almeçadas perante o

tratamento (CHIAVERINI, 2012). Dentre os tratamentos termo-físicos estão os tratamentos de recozimento, normalização, têmpera, revenimento, solubilização e envelhecimento (COLPAERT, 2008).

Deve-se considerar que se pode obter diferentes microestruturas pela transformação a partir da estrutura austenítica, dependendo das propriedades finais desejadas ao aço, desde microestruturas finais com grande ductilidade e baixa dureza, característica de estruturas ferríticas, até elevados valores de dureza e baixa ductilidade, característica de estruturas martensíticas (SILVA; MEI, 2010).

O tratamento de revenimento é basicamente associado a aços temperados (SILVA; MEI, 2010).

Solubilização é um tratamento com ampla aplicação para aços e ligas quando se deseja controlar a presença de segundas fases, como carbonetos na composição. O tratamento de envelhecimento está relacionado à precipitação controlada de partículas de segunda fase, após a solubilização, nos aços e suas ligas (SILVA; MEI, 2010).

Caso o tratamento almeje uma mudança parcial das propriedades mecânicas do aço isso pode ser obtido perante a alteração superficial de sua composição química. Esse tipo de operação em que o tratamento térmico é realizado em condições de ocasionar a alteração parcial da composição química é chamado de tratamento termo-químico. Entre os tratamentos termo-químicos estão os tratamentos de cementação, nitretação, cianetação, carbonitretação, nitrocarbonetação e boretação (CHIAVERINI, 2012).

Tratamentos termo-químicos visam a adição por difusão de carbono, nitrogênio ou boro, na superfície do aço. Pelo fato de a difusão desses elementos só ocorrer em taxas significativas em altas temperaturas (500 °C a 1000 °C), o tratamento é denominado termo-químico (SILVA; MEI, 2010).

Os objetivos primordiais desse tipo de tratamento são aumentar a dureza e resistência ao desgaste da superfície, ao mesmo tempo visando manter o núcleo dúctil no material. As principais variáveis desse processo são o potencial de fornecer o elemento químico, do meio em que a peça está imersa, e à solubilidade e difusão desse elemento no aço, que está relacionada à capacidade de absorção desses elementos químicos (SILVA; MEI, 2010).

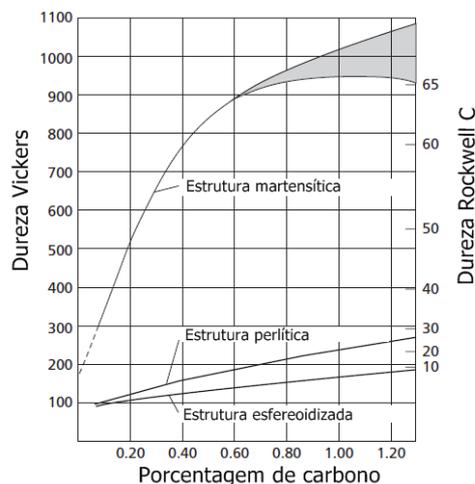
3.3 Têmpera

A têmpera é um tratamento térmico que visa a formação da microestrutura martensítica no aço, dotada de elevada dureza e que confere aumento do limite de resistência à tração (CHIAVERINI, 2012). A operação de têmpera objetiva atingir máxima dureza a certa profundidade, obter microestrutura totalmente martensítica a determinada profundidade por intermédio de um resfriamento a uma taxa crítica (ASM HANDBOOK, 1991).

A figura 3 demonstra a dependência da quantidade de carbono na dureza de um aço martensítico, sendo que a área hachurada mostra o efeito da austenita retida. Percebe-se que quanto maior a porcentagem de carbono presente na estrutura martensítica, maior a dureza encontrada.

A primeira etapa da operação envolve o aquecimento do material até sua austenitização, e ele permanecerá nessa temperatura por um intervalo de tempo adequado, e posteriormente será resfriado bruscamente de maneira continuada, em um meio de resfriamento que garanta cinética favorável para a obtenção da estrutura martensítica (COLPAERT, 2008). A obtenção da estrutura martensítica atua na medida de declinar outras propriedades do aço como a ductilidade, tenacidade e ocasionar o surgimento de tensões internas no material (CHIAVERINI, 2012). O sucesso na obtenção da martensita nos aços perante o tratamento térmico dependerá da composição da liga, da natureza do meio de resfriamento e do tamanho e forma da amostra (CALLISTER, 2008).

Figura 3 - Dureza de aços martensíticos em função de sua concentração de carbono



Fonte: ABBASCHIAN; REED-HILL, 1982.

3.3.1 Aquecimento e resfriamento

A operação de aquecimento se estabelecerá em temperatura acima da crítica (linha A_1 referente ao diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C), garantindo completa austenitização do aço, com total dissolução do carboneto de ferro na austenita. Vários dos tratamentos térmicos se iniciarão perante o aquecimento em temperatura acima da referente a austenitização, diferindo depois quanto, por exemplo, à velocidade de resfriamento adotada posteriormente (CHIAVERINI, 2012).

Fatores muito importantes no processo de aquecimento são a velocidade de aquecimento estabelecida, a temperatura máxima do aquecimento e o tempo de permanência do aço à temperatura de aquecimento. A velocidade de aquecimento, mesmo de relevância secundária no processo, requer controle, pois velocidades muito altas podem influir na medida de aumentar tensões internas, ou propiciarem crescimento excessivo do grão austenítico caso sejam lentas em demasia. A temperatura de aquecimento por sua vez é geralmente um fator fixo, ligada à composição do aço, seu teor de carbono e da microestrutura final que se almeja obter (CHIAVERINI, 2012).

A manutenção de determinada temperatura por um intervalo de tempo favorece a dissolução adequada das fases pelo mecanismo de difusão, no entanto o ideal é que não se exagere no tempo de encharque da peça, atuando de maneira que ele seja apenas o suficiente para que haja uma homogeneização de temperatura pela secção da peça e que ocorram modificações estruturais adequadas. Isso porque caso o tempo de manutenção à temperatura seja muito extenso ocorre o favorecimento de processos de oxidação e descarbonetação do material, o que não é de interesse. Comparativamente temos que a consolidação de uma temperatura maior tem melhor efeito que a manutenção por algum tempo à uma temperatura inferior, e essa vantagem se dá por questões da cinética difusional (CHIAVERINI, 2012).

Aquecimentos insuficientes resultam em eventos como surgimento de austenita não-homogênea e dissolução incompleta das fases anteriores. As causas mais recorrentes desses erros são na medição da temperatura ou falta de homogeneidade do forno, podendo ainda ocorrer desconhecimento das temperaturas exatas A_1 e A_3 do diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C, quando se tratando de aços de composição química mais complexa (COLPAERT, 2008).

Quando as condições de resfriamento não são adequadas para se ultrapassar a velocidade crítica para a formação da martensita, outros constituintes são formados. O mais frequente é que esses constituintes se nucleiem nos contornos de grão austeníticos anteriores. Têmperas realizadas nestas condições podem ser denominadas têmperas brandas ou *slack quenching* (COLPAERT, 2008. p.294).

O resfriamento se situará como a etapa mais determinante na microestrutura final obtida, conjugado com a composição do aço em questão em que está se estabelecendo o tratamento térmico. Na efetivação do resfriamento deve se levar em conta a microestrutura final que se deseja obter, além da profundidade até onde se deseja endurecer a peça (CHIAVERINI, 2012).

3.3.2 Atmosfera do forno

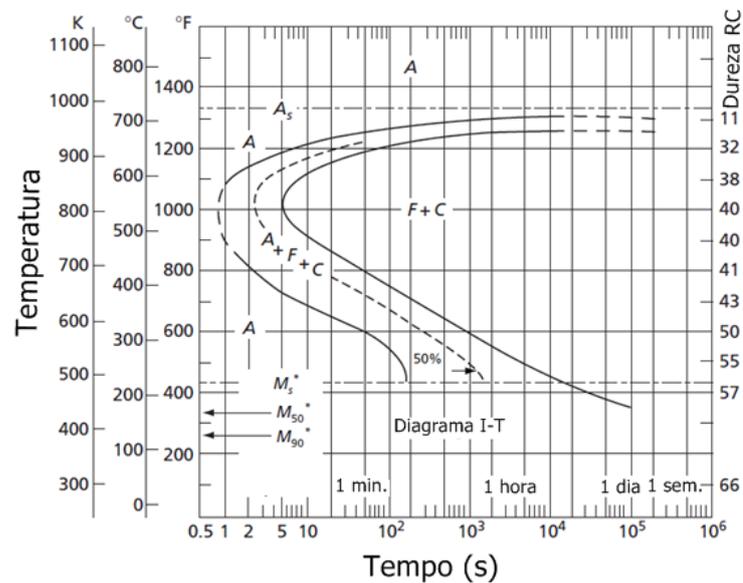
Quando se busca um tratamento térmico eficiente se deve tentar evitar que certos fenômenos se estabeleçam, fenômenos esses como a oxidação e a descarbonetação. A estratégia usualmente utilizada para a prevenção da ocorrência desses processos, bastante comuns, é o uso de uma atmosfera protetora, ou controlada, no interior do forno, atuando de maneira a impedir a formação da casca de óxido ou formação de partes com baixa dureza na superfície do aço. As atmosferas mais comuns são obtidas pela combustão total ou parcial de carvão, óleo ou gás. Por vezes ao invés de se usar atmosferas protetoras se utilizam como meios de aquecimento banhos de sal fundido (CHIAVERINI, 2012).

3.3.3 Transformação da austenita

A figura 4 representa um esquema da transformação da austenita para um aço eutetóide. Caso a austenita se transforme em temperaturas elevadas haverá a possibilidade de aparecimento de estruturas mistas, com aparecimento de pontos de baixa dureza, além de influírem a diminuir o limite de escoamento, diminuindo a resistência do aço ao impacto. Essas estruturas mistas são formadas mais facilmente em peças com grandes dimensões ou de grande espessura, em que se nota a menor velocidade de resfriamento no centro das mesmas quando comparativamente com suas superfícies, o que contribui para essa heterogeneidade de estruturas formadas. Para se obter a martensita, que é o constituinte essencial na operação de têmpera, evitando estruturas mistas, o ideal é se controlar o resfriamento de maneira que a curva passe à esquerda do cotovelo da curva em "C", o que garante a não transformação da

austenita nas temperaturas elevadas, prevenindo aparecimento de estruturas mistas em prol do aparecimento da estrutura martensítica (CHIAVERINI, 2012).

Figura 4 - Diagrama TTT para um aço eutetóide



Fonte: ABBASCHIAN; REED-HILL, 1982.

3.3.4 Martensita

"A martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (TCC), uma forma distorcida do ferro cúbico de corpo centrado (CCC)" (SILVA; MEI, 2010).

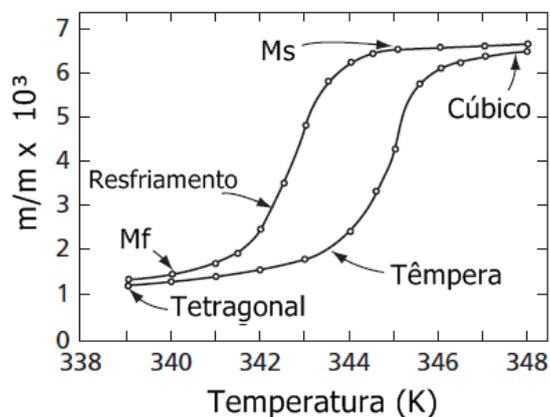
A martensita é uma fase metaestável que surge perante o resfriamento brusco da austenita. A transformação martensítica é caracterizada por ser um processo adifusional, que resulta do cisalhamento da estrutura, sem a ocorrência de mudança de composição química (SILVA; MEI, 2010).

Ocorre frequentemente, especialmente em sistema sólidos, que um estado de equilíbrio nunca é completamente atingido, pois a taxa pela qual o sistema se aproxima do equilíbrio é extremamente baixa; um sistema desse tipo é dito como estando em um estado de não equilíbrio ou metaestável. Um estado de estrutura metaestável pode persistir indefinidamente, experimentando mudanças extremamente pequenas e praticamente imperceptíveis com o passar do tempo. Com frequência estruturas metaestáveis possuem um significado mais prático do que as estruturas em equilíbrio (CALLISTER, 2008).

Quando ocorre o resfriamento da austenita a mobilidade atômica se torna cada vez mais restrita, assim transformações difusionais e que envolvem movimentos atômicos de longas distâncias ficam desfavorecidas, e reorganização estrutural acaba por ocorrer por mudança na estrutura cristalina, com diminuição de energia em conformação mais estável. Assim, com pequena possibilidade de movimentação atômica, a transformação se consolida por mecanismo displacivo, com movimento coordenado de deslocamento dos átomos. É importante ressaltar que na transformação martensítica a quantidade de austenita transformada depende apenas da temperatura atingida e não do tempo em que o material é mantido a tal temperatura (COLPAERT, 2008).

Na figura 5 pode-se observar as variações da estrutura do material perante a transformação martensítica. A estrutura cristalina martensítica é tetragonal de corpo centrado, uma estrutura distorcida em relação à cúbica de corpo centrado. Essa distorção na rede cristalina apresentada pela estrutura tetragonal de corpo centrado está diretamente ligada ao teor de carbono presente na martensita, o carbono, elemento intersticial, é responsável por distorcer a rede. Uma característica importante do processo é que essa distorção da rede cristalina cúbica de corpo centrado para tetragonal de corpo centrado, ocorrida pela supersaturação de carbono, ocasiona um nível elevado de tensões residuais. Concentradores de tensão também são causas comuns de trincas e falhas na operação de têmpera, assim sendo deve-se evitar transições de seção bruscas, além de garantir raios de arredondamento nessas seções (COLPAERT, 2008).

Figura 5 - A dependência da temperatura na transformação martensítica



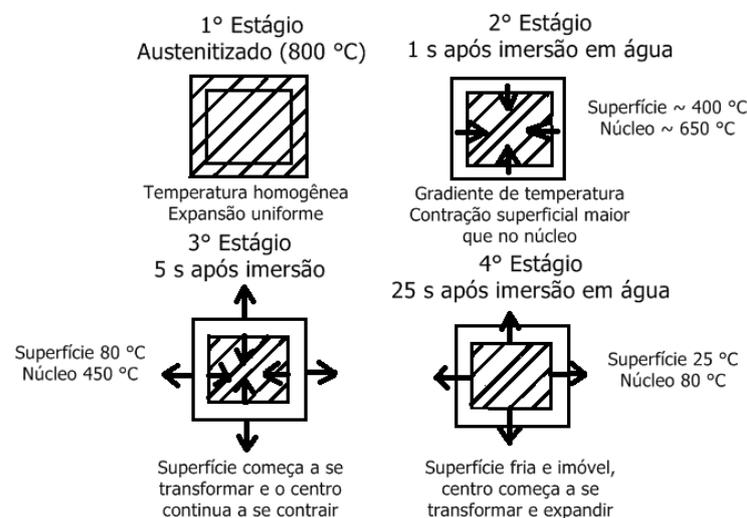
Fonte: ABBASCHIAN; REED-HILL, 1982.

É importante expor que perante a operação de têmpera é obtida maior dureza, com a formação da martensita, no entanto haverá tensões internas consideráveis, tensões essas de caráter estrutural, mas também tensões térmicas. Essas tensões térmicas são resultantes do diferente resfriamento ao longo das regiões da peça, principalmente na superfície e centro, um resfriamento não uniforme ao longo da peça (CHIAVERINI, 2012).

Esse diferente resfriamento ao longo da peça é ilustrado na figura 6, de forma esquemática. Tal resfriamento não uniforme provoca mudanças volumétricas não uniformes, pois a superfície irá contrair mais rapidamente que o centro da peça, estabelecendo forças de compressão sobre as camadas internas, enquanto forças de tração sobre as camadas externas.

Essas tensões internas, caso superem o limite de escoamento do aço, provocarão deformação plástica e conseqüentemente, empenamento. Caso essas tensões internas superem o limite de resistência à tração do material se sucederão fissuras e as peças estarão perdidas (CHIAVERINI, 2012).

Figura 6 – Ilustração esquemática do estado de tensão na têmpera

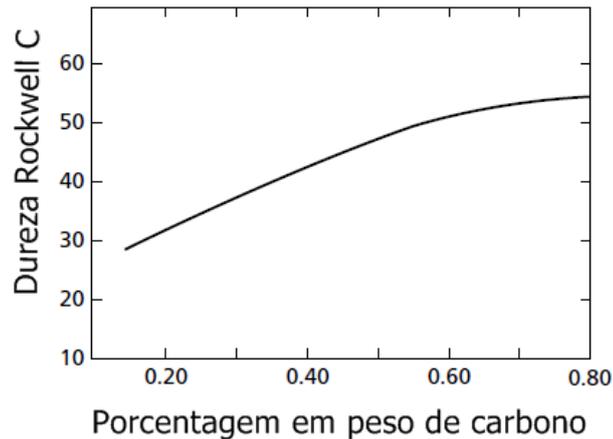


Fonte: SILVA; MEI, 2010.

A dureza característica da martensita também estará diretamente relacionada ao teor de carbono presente na estrutura cristalina. (COLPAERT, 2008). Isso pode ser observado na figura 7, em que a dureza Rockwell C aumenta com o aumento da porcentagem de carbono na estrutura martensítica. No entanto com o aumento demasiado do teor de carbono nem toda a

austenita será transformada em martensita durante o tratamento de têmpera, ocasionando o surgimento da austenita retida em aços de maior teor de carbono. Outro fator que influi na dureza da martensita é a deformação associada à sua formação (SILVA; MEI, 2010).

Figura 7 - Dureza média de um aço baixa-liga com 50% de estrutura martensítica



Fonte: ABBASCHIAN; REED-HILL, 1982.

3.3.5 Meios de resfriamento na têmpera

Na operação de têmpera são utilizados meios de resfriamento, com diferentes severidades. A severidade do meio é a capacidade do meio de extrair calor do material, resfriando-o (CALLISTER, 2008).

Entre os meios utilizados na operação de têmpera tem-se entre os mais comuns: água (pura, com adição de sal ou com adição de polímeros), óleo e ar, embora outros meios gasosos possam ser empregados (nitrogênio, hélio, argônio, etc) (SILVA; MEI, 2010).

A tabela 1 exibe um esquema entre os diferentes meios de resfriamento e suas respectivas velocidades de resfriamento em relação à velocidade de resfriamento da água a 18 °C, na faixa de temperatura de 720 °C a 550 °C.

Tabela 1 – Velocidade de resfriamento no centro de uma esfera em vários meios

Meio de resfriamento	Velocidades de resfriamento relativas à da água a 18 °C na faixa de temperatura de 720 °C a 550 °C
Água a 18 °C	1,00
Água a 25 °C	0,72
Tetracloroeto de carbono	0,055
Ar	0,028
Vácuo	0,011

Fonte: CHIAVERINI, 2012.

"Quanto maior a severidade da têmpera, mais rápido é o resfriamento. Entretanto, o potencial de ocorrência de distorção e trincas também cresce com o aumento da severidade de têmpera" (COLPAERT, 2008. p.287).

A severidade com que o resfriamento se estabelece na têmpera ocasiona o surgimento de gradientes bastante elevados de temperatura entre a superfície e o centro do material, sendo esses gradientes gradativamente maiores quanto maior for a severidade do meio de resfriamento utilizado na operação, ou a velocidade de resfriamento. Essa diferença de temperatura entre a superfície e o centro do material será responsável por produzir diferentes microestruturas de acordo com a profundidade analisada, o que acarreta consequente mudança na dureza nas regiões diferentes do material (ABBASCHIAN; REED-HILL, 1982).

Esse gradiente de temperatura na peça atua na medida de contribuir para o aparecimento de tensões internas que vão estar associadas à contração do aço durante o resfriamento, à expansão associada com a transformação martensítica e com mudanças bruscas de secção e outros concentradores de tensão. De acordo com a magnitude das tensões internas geradas podem ocorrer deformação plástica (empenamento), ruptura (trincas de têmpera) e tensões residuais. Quanto mais severo for o meio de resfriamento maior a chance de aparecimento de trincas nas peças e maiores serão suas deformações (SILVA; MEI, 2010).

Entre os meios mais comuns de têmpera (água, óleo e ar) a água produz a têmpera mais severa, seguida pelo óleo, e por último o ar. O grau de agitação do meio também influi na severidade, sendo que quanto maior o grau de agitação do meio, maior será a remoção de

calor, melhorando a eficiência da têmpera (CALLISTER, 2008). Esse efeito do grau de agitação na velocidade de resfriamento do meio é evidenciado na tabela 2.

Tabela 2 – Efeito do movimento do meio sobre a velocidade de resfriamento

Estado do meio de resfriamento	Água a 20 °C
Nenhuma circulação do líquido ou agitação da peça	1,0
Boa circulação	1,4
Circulação violenta	4,0

Fonte: CHIAVERINI, 2012.

Meios de resfriamento menos drásticos devem ser empregados quando existe grande possibilidade de ocorrência de distorções e trincas nas peças (COLPAERT, 2008). Polímeros solúveis em água tem sido gradativamente mais usados como meio de resfriamento pelo fato de apresentarem taxas de resfriamento intermediárias entre água e óleo, e entre os mais comuns para essa aplicação estão: polialquil glicol (PAG), polivinil pirrolidona (PVP), poliacrilato de sódio (PA) e polivinil álcool (PVA) (SILVA; MEI, 2010).

3.3.6 Temperabilidade

Temperabilidade (ou profundidade de penetração à têmpera) é a característica que define a variação de dureza desde a superfície até o núcleo da peça quando temperada. Está associada à capacidade de determinado aço formar martensita, e portanto, à velocidade crítica de têmpera. O tamanho do grão austenítico e homogeneidade da microestrutura inicial (austenítica) tem efeito sobre a temperabilidade do aço (COLPAERT, 2008. p.281).

Quando uma peça é submetida ao tratamento de têmpera, a velocidade que o calor é extraído da superfície na peça (em função do meio de resfriamento escolhido) e a transmissão de calor por condução serão os fatores que vão influir na velocidade em que diferentes posições da

peça irão resfriar (CALLISTER, 2008). Esses fatores são os responsáveis por diferentes posições da peça apresentarem diferentes velocidades de resfriamento (COLPAERT, 2008).

Segundo Chiaverini (2012) a temperabilidade dependerá dos fatores:

- Composição da liga,
- Tamanho do grão austenítico,
- Homogeneidade da austenita.

Para que haja o aumento da temperabilidade deve-se buscar o retardamento de formação de outras fases (ferrita, cementita, perlita e bainita). Para que isso seja possível alguns fatores são destacados como: presença de elementos de liga dissolvidos na austenita, granulação grosseira da austenita e homogeneidade da austenita (SILVA; MEI, 2010).

3.4 Revenimento

Este tratamento consiste em aquecer o aço uniformemente até uma temperatura abaixo daquela de austenitização, mantendo o aço nesta temperatura por tempo suficiente para equalização de temperatura e obtenção das propriedades desejadas (SILVA; MEI, 2010).

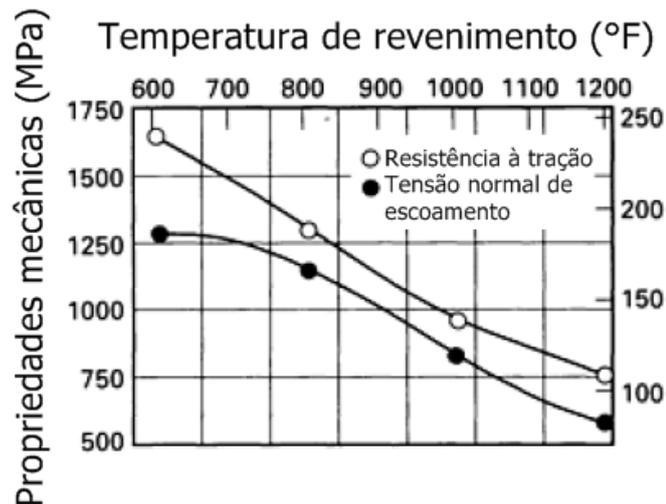
A obtenção de estrutura martensítica após o processo de têmpera acarreta o surgimento de características indesejáveis para muitas aplicações dos aços, como: tensões residuais, ductilidade e tenacidade muito baixas. Dessa forma é bastante usual a alternativa do tratamento complementar de revenimento, que visa o melhor equilíbrio de propriedades no material por intermédio de mudança microestrutural (COLPAERT, 2008).

Essa transformação microestrutural se dará pelo aquecimento do aço propiciando que a martensita se transforme em um reticulado cúbico centrado, energeticamente mais estável a tal temperatura, o que influi em reajustes internos que serão responsáveis por diminuir as tensões, além de ocasionar uma crescente deposição de carbonetos (CHIAVERINI, 2012).

A temperatura do revenimento levará sempre em consideração a microestrutura e aplicação desejadas ao aço anteriormente temperado e é importante ressaltar que é uma operação que não depende apenas da temperatura de operação, mas também do tempo de permanência a tal temperatura (CHIAVERINI, 2012).

A figura 8 evidencia o efeito da temperatura de revenimento em diferentes propriedades mecânicas importantes aos aços.

Figura 8 - Efeito da temperatura de revenimento nas propriedades mecânicas



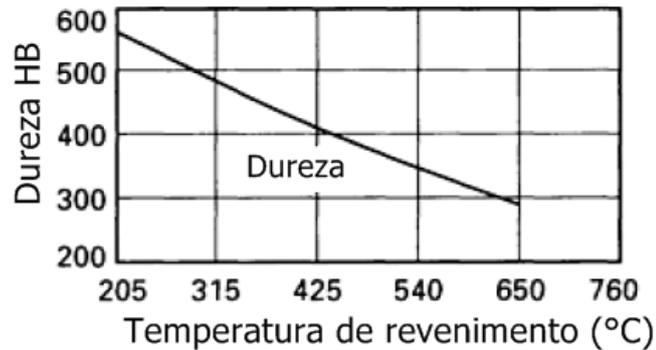
Fonte: ASM HANDBOOK, 1991.

Segundo Chiaverini (2012) os objetivos da operação de revenimento são:

- Ajuste da dureza,
- Redução da resistência mecânica,
- Aumento da ductilidade do material.

A figura 9 evidencia o efeito da temperatura do revenimento na dureza HB, sendo que a dureza HB decresce com o aumento da temperatura de revenimento aplicada.

Em alguns casos, especialmente aços ferramenta, pode ocorrer aumento da dureza no revenido, causado principalmente por endurecimento por precipitação. Esse fenômeno é chamado de endurecimento secundário. Por outro lado, é difícil generalizar o comportamento da tenacidade no revenido, pois enquanto a tendência geral é que o aumento da temperatura de revenimento conduza ao aumento da tenacidade, isto não ocorre de forma uniforme e, em algumas faixas de temperatura, fenômenos de redução de tenacidade (fragilização) podem ser observados (COLPAERT, 2008).

Figura 9 - Efeito da temperatura de revenimento na dureza

Fonte: ASM HANDBOOK, 1991.

3.4.1 Etapas do revenimento

A tabela 3 aborda os principais eventos microestruturais que ocorrem em cada uma das diferentes faixas de temperatura de revenimento.

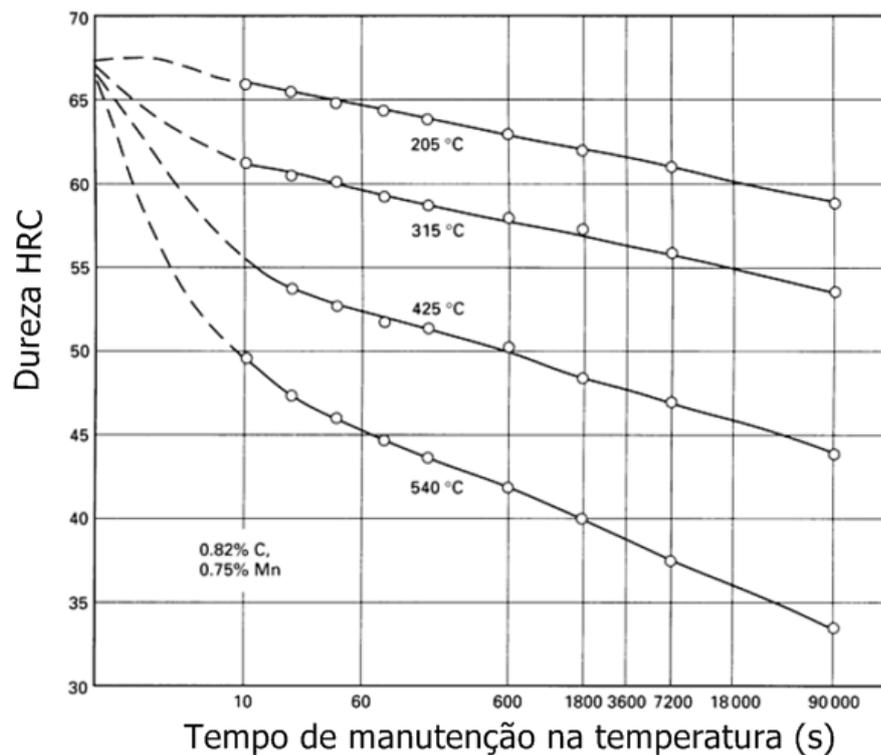
Tabela 3 - Variações microestruturais perante temperatura de revenimento

Faixa de temperatura de revenimento (°C)	Principais eventos microestruturais
25 °C e 100 °C	Segregação ou redistribuição dos átomos de carbono em direção às discordâncias.
100 °C e 250 °C	Precipitação de carbonetos e queda da dureza Rockwell.
250 °C e 350 °C	Aparecimento de uma massa escura e continuada queda da dureza Rockwell.
400 °C e 600 °C	Recuperação da subestrutura de discordância, e a queda da dureza Rockwell continua.
500 °C e 600 °C	Nos aços contendo Ti, Cr, Mo, V, Nb ou W, há precipitação de carbonetos de liga.
600 °C e 700 °C	Recristalização e crescimento de grão e a estrutura presente é chamada esferoidita.

Fonte: CHIAVERINI, 2012.

A figura 10 evidencia o efeito do tempo de manutenção à temperatura de revenimento na dureza HRC em um aço 0,82% de carbono, mostrando que a dureza HRC decresce com o aumento do tempo de manutenção à temperatura de revenimento.

Figura 10 - Efeito do tempo de manutenção na temperatura de revenimento na dureza de um aço



Fonte: ASM HANDBOOK, 1991.

3.4.2 Revenimento múltiplo

É usual para aços de alta temperabilidade, como aços ferramenta. Durante o primeiro revenimento se estabelece o alívio de tensões, o revenimento da martensita e a precipitação de carbonetos na austenita retida. A diminuição do teor de carbono dissolvido na austenita retida, resultante da precipitação de carbonetos, ocasiona o surgimento de mais martensita. Assim sendo se estabelece o segundo revenimento que objetiva revenir essa nova martensita formada (SILVA; MEI, 2010).

3.4.3 Fragilidade do revenido

Usualmente o aumento da temperatura de revenimento resulta em maior resistência ao choque, no entanto existe uma faixa de temperatura para aços carbono e baixa liga em que esse comportamento se inverte. Entre 265 °C e 315 °C ocorre o processo de fragilização do revenido. Comportamento semelhante é observado para aços com níquel e cromo (série 31XX, por exemplo), em que a fragilização ocorre entre 450 °C e 600 °C. Esses processos de fragilização são perigosos, na medida em que são de difícil detecção, apenas sendo detectados por ensaio de impacto. Alternativa utilizada para buscar evitar a fragilização é a adição de elementos de liga, como molibidênio ou silício. O resfriamento subsequente em água também é usual para se evitar fragilização em revenimentos realizados em altas temperaturas (acima de 500 °C) (SILVA; MEI, 2010).

3.5 Ensaios

3.5.1 Ensaios de dureza

A propriedade mecânica dureza é bastante utilizada na especificação e comparativo entre os diversos materiais conhecidos. Os ensaios utilizados para a medição da dureza se dividem em: por penetração, por choque e por risco. Dentre esses métodos os dois primeiros são os mais largamente utilizados em Metalurgia e Mecânica, sendo entre eles a dureza por penetração a mais utilizada, constando usualmente nas especificações técnicas. Os ensaios de dureza Rockwell e Vickers, assim como de outros tipos de ensaios de dureza, se classificam como ensaios por penetração (SOUZA, 1982).

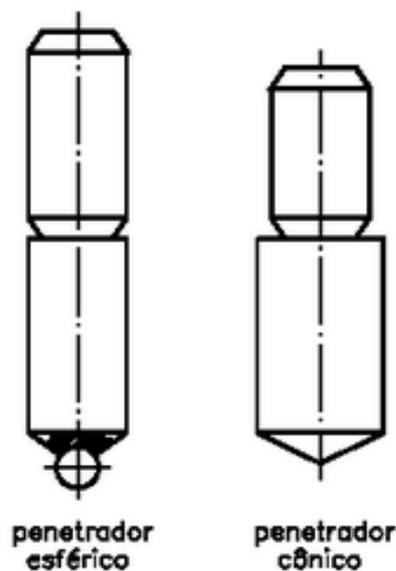
3.5.1.1 Ensaio de dureza Rockwell

No ensaio de dureza Rockwell o penetrador é um cone diamante ou esfera de aço endurecido. O ensaio consiste em pressionar o penetrador contra a superfície do material ensaiado com uma pré-carga até que o equilíbrio seja atingido. Uma segunda carga é introduzida, ainda com a ação da pré-carga ocorrendo, aumentando a penetração, até uma nova situação de equilíbrio

ser consolidada. Após isso a carga é removida e o material sofre uma recuperação elástica, reduzindo a profundidade de penetração anteriormente obtida. O aumento de penetração permanente obtido pela aplicação da segunda carga é utilizado para calcular o valor da dureza Rockwell (SOUZA, 1982).

A figura 11 apresenta os dois tipos de penetradores utilizados para a dureza Rockwell.

Figura 11 - Representação dos tipos de penetradores para dureza Rockwell



Fonte: SOUZA, 1982.

O valor da dureza Rockwell é calculado a partir da equação a seguir.

$$HR = E - e \quad (1)$$

Temos que HR equivale ao valor da dureza Rockwell, "E" é uma constante que depende do formato de endentador, já "e" se refere ao aumento permanente da profundidade de penetração devido à carga maior (SOUZA, 1982).

De acordo com o material a ser testado existem opções de escalas de dureza Rockwell a serem utilizadas. Na tabela 4 são mostradas as características de algumas dessas escalas para pré-carga de 10kgf utilizada. Uma característica comum para o ensaio nas diferentes escalas

Rockwell é que as regiões de amostra a serem ensaiadas devem estar limpas e apresentar superfície lisa (SOUZA, 1982).

Tabela 4 - Escalas de dureza Rockwell

Escala	Endentador	Carga Total (Kgf)	E	Aplicação
Rockwell A	Cone de diamante e ângulo de 120 °	60	100	Chapa de aço, metal duro, aço com endurecimento superficial
Rockwell B	Esfera de aço 1/16"	100	130	Cobre, ligas de alumínio, aço de baixo carbono, ferro fundido maleável
Rockwell C	Cone de diamante e ângulo de 120 °	150	100	Aços endurecidos mais usados, ferro fundido duro, titânio

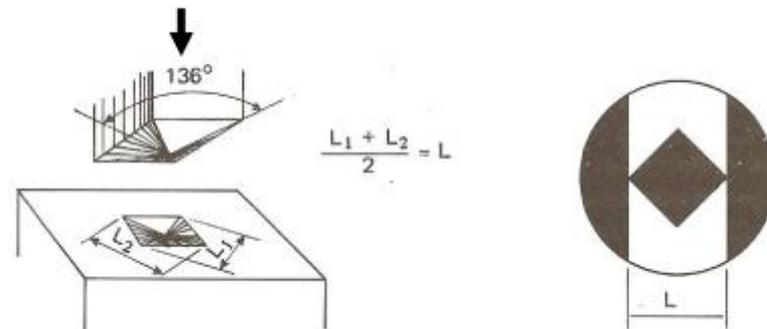
Fonte: SOUZA, 1982.

Dentre as vantagens do ensaio de dureza Rockwell está a rapidez do ensaio e a obtenção direta dos valores de dureza, além de ser um teste não destrutivo. Entre suas desvantagens estão a multiplicidade de escalas não relacionadas e a expressiva intervenção da mesa de suporte nos resultados encontrados (SOUZA, 1982).

3.5.1.2 Ensaio de dureza Vickers

No ensaio de dureza Vickers o penetrador é uma pirâmide de diamante de base quadrada, com um ângulo de 136° entre as faces opostas. Uma característica importante para o ensaio é que a dureza Vickers independe da carga, sendo que as cargas utilizadas variam de 1 até 100 ou 120 kgf. A forma de impressão obtida é a de um losango regular, e pela média das diagonais se obtém a dureza Vickers. A dureza é dada em N/mm² ou kgf/mm² (SOUZA, 1982). Na figura 12 é possível visualizar o formato do penetrador Vickers e a forma de impressão obtida no processo.

Figura 12 - Penetrador e impressão Vickers



Fonte: SOUZA, 1982.

Na equação é exibido como ocorre o cálculo da dureza Vickers, que depende da carga aplicada e da área superficial do penetrador.

$$HV = \frac{\text{carga}}{\text{área superficial da piramidal}} \quad (2)$$

No ensaio é utilizado um microscópio acoplado à máquina de determinação das diagonais, para auxiliar a medição. A carga é aplicada levemente na superfície da amostra, e mantida por cerca de 18 segundos. Depois ela é removida e o microscópio é movido no intuito de focalizar a impressão gerada (SOUZA, 1982).

Segundo Souza (1982) as principais vantagens do ensaio de dureza Vickers são:

- Escala contínua,
- Impressões extremamente pequenas que geralmente não inutilizam a peça,
- Deformação nula do penetrador,
- Existência de apenas uma escala de dureza,
- Aplicação para todas a gama de durezas encontradas nos diversos materiais,
- Aplicação em qualquer espessura de material.

Desvantagens no método Vickers estão ligados a ser um método demorado e que necessita de preparação cuidadosa da amostra a ser ensaiada para que a impressão se torne nítida. Esses

empecilhos fazem com que o método não seja tão utilizado como a dureza Brinell e Rockwell. É bastante utilizada para determinação de profundidade de têmpera nos aços, profundidade de descarbonetação nos aços, para lâminas finíssimas, para ensaios de metais muito duros ou de baixíssima dureza, dentre outras aplicações (SOUZA, 1982).

3.5.1.3 Ensaio de microdureza Vickers

Muitas das aplicações da dureza Vickers estão atualmente relacionadas ao ensaio de microdureza. No caso da microdureza se obtém uma impressão microscópica no material, utilizando-se de uma carga menor que 1 kgf, com penetrador de diamante. O limite de carga aceita é de 10 kgf e busca-se o ensaio em uma superfície plana (SOUZA, 1982).

Segundo Souza (1982) alguns cuidados devem ser tomados no trabalho com microdureza:

- Corpo de prova preparado metalograficamente,
- Pode haver recuperação elástica e impressões muito pequenas, provocando erros no ensaio, resultando em valores de dureza maiores que os verdadeiros,
- Tempo de manutenção da carga por volta de 18 segundos e velocidade de aplicação da carga de 1 a 20 μ/s . Velocidades maiores dão valores mais baixos de dureza,
- Frequente calibração na máquina.

3.6 Metalografia

3.6.1 Macrografia

A macrografia consiste no exame do aspecto de uma peça ou amostra metálica, segundo uma seção plana devidamente polida e, em geral, atacada por um reativo apropriado. O aspecto, assim obtido, chama-se macroestrutura. O exame é feito à vista desarmada ou com auxílio de uma lupa (COLPAERT, 2008. p. 38).

Segundo Colpaert (2008) as principais etapas de preparação de um corpo de prova para macrografia são:

- Escolha e localização da seção a ser estudada,
- Preparação de uma superfície plana e polida no lugar escolhido,
- Ataque dessa superfície por um reagente químico adequado.

As principais seções realizadas em produtos acabados e de geometria regular são as longitudinais e transversais, sendo que de acordo com o que se deseja analisar existe seção preferencial de escolha (COLPAERT, 2008).

As operações de preparação da superfície para exame macrográfico compreendem corte ou desbaste, além do polimento. O corte é geralmente realizado com serra ou com cortador de disco abrasivo ou serra abrasiva, e tem a função de localizar a superfície a ser examinada. Pode-se também usar ao desbaste por usinagem ou com esmeril comum. A etapa complementar do corte é executada por uma lixadeira mecânica ou usinagem, almejando obter-se uma superfície plana, com rugosidade baixa e orientação desejada. O lixamento é a etapa posterior, realizada com lixas de carboneto de silício na maioria das vezes. O lixamento usa lixas diferentes, com lixamentos perpendiculares aos riscos do lixamento anterior, começando por lixas mais grossas até as mais finas. Geralmente uma seqüência de lixas aplicadas em laboratório é a de 100 ou 120, 220, 320. O lixamento ocorre pelo atrito entre a lixa e a superfície a ser lixada (COLPAERT, 2008).

Segundo Colpaert (2008) o ataque químico ao corpo de prova com reativo pode ser realizado de três modos:

- Ataque por imersão,
- Ataque por aplicação,
- Impressão direta de Baumann.

Os ataques, de acordo com duração e profundidade, são classificados em lentos (profundos) e rápidos (superficiais) (COLPAERT, 2008).

O reativo é capaz de sinalizar áreas de composição química diferente e áreas de estrutura metalográfica diferente, com contraste em que algumas regiões escurecem mais que outras. Quando uma superfície polida é submetida ao ataque de um reativo, certas regiões são mais atacadas que outras, caracterizando essa diferença de composição química e estrutura cristalina entre as áreas afetadas. O reagente mais comumente utilizado na prática da macrografia é o reativo de iodo, constituído de iodo sublimado, iodeto de potássio e água (COLPAERT, 2008).

3.6.2 Micrografia

A microscopia ótica se destaca entre as técnicas de observação microestrutural para os aços e ferros fundidos. Ela consiste em incidir luz visível sobre uma amostra, sendo essa luz refletida ao observador, sendo a resolução envolvida dependente do comprimento de onda da radiação empregada (COLPAERT, 2008).

Segundo Colpaert (2008) as etapas de preparação da amostra na micrografia em microscópio ótico envolvem:

- Escolha e localização da seção a ser estudada,
- Obtenção de uma superfície plana e polida no local escolhido para estudo,
- Exame no microscópio para observação das ocorrências visíveis sem ataque,
- Ataque da superfície por reagente químico adequado,
- Exame microscópico para observação da microestrutura,
- Registro do aspecto observado.

Segundo Colpaert (2008) no caso da preparação em micrografia se acrescentam alguns cuidados por se tratar de uma superfície a ser analisada em escala microscópica:

- A amostra é embutida em plástico ou resina,
- Amostra é submetida diretamente à preparação com lixamento em lixadeiras motorizadas, seguindo uma seqüência de papéis de lixa de carboneto de silício, com resfriamento e lubrificação por água. A seqüência usual é: 100, 240, 320, 400, 600 e 1200,
- Polimento é continuado sobre disco giratório de feltro, sobre o qual é aplicado leve camada de abrasivo.

A ação dos abrasivos utilizados na operação de polimento não é apenas de riscar o material, mas também ocasionam deformação a frio. (COLPAERT, 2008).

No ataque um fator importante é a escolha do reagente químico a ser utilizado. Esse ataque é normalmente realizado com a agitação do corpo-de-prova com superfície polida em um reagente. O tempo para operações de ataque em aços e ferros fundidos com seus reagentes usuais é de 5 a 15 segundos, porém ele varia de acordo com concentração do reagente e a

natureza do material a ser analisado. Entre os reagentes utilizados para ataque micrográfico estão presentes o Nital e o Picral (COLPAERT, 2008).

3.7 Definição de aço e particularidades do aço AISI 5150

Um aço é usualmente definido como uma liga de ferro e carbono com o carbono em teores até aproximadamente 2%. Outros elementos de liga podem estar presentes em porcentagens de até 5% em aços de baixa liga e maiores porcentagens em aços de alta liga, como aços ferramenta e aço inoxidável. Aços podem apresentar uma grande variedade de propriedades dependendo de suas composições, assim como às fases e microconstituintes presentes (ASM HANDBOOK, 1991. p. 14).

As propriedades mecânicas do aço estão diretamente ligadas com o teor de carbono, que geralmente é inferior a 1%. Além disso os aços geralmente são classificados de acordo com o teor de carbono, podendo ser aços de baixo, médio ou alto carbono, mas dentro de cada um desses grupos se desdobram outras classes, relativas às concentrações de outros elementos de liga presentes em sua composição. Assim são classificados aços-carbono como aços que contém apenas concentrações residuais de impurezas, e os aços-liga, aos quais são adicionados intencionalmente determinados elementos de liga em quantidades relativas à sua aplicação final (CALLISTER, 2008).

O aço AISI 5150 é um aço de baixo teor de elementos de liga com a presença dos elementos de liga predominantes manganês e cromo, como indicado na tabela 5. Ligas desse tipo podem ser subordinadas a austenitização e posterior têmpera, seguida do revenimento, que equilibra as propriedades mecânicas. São mais usualmente utilizadas na condição revenida, em que a microestrutura característica é a da martensita revenida (CALLISTER, 2008).

No geral são aços com baixa endurecibilidade, tratados geralmente utilizando-se de taxas de resfriamentos rápidas em seções muito finas da peça. Os teores de elementos de liga (cromo, níquel e molibidênio) amplificam a capacidade de tratamento térmico (CALLISTER, 2008).

Tabela 5 - Composição química no padrão sueco (ss) para aços -liga

Elemento químico	C	Mn	Cr	Si	P	S	Outros
Teor no aço (%)	0,48-0,55	0,70-1,00	0,90-1,20	0,15-0,40	0,035	0,035	0,10-0,20

Fonte: ASM HANDBOOK, 1990.

Segundo Chiaverini (2012) o aço AISI 5150 é um aço ligado com aplicação principal para molas semi-elípticas e helicoidais para automóveis, além de aplicações importantes em eixos, hastes, pinos, parafusos e peças em geral submetidas a beneficiamento. Quando se trata desse tipo de aplicação a escolha desse material se dá por questões de:

- Capacidade de suportar cargas apreciáveis sem apresentar deformação plástica,
- Alto limite de fadiga,
- Elevada resistência ao choque,
- Resistência à abrasão,
- Resistência mecânica.

4 ESTADO DA ARTE

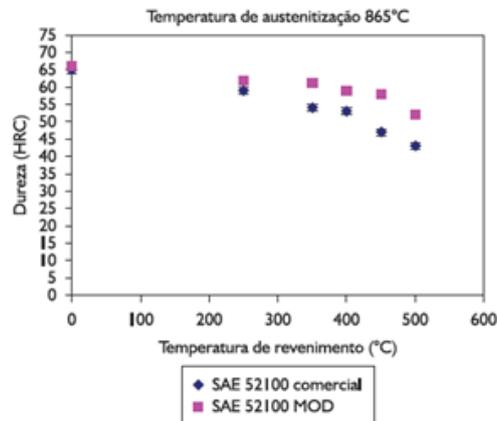
Marcomini e Goldenstein (2012) utilizaram em seu trabalho o aço SAE 52100 (F-C-Cr), amplamente utilizado na indústria automotiva em rolamentos, na condição temperado e revenido, geralmente partindo de barras laminadas. Nessa aplicação existe a necessidade de um aço com maior tenacidade para as solicitações, e para isso ocorre a adição de 1,74% de Si e 0,96% de Mn. No entanto é importante considerar nesse processo a possibilidade de fragilização da martensita revenida (FMR), pois quando esses aços são temperados e revenidos em certas faixas de temperatura pode ocorrer o abaixamento da tenacidade à fratura e na energia absorvida no ensaio de impacto.

O objetivo do estudo foi a caracterização do aço SAE 52100 modificado com 1,74% de Si analisando comportamento mecânico perante revenimento, analisando também a fragilização da martensita revenida. Para a caracterização foram utilizados ensaios de impacto e dureza nas amostras temperadas e revenidas do aço modificado para avaliar propriedades mecânicas em relação ao aço comercial. Os aspectos microestruturais foram estudados perante MEV e difração de raios x (MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012).

A adição do Si tem a função de reduzir a precipitação da cementita, além de aumentar a dureza em solução sólida e aumentar a resistência mecânica em alta temperatura, e com o aumento da temperatura de precipitação da cementita a temperatura de revenimento a qual ocorre a FMR aumenta. A alternativa do aço SAE 52100 modificado visa retardar o fenômeno da fragilização da martensita revenida, permitindo revenimentos longos em temperaturas mais elevadas, mantendo a dureza em níveis elevados e evitando a FMR (MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012).

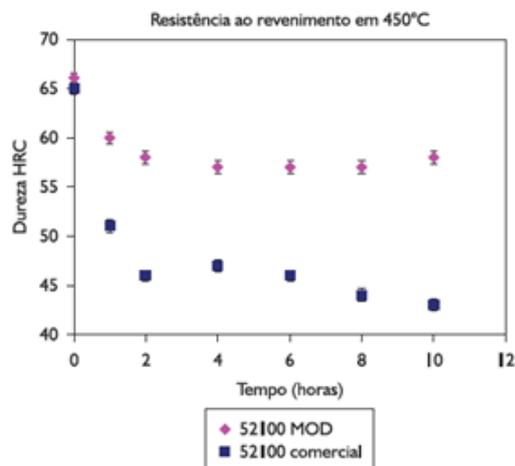
No estudo foram realizados tratamentos de têmpera e revenimento para o levantamento das curvas de revenimento em função da dureza, como evidenciado na figura 13, e também foram levantadas curvas de dureza por tempo de revenimento, como evidenciado na figura 14. Foram realizados ensaios de dureza e impacto no material no estado coalescido e um estudo da fragilização da martensita revenida por meio de ensaios de impacto e análise da austenita retida por difração de raios x (MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012).

Figura 13 - Durezas HRC obtidas para as diferentes temperaturas de revenimento



Fonte: MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012.

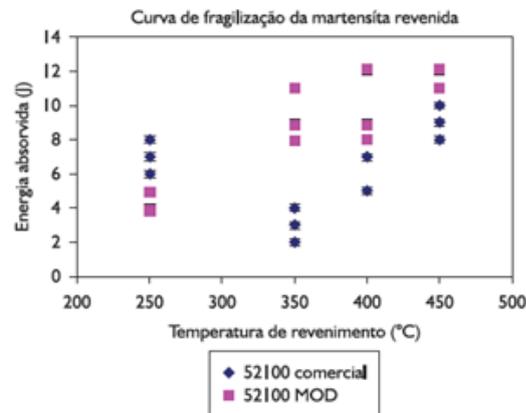
Figura 14 - Durezas HRC obtidas para diferentes tempos de revenimento



Fonte: MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012.

No aço comercial, no estado coalescido, foi encontrada a dureza de 175 HB e energia absorvida no impacto de 68 J, enquanto que no aço modificado, coalescido, foi encontrada dureza de 243 HB e energia absorvida no impacto de 24 J, dados relacionados com a figura 15. Essa diferença pode ser relacionada pelo efeito do Si em solução, na ferrita. O Si endurece por solução sólida e ao mesmo tempo diminui a tenacidade e aumenta a temperatura de transição dúctil-frágil da ferrita (MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012).

Figura 15 - Energia absorvida para as diferentes temperaturas de revenimento



Fonte: MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012.

A temperatura de austenitização utilizada foi de 865 °C e as amostras resfriadas em óleo em 120 °C e em N líquido (-196 °C) durante doze horas para diminuir ao máximo a fração da austenita retida. Foram realizados revenimentos em 5 temperaturas: 250 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C e 500 °C, durante uma hora e trinta minutos (MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012).

Em ambos os aços ocorre a precipitação do carboneto épsilon no primeiro estágio de revenimento. O Si promove a estabilização do carboneto épsilon e também pode atuar na medida de refinar a cementita precipitada em temperaturas mais altas. Assim sendo o aço SAE 52100 modificado apresenta maior dureza em relação ao aço SAE 52100 comercial, devido a precipitação do carboneto épsilon em substituição à cementita, o carboneto épsilon é o responsável pela manutenção da dureza ao longo do tempo nas temperaturas testadas. O aço modificado não apresenta fragilização da martensita revenida, ao contrário do comercial (MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012).

No aço SAE 52100 comercial a FMR está relacionada aos mecanismos de decomposição térmica da austenita retida em filmes de cementita, combinada com segregação de impurezas em grão austenítico prévio e entre os pacotes de martensita, causando fratura por mecanismo misto: intergranular e alveolar (MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012).

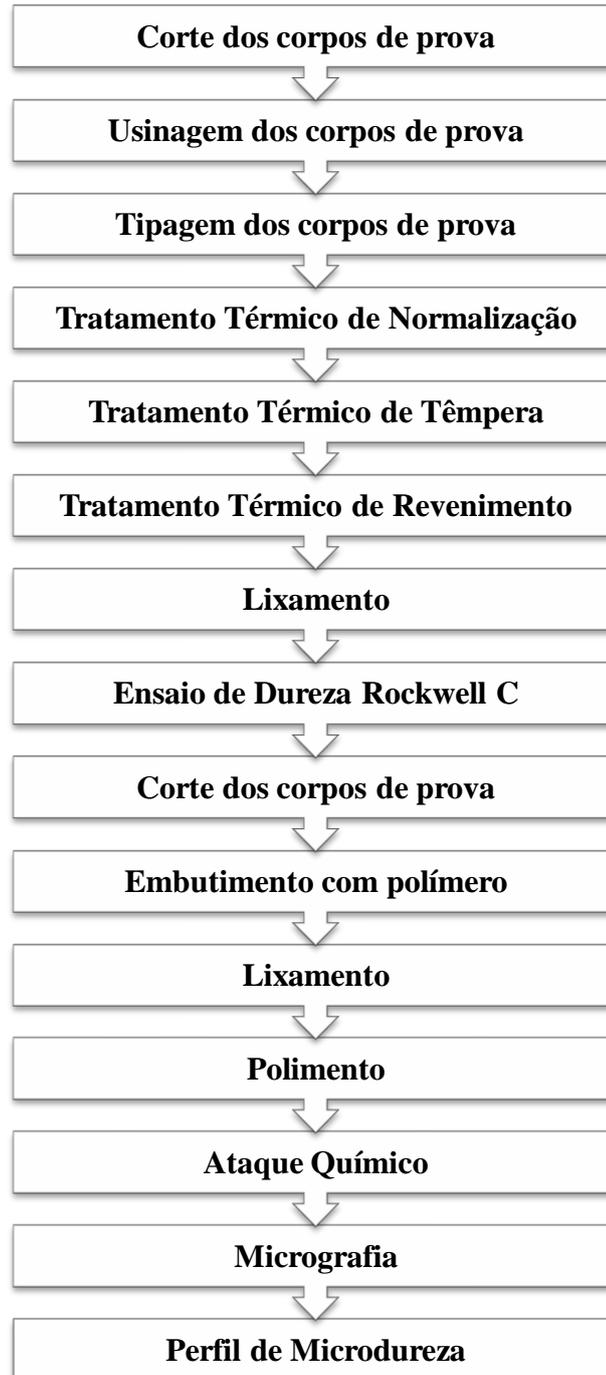
O filme de cementita provocará uma microclivagem entre as ripas ou intraripas de martensita que avança ao contorno de grão enfraquecido pela segregação de impurezas, pela qual

continua seguindo pelo micromecanismo intergranular (MARCOMINI; GOLDENSTEIN, 2012).

5 PARTE EXPERIMENTAL

As etapas de desenvolvimento deste trabalho estão representadas na figura 16.

Figura 16 - Fluxograma da parte experimental



Fonte: Produzido pelo autor.

5.1 Materiais

Para a confecção dos corpos de prova foram utilizadas barras de aço AISI 5150 com seção transversal circular e diâmetro de 19,4 mm. O material foi fornecido pelo Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAT) do CEFET-MG.

A composição química do aço foi obtida por ensaio solicitado ao Laboratório de Fundição do Departamento de Materiais, podendo ser comparada com a disponível na literatura para o aço AISI 5150. O resultado dessa composição química é apresentado na tabela 6.

Tabela 6 - Composição química do aço

Aço AISI	% Fe	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo
5150	97,1	0,601	0,238	0,873	0,0182	0,0298	0,851	0,0153

Fonte: Análise química produzida pelo Laboratório de Fundição do DEMAT.

As análises posteriores se basearam todas nessa composição do aço em questão, obtida pela análise química, que fugiu aos limites estabelecidos para o aço AISI 5150 em termos de teores de elementos constituintes. A composição do material analisado se aproxima mais da referente ao aço AISI 5160, mas as análises que se desenvolveram por considerarem a composição do material cedido, e não à referente a literatura, não sendo comprometidas.

5.2 Equipamentos

Os diferentes equipamentos utilizados para a execução da parte experimental do trabalho são classificados em: equipamentos de usinagem, equipamento para identificação dos corpos de prova, equipamento para os tratamentos térmicos, equipamentos para realização da análise metalográfica, equipamentos para a obtenção dos valores de dureza.

5.2.1 Equipamentos de Usinagem

Para as etapas do trabalho que necessitaram de realização de corte para confecção dos corpos de prova, além de busca de regiões de interesse para análise, foi utilizado o equipamento de corte a disco abrasivo da marca Lelux. O equipamento utilizado é apresentado na figura 17.

Figura 17 - Equipamento para corte a disco abrasivo da marca Lelux



Fonte: Produzido pelo autor.

Para etapas do trabalho que necessitaram de realização de ajustes nas medidas dos corpos de prova, além de planificação de faces e superfícies em regiões de interesse, foi utilizado o torno mecânico Nardini micro 500 II, apresentado na figura 18.

Figura 18 - Torno mecânico Nardini micro 500 II



Fonte: Produzido pelo autor.

5.2.2 Equipamento para identificação dos corpos de prova

Para etapas do trabalho que necessitaram de marcações e identificações a serem aplicadas aos diferentes corpos de prova produzidos foi utilizado o equipamento Engraver Struers, apresentado na figura 19.

Figura 19 - Equipamento Engraver da marca Struers



Fonte: Produzido pelo autor.

5.2.3 Equipamento para os tratamentos térmicos

Para etapas do trabalho que envolveram os diferentes tratamentos térmicos consolidados para as análises foi utilizado o forno elétrico da marca Magnus do modelo N1040, apresentado na figura 20.

Figura 20 - Forno elétrico da marca Magnus modelo N1040

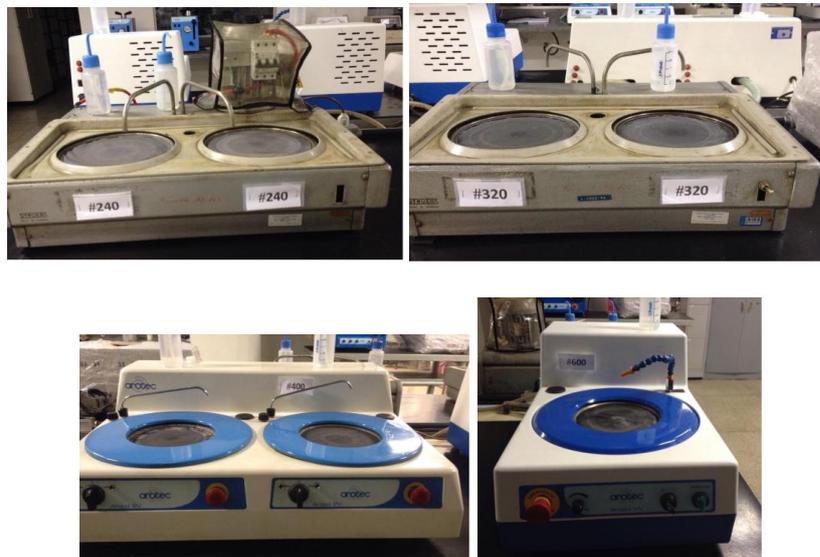


Fonte: Produzida pelo autor.

5.2.4 Equipamentos para realização da análise metalográfica

Para etapas do trabalho que demandaram a necessidade de lixamento das superfícies para a realização de análises e ensaios posteriores foram utilizadas lixadeiras das marcas Struers e Arotec, apresentadas na figura 21.

Figura 21 - Lixadeiras das marcas Struers e Arotec



Fonte: Produzido pelo autor.

Para etapas do trabalho que demandaram a necessidade de polimento das superfícies para a realização de análises e ensaios posteriores foram utilizadas politrizes das marcas Arotec e Panambra, apresentadas na figura 22.

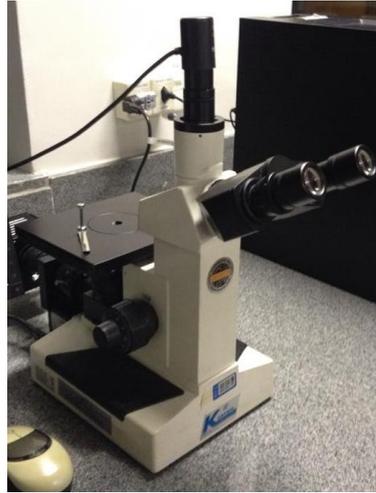
Figura 22 - Politrizes das marcas Arotec e Panambra



Fonte: Produzido pelo autor.

Para etapas do trabalho que demandaram a produção de micrografias referentes às superfícies dos diferentes corpos de prova tratados termicamente foi utilizado o microscópio óptico Kontrol do modelo IM713, apresentado na figura 23.

Figura 23 - Microscópio óptico Kontrol modelo IM713



Fonte: Produzido pelo autor.

5.2.5 Equipamentos para a obtenção dos valores de dureza

Para se obter valores de dureza Rockwell C nos diferentes corpos de prova foi utilizado o Durômetro IGV do modelo RM401/A, apresentado na figura 24.

Figura 24 - Durômetro IGV modelo RM401/A



Fonte: Produzido pelo autor.

Para a obtenção dos valores de microdureza para compor o perfil de microdureza almejado foi utilizado o microdurômetro Vickers da marca Shimadzu modelo 2T, apresentado na figura 25.

Figura 25 - Microdurômetro Vickers da marca Shimadzu modelo 2T



Fonte: Produzido pelo autor.

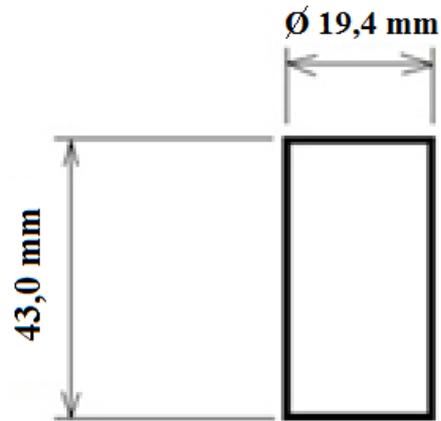
5.3 Metodologia

5.3.1 Corte dos corpos de prova

Os corpos de prova foram obtidos a partir de uma barra longa do aço AISI 5150, de seção transversal circular com diâmetro de 19,4 mm. Foram efetuados os cortes utilizando-se de uma máquina de corte a disco abrasivo, de forma a obter quinze corpos de prova cilíndricos com aproximadamente 43 mm de comprimento e 19,4 mm de diâmetro. O corte abrasivo, devidamente refrigerado, resulta em superfícies planas com baixa rugosidade, de modo rápido e seguro.

O corpo de prova individual obtido nessa etapa de corte está representado de forma esquemática na figura 26.

Figura 26 - Representação esquemática do corpo de prova obtido após o corte



Fonte: Produzido pelo autor.

O corte foi efetuado de maneira a não ser contínuo, e com abundante refrigeração, de modo a não ocorrer excessivo aquecimento ou modificações na estrutura da amostra. Ele consistiu em primeiramente posicionar a amostra na mesa de fixação, sendo o centro da mesa também o centro do disco. O material a ser cortado, após posicionado, foi fixado firmemente com cargas sobre ele aplicadas. O posicionamento e fixação foram conferidos e quando adequados foi posicionado o protetor acrílico do disco. Foi verificado se o disco encontrava-se em sua posição de descanso, sem tocar na amostra, e em seguida o motor de acionamento do disco foi ligado, o que dispara a bomba de fluido de corte.

Aguardou-se alguns segundos para verificar se a amostra estava sendo efetivamente resfriada pelo fluido de corte e então foi aplicada carga moderada do disco sobre o corpo de prova (tomando-se sempre o cuidado de evitar solavancos, que podem romper o disco de corte), até que o corpo de prova fosse cortado. Após findada a operação, em que não ocorreu corte contínuo e que possuiu grande refrigeração, o disco foi retornado a sua posição de descanso e o motor desligado. O corpo de prova foi solto da mesa de fixação e a limpeza do equipamento efetuada.

Nessa etapa foram obtidos:

- 15 corpos de prova cilíndricos com comprimento a ser ajustado na etapa posterior.

5.3.2 Usinagem dos corpos de prova

O diâmetro dos corpos de prova utilizados foi o mesmo da barra inicial de aço AISI 5150 da qual foram obtidos, no entanto o comprimento a ser utilizado para os corpos de prova foi de 40 mm, assim sendo após a operação de corte a disco abrasivo o ajuste mais fino da medida desse comprimento foi realizado pela usinagem em torno mecânico, com uma primeira retirada de aproximadamente 2 mm e posterior retirada mais fina de faceamento dos corpos de prova.

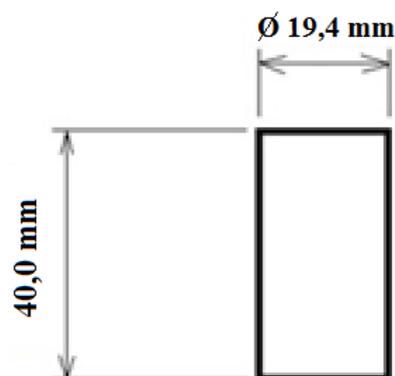
Na usinagem em torno mecânico para obtenção da medida adequada de comprimento do corpo de prova cilíndrico a amostra foi afixada na placa do equipamento.

No procedimento de usinagem e faceamento dos corpos de prova não foi utilizado o fluido de corte. O faceamento é uma operação no torno mecânico que objetiva obter uma superfície plana perpendicular ao eixo do torno, de modo a obter uma face de referência para as medidas que derivam dessa face.

A operação de faceamento foi realizada do centro para a periferia da peça. Com a ação do movimento rotativo contínuo realizado pelo eixo árvore conjugada com o movimento de avanço da ferramenta de corte o corpo de prova teve seu comprimento ajustado para o valor de 40 mm e sua superfície faceada.

O corpo de prova individual obtido nessa etapa de usinagem está representado de forma esquemática na figura 27.

Figura 27 - Representação esquemática do corpo de prova obtido após a usinagem



Fonte: Produzido pelo autor.

Nessa etapa foram obtidos:

- 15 corpos de prova cilíndricos com comprimento final desejado para os ensaios.

5.3.3 Identificação dos corpos de prova

Os corpos de prova foram identificados com equipamento Engraver Struers, capaz de realizar marcações por deformação. O equipamento utilizado nessa etapa de tipagem dos corpos de prova está representado na figura 28.

Figura 28 - Equipamento utilizado na identificação dos corpos de prova



Fonte: Produzido pelo autor.

As marcações foram baseadas nos tratamentos a serem realizados em cada um dos quinze corpos de prova analisados. Assim sendo foram feitas as marcações: N (para o corpo de prova apenas normalizado), T (para os dois corpos de prova normalizados e temperados), e números relativos às diferentes temperaturas de revenimento aplicado pós normalização e têmpera nos corpos de prova restantes. Essa marcação dos corpos de prova teve o intuito de facilitar suas identificações e evitar confusões nos procedimentos posteriores individuais a cada um deles aplicados.

Corpos de prova identificados são representados na figura 29. Os corpos de prova foram marcados primeiro em suas faces e depois da etapa em que foram embutidos em polímero foram novamente marcados, dessa vez na região do embutimento, para facilitar identificação

nas diferentes etapas de ensaio. Todos os quinze corpos de prova utilizados no trabalho foram marcados em suas faces nessa etapa com o intuito de facilitar a identificação.

Figura 29 - Exemplo da identificação nos diferentes corpos de prova



Fonte: Produzido pelo autor.

5.3.4 Tratamento Térmico de Normalização

O tratamento térmico de normalização foi realizado com o intuito de recuperar os corpos de prova das alterações microestruturais impostas pelo trabalho mecânico a frio, decorrentes da etapa de usinagem e faceamento dos corpos de prova para retirada de material e planificação da superfície. O tratamento térmico de normalização foi realizado a temperatura de 900 °C.

Os corpos de prova foram todos colocados no interior de um recipiente metálico (representado na figura 30), com fina camada de carvão vegetal os cobrindo, para evitar a oxidação e decarbonetação durante o tratamento térmico.

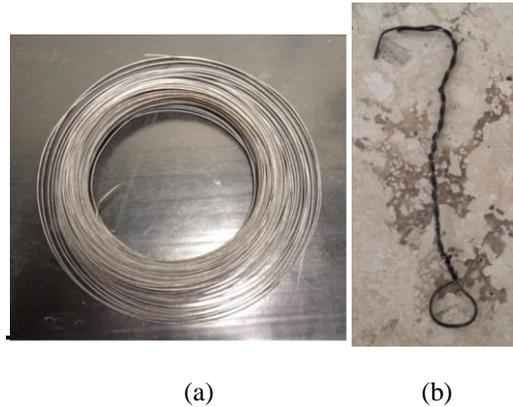
Figura 30 - Recipiente metálico utilizado para o tratamento térmico de normalização



Fonte: Produzido pelo autor.

Os corpos de prova foram amarrados cada um individualmente por arame metálico tratado com o intuito de facilitar a retirada individual deles do recipiente para o resfriamento. A forma como foram amarrados os corpos de prova pelo arame é demonstrada pela figura 31.

Figura 31 - Representação do procedimento



a) arame utilizado no tratamento térmico de normalização, b) conformação do arame para amarrar os corpos de prova e facilitar a remoção da caixa

Fonte: Produzido pelo autor.

A figura 32 demonstra a forma como cada corpo de prova individual foi colocado no interior do recipiente metálico para a execução do tratamento térmico de normalização.

Figura 32 - Representação da disposição dos corpos de prova no recipiente



Fonte: Produzido pelo autor.

Após se abrir o forno e colocar o recipiente metálico contendo todos os corpos de prova em seu interior, o forno foi fechado novamente, e marcados quinze minutos para a estabilização da temperatura do forno nos 900 °C desejados para o tratamento térmico de normalização.

Concluída a estabilização na temperatura desejada foram marcados quarenta e cinco minutos de duração para o tempo de encharque do tratamento térmico a ser consolidado.

Depois de quarenta e cinco minutos no interior do forno os corpos de prova foram retirados, um por um, com o auxílio da tenaz a retirar os corpos de prova puxando-os pelo gancho formado com o arame a lhes circundar. Foram retirados os corpos de prova, um a um, aguardando que a temperatura do forno voltasse a atingir os 900 °C para que o próximo corpo de prova fosse retirado, com o desarme do forno. O resfriamento foi feito ao ar, com os corpos de prova sendo deixados em cima de um refratário até resfriarem efetivamente.

5.3.5 Tratamento Térmico de Têmpera

Excetuando um dos corpos de prova (o corpo de prova apenas normalizado), todos os outros foram submetidos ao tratamento térmico de têmpera. O tratamento térmico de têmpera foi realizado em uma temperatura de 900 °C.

Os corpos de prova foram todos colocados no interior de um recipiente metálico (o mesmo utilizado para o tratamento térmico de normalização), com fina camada de carvão vegetal os cobrindo, para evitar a oxidação e decarbonetação durante o tratamento térmico. Os corpos de prova foram amarrados cada um individualmente por um arame metálico tratado com o intuito de facilitar a retirada individual deles do recipiente para o resfriamento.

Após se abrir o forno e colocar o recipiente contendo todos os corpos de prova em seu interior, o forno foi fechado novamente, e marcados quinze minutos para a estabilização da temperatura do forno nos 900 °C desejados para o tratamento térmico de têmpera. Concluída essa estabilização na temperatura desejada foram marcados quarenta e cinco minutos de duração para o tempo de encharque do tratamento térmico a ser consolidado.

O resfriamento foi feito em óleo, ocorrendo de forma que cada corpo de prova que era retirado do forno, puxado pelo gancho formado com o arame, era guiado imediatamente até um recipiente contendo óleo em temperatura ambiente, e mergulhado no mesmo.

A figura 33 mostra o recipiente em que ocorreu a consolidação do resfriamento dos corpos de prova na operação de têmpera.

Figura 33 - Recipiente contendo óleo para o resfriamento



Fonte: Produzido pelo autor.

Após mergulhado eram realizados movimentos circulares contínuos no interior do balde de óleo, de forma a impedir o surgimento de bolhas de vapor de óleo, sendo movimentados os corpos de prova por cerca de noventa segundos, sem interrupção, até o adequado resfriamento dos mesmos. Esse procedimento de retirada individual dos corpos de prova aquecidos e imediato resfriamento em óleo foi repetido em todos os corpos de prova, até que em todos o tratamento térmico de têmpera fosse efetivado.

5.3.6 Tratamento Térmico de Revenimento

Excetuando o corpo de prova apenas normalizado e dois corpos de prova que foram apenas temperados, todos os demais corpos de prova temperados foram submetidos ao tratamento térmico de revenimento. No revenimento foram utilizadas diferentes temperaturas para cada par de corpos de prova, totalizando seis temperaturas diferentes (200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C e 450 °C). O procedimento para o revenimento em cada par de corpos de prova a diferentes temperaturas foi semelhante, mudando-se apenas o valor da temperatura de revenimento utilizada no forno.

Para cada temperatura de revenimento o tratamento térmico de um par de corpos de prova foi realizado com o aquecimento do forno até a temperatura desejada de revenimento (por exemplo 200 °C para o primeiro par de corpos de prova), para depois desse aquecimento ser colocado o par de corpos de prova (nesse caso os dois com marcação de 200) em seu interior. Cada par de corpos de prova foi colocado no interior de um recipiente metálico (o mesmo

utilizado nas etapas anteriores), com fina camada de carvão vegetal o cobrindo, para evitar a oxidação e decarbonetação durante o tratamento térmico. Os corpos de prova foram amarrados cada um individualmente por um arame metálico tratado com o intuito de facilitar a retirada individual deles do recipiente para o resfriamento.

Após se abrir o forno e colocar o recipiente contendo o par de corpos de prova em seu interior, o forno foi fechado novamente, e marcados quinze minutos para a estabilização da temperatura do forno na temperatura desejada (por exemplo 200 °C para o primeiro par de corpos de prova) para o revenimento. Concluída essa estabilização na temperatura desejada foram marcados quarenta e cinco minutos de duração para o tempo de encharque do tratamento térmico a ser consolidado.

Depois de quarenta e cinco minutos no interior do forno os corpos de prova foram retirados, um por um, com o auxílio da tenaz a retirar os corpos de prova puxando-os pelo gancho formado com o arame a lhes circundar. Foram retirados os corpos de prova, um a um, aguardando que a temperatura do forno voltasse a atingir a temperatura de revenimento (por exemplo 200 °C para o primeiro par de corpos de prova) para que o próximo corpo de prova fosse retirado, com o desarme do forno.

O resfriamento foi feito ao ar, com os corpos de prova sendo deixados em cima de um refratário até resfriarem efetivamente. Esse procedimento de aquecimento de pares de corpos de prova à determinada temperatura, para posterior resfriamento ao ar, se repetiu por seis vezes, englobando as seis temperaturas de revenimento propostas e tratando termicamente por revenimento todos os seis pares de corpos de prova a isso destinados.

5.3.7 Lixamento

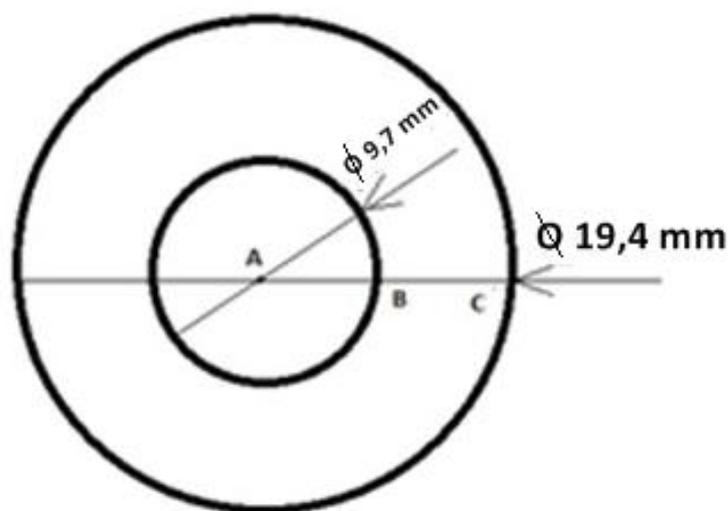
Todos os quinze corpos de prova foram submetidos, após os tratamentos térmicos, a um lixamento em lixa de #400 para a remoção de camada de óxido, necessária para a obtenção das medidas de dureza Rockwell C no equipamento de ensaio a isso destinado. O lixamento foi efetuado nas superfícies em cada um dos corpos de prova a fim de remover essa camada de óxido indesejável.

5.3.8 Medidas de Dureza HRC

Para o caso da dureza Rockwell C foram colhidos valores de dureza percorrendo o raio da superfície dos quinze corpos de prova, superfícies anteriormente lixadas na lixa de #400 para remoção de camada de óxido. Foram colhidos três valores de dureza a percorrer o raio da superfície dos corpos de prova, começando com uma medida no centro da superfície do corpo de prova, uma medida posterior na metade do raio e por fim uma medida próxima ao valor do raio, na extremidade do corpo de prova, evitando pegar medidas muito na periferia para evitar erros a isso relacionados. O procedimento de colher as três medidas foi repetido para os quinze corpos de prova, englobando todos os corpos de prova analisados no trabalho.

A figura 34 representa de forma esquemática a localização das regiões em que foram colhidos os três valores de dureza. A região central, do primeiro valor obtido, está representada na figura como o ponto "A", a região equivalente à metade do raio, de obtenção do segundo valor, está representada pelo ponto "B" e a região do último valor, próximo ao valor do raio, é representada pelo ponto "C".

Figura 34 - Representação esquemática da obtenção dos valores de dureza Rockwell C

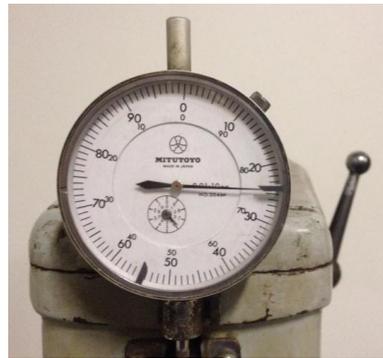


Fonte: Produzido pelo autor.

Foram colhidos seis valores de dureza (três em cada amostra do par representativo da condição de tratamento térmico) para cada uma das oito situações analisadas no trabalho e com os valores obtidos foram calculados a média e o desvio padrão desses valores para cada situação pontual analisada. Com esses valores obtidos foi traçado um gráfico (curva de revenimento) para melhor análise da evolução do comportamento da dureza HRC com a mudança da temperatura de revenimento em relação à dureza da situação apenas temperada.

A figura 35 demonstra a maneira de leitura dos valores de dureza obtidos no ensaio.

Figura 35 - Leitura dos valores de dureza Rockwell C no equipamento



Fonte: Produzido pelo autor.

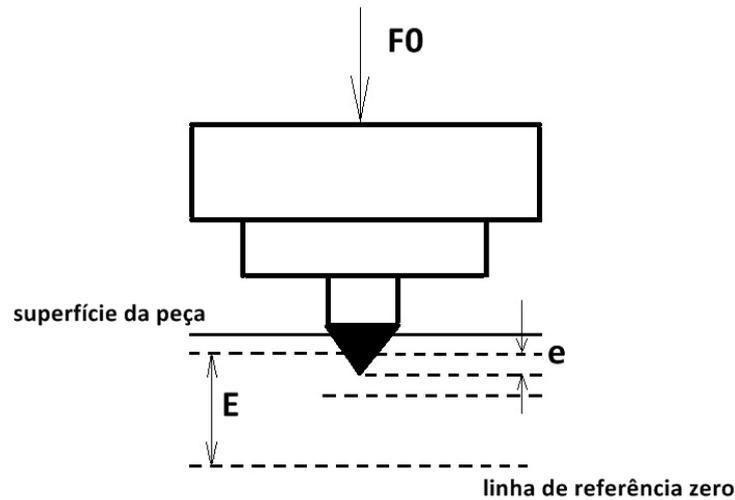
Os corpos de prova tiveram que ser devidamente posicionados para colher a primeira medição em seu centro e a partir disso colher as medidas posteriores percorrendo o raio.

A sequência de procedimentos para a obtenção dos dados dessa etapa é assim descrita:

- Posicionamento adequado dos corpos de prova e escolha de região de indentação,
- Aproximação do indentador,
- Aplicação da carga menor (pré-carga) e marcação da posição de equilíbrio (zeragem),
- Aplicação da carga maior e marcação da segunda posição de equilíbrio,
- Remoção da carga maior e recuperação do material,
- Obtenção do valor de dureza pela diferença de profundidade de penetração entre a relativa ao material recuperado e a relativa a primeira posição de equilíbrio, que equivale a "e".

A figura 36 é uma representação esquemática da realização da endentação na amostra e os diferentes parâmetros envolvidos no ensaio para o cálculo e obtenção dos resultados.

Figura 36 - Representação esquemática da endentação nos corpos de prova



Fonte: Produzido pelo autor.

O cálculo da dureza Rockwell C é realizado de acordo com a equação:

$$HR = E - e \quad (3)$$

Temos que HR é o valor obtido para a dureza Rockwell C, "E" é uma constante que depende do formato do indentedor, sendo "e" o aumento permanente da profundidade de penetração devido à carga maior.

Indentador é pressionado contra a superfície do corpo de prova com uma pré-carga. Pré-carga usualmente de 10 kgf. Uma segunda carga é introduzida, aumentando a penetração. A carga aplicada segue recomendações de acordo com o material a ser ensaiado.

A figura 37 demonstra a carga utilizada para o ensaio de dureza Rockwell C.

Figura 37 - Valor de carga aplicado no ensaio de dureza Rockwell C



Fonte: Produzido pelo autor.

Parâmetros utilizados durante o ensaio são expressos na tabela 7.

Tabela 7 - Parâmetros utilizados para o ensaio de dureza Rockwell C

Pré-carga	Carga	Tempo de manutenção da carga	Penetrador
10kgf	150 kgf	30 s	Cone de diamante; 120°

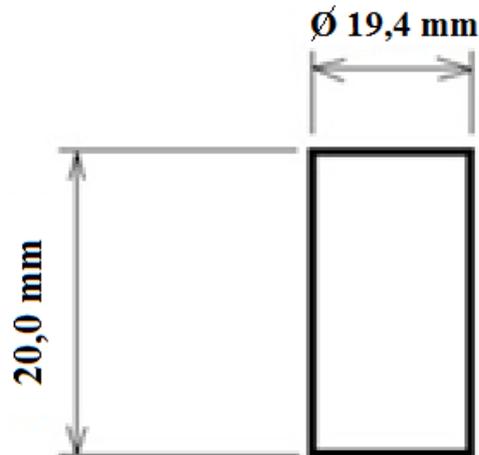
Fonte: Produzido pelo autor.

5.3.9 Corte dos corpos de prova

Os corpos de prova foram seccionados na metade de seu comprimento (em dois novos corpos de prova de 20 mm de comprimento cada), para que fossem efetuadas análises de micrografia e microdureza no centro dos corpos de prova iniciais. O corte das peças foi novamente efetuado pelo equipamento de corte a disco abrasivo, tomando-se por mais uma vez o cuidado do corte ser efetivado de maneira não contínua e com bastante refrigeração, evitando aquecimento excessivo e modificações na estrutura das amostras.

A figura 38 representa de forma esquemática o corpo de prova obtido nessa etapa de corte.

Figura 38 - Representação esquemática do corpo de prova obtido após o corte



Fonte: Produzido pelo autor.

O cuidado nessa etapa foi o de buscar a centralização adequada dos corpos de prova para o seccionamento na metade exata dos mesmos, para uma análise mais adequada. O posicionamento bem executado nessa etapa foi o principal cuidado, de forma que a amostra ficasse perpendicular ao deslocamento de avanço do disco de corte, e bem centrada, executando o seccionamento de maneira adequada para as análises posteriores. Tomou-se o cuidado também de evitar a formação de rebarba no final do corte para não dificultar o embutimento posterior. O procedimento do corte abrasivo foi semelhante ao apresentado na primeira etapa da metodologia.

Nessa etapa foram obtidos:

- 15 corpos de prova cilíndricos com medidas ajustadas para as outras etapas de análise.

5.3.10 Embutimento com polímero

Com o intuito de facilitar as etapas de lixamento e polimento das superfícies dos corpos de prova para a execução da micrografia e microdureza foi realizado o embutimento dos corpos de prova. Foram embutidos oito corpos de prova obtidos do seccionamento, representativos de cada uma das oito situações a serem analisadas, esses corpos de prova agora com sessão transversal circular de diâmetro de 19,4 mm e comprimento de 20 mm (metade do anterior).

A figura 39 demonstra os corpos de prova embutidos em polímero.

Figura 39 - Corpos de prova embutidos em polímero

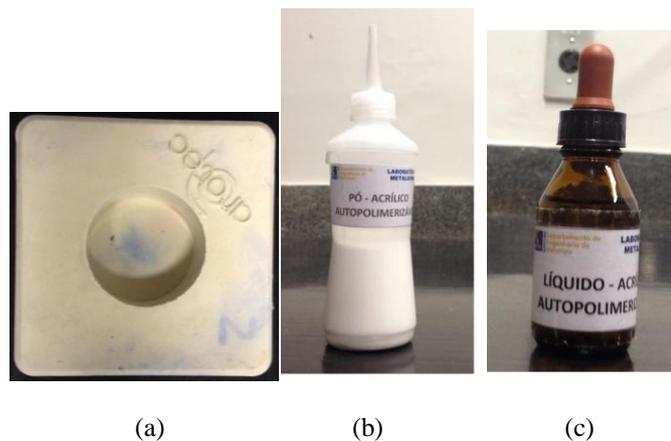


Fonte: Produzido pelo autor.

O embutimento foi executado usando-se uma fôrma polimérica circular, posicionando cada corpo de prova de forma centralizada no interior da fôrma de embutimento e depositando-se camadas alternadas de pó acrílico autopolimerizável e líquido acrílico autopolimerizável. Cada um desses corpos de prova foi submetido a esse procedimento, ao final aguardando-se sete minutos para que a mistura secasse e fosse obtido o embutimento polimérico desejado sem defeitos.

A figura 40 representa os elementos constituintes dessa etapa de embutimento.

Figura 40 - Elementos constituintes da etapa de embutimento



a) fôrma polimérica de embutimento, b) pó acrílico autopolimerizável, c) líquido acrílico autopolimerizável

Fonte: Produzido pelo autor.

A etapa de embutimento tem que ser executada com muito critério para assegurar que o embutimento formado seja de maneira a gerar superfícies planas e paralelas, facilitando as etapas posteriores de lixamento e polimento, além da realização da microdureza. A formação de superfícies que não sejam planas podem ocasionar o surgimento de planos durante o lixamento, ou a obtenção inadequada de valores de microdureza, além de riscos ao penetrador do equipamento.

Nessa etapa foram obtidos:

- 8 corpos de prova cilíndricos embutidos para análises posteriores.

5.3.11 Lixamento

O lixamento foi efetuado seguindo a sequência de lixas: #240 , #320 , #400 e #600. Para a lubrificação do processo e resfriamento foi utilizada água para todas as lixas, e após a efetivação da ação de uma lixa passando para a consecutiva para complementar o lixamento.

Sempre ao se passar de uma lixa para a próxima foi passado álcool etílico na superfície lixada para executar a limpeza e efetuada a secagem com jato de ar quente (representado na figura 41), partindo assim para a próxima lixa da sequência, tomando sempre o cuidado de realizar a adequada secagem para evitar o surgimento de manchas de secagem na superfície do material.

Figura 41 - Equipamento utilizado para a secagem durante os procedimentos

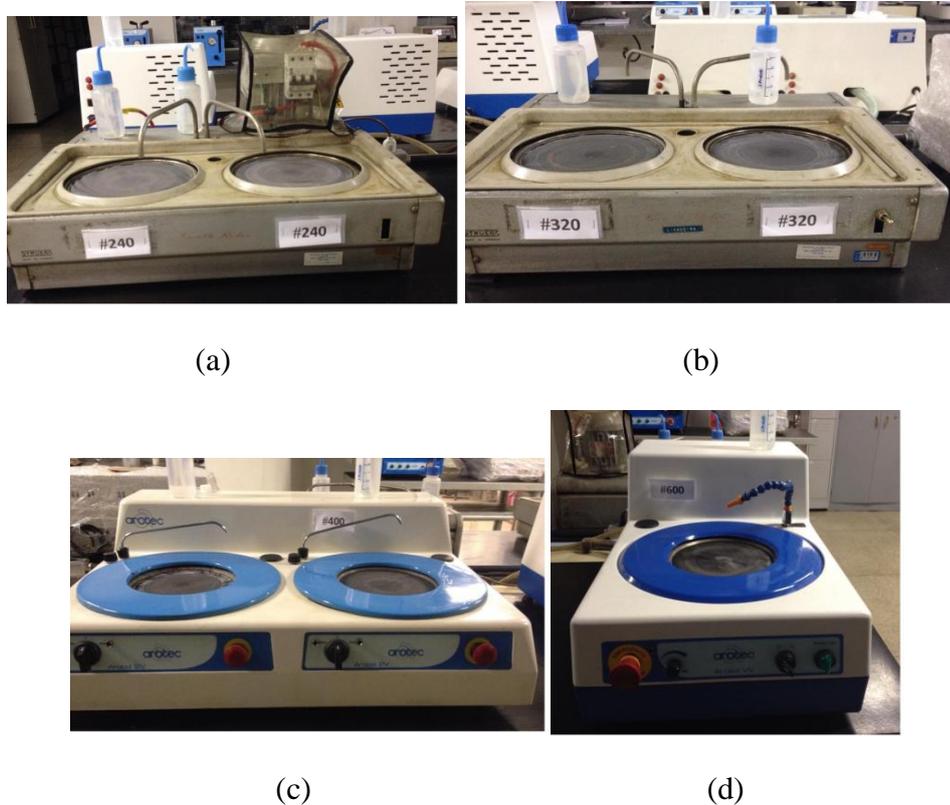


Fonte: Produzido pelo autor.

A sequência de lixas utilizada ocorreu de forma a começar de lixas mais grossas (#240) até lixas mais finas (#600), de diferentes capacidades abrasivas e diferentes dimensões das partículas abrasivas. Ao final do lixamento o objetivo era de obter superfícies planas e adequadas para a execução do polimento posterior.

A sequência de lixas utilizada no lixamento dos corpos de prova é representada na figura 42.

Figura 42 - Sequência de lixas utilizadas no lixamento dos corpos de prova



a) lixa de #240, b) lixa de #320, c) lixa de #400, d) lixa de #600

Fonte: Produzido pelo autor.

5.3.12 Polimento

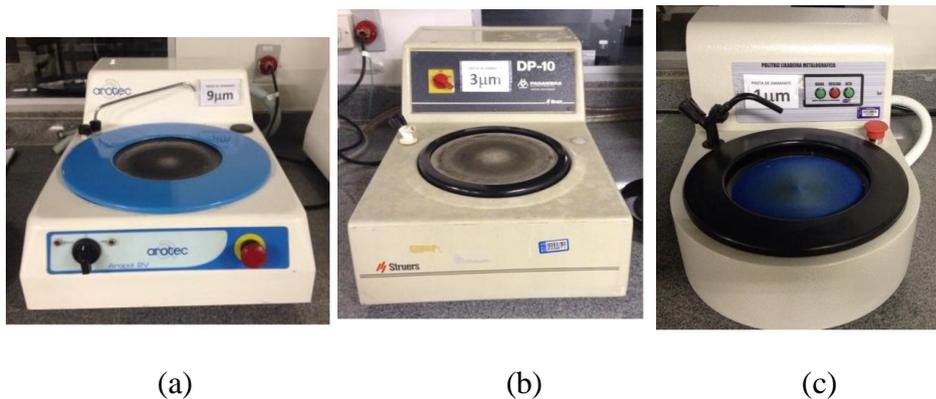
O polimento foi efetuado seguindo a sequência de panos de polimento: 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m. Para a lubrificação do processo e resfriamento foi utilizado álcool etílico para todos os panos de polimento, e após a efetivação da ação de um pano passando para o consecutivo para complementar o polimento. Sempre ao se passar de um pano para o próximo a superfície polida foi lavada com detergente com o auxílio de algodão e passado álcool etílico para

completar a limpeza e foi efetuada a secagem com jato de ar quente (secador), partindo assim para o próximo pano da sequência, tomando sempre o cuidado de realizar a adequada secagem para evitar o surgimento de manchas de secagem na superfície do material.

A sequência de panos utilizada ocorreu de forma a começar dos panos mais grossos ($9\mu\text{m}$) até os mais finos ($1\mu\text{m}$), de diferentes capacidades abrasivas e diferentes dimensões de partículas abrasivas. O abrasivo usado para os panos de polimento foi a pasta de diamante, depositada e espalhada na superfície dos panos para efetuar o efeito abrasivo. Ao final do polimento o objetivo era de obter superfícies planas e adequadas para a execução do ataque químico com reagente para posterior realização da micrografia, e condições adequadas para a realização do perfil de microdureza posterior.

A sequência de panos de polimento utilizados no polimento dos corpos de prova é representada na figura 43.

Figura 43 - Sequência de panos de polimento utilizados



a) pano de $9\mu\text{m}$, b) pano de $3\mu\text{m}$, c) pano de $1\mu\text{m}$

Fonte: Produzido pelo autor.

5.3.13 Ataque Químico

O ataque químico nas superfícies lixadas e polidas foi realizado utilizando-se do reagente Nital 3%, utilizando-se de um chumaço de algodão embebido com o reagente (ataque por esfregação) que foi passado na superfície de interesse por tempo suficiente para que ela começasse a apresentar aspecto opaco, apenas o tempo suficiente para a opacidade começar a aparecer, e depois a superfície foi limpa com álcool etílico e seca de forma adequada (jato de

ar quente do secador). A partir da superfície obtida após o ataque químico a etapa de micrografia poderia ser realizada.

O reagente Nital 3% utilizado para o ataque químico das superfícies dos corpos de prova é representado na figura 44.

Figura 44 - Reagente utilizado para o ataque químico



Fonte: Produzido pelo autor.

5.3.14 Micrografia

Na micrografia foram obtidas imagens microestruturais com a utilização do microscópio óptico para diferentes ampliações por intermédio de diferentes opções de lentes. Foram obtidas três imagens para cada uma das oito situações analisadas, sendo produzidas imagens com ampliações de 200X, 400X e 800X. Foi buscada uma focalização adequada para que as microestruturas aparecessem de forma mais nítida quanto possível pelo contraste obtido na reação com o reagente Nital 3%.

Um ataque adequado com o reagente é imprescindível para a adequada obtenção das imagens no microscópio óptico, uma vez que as imagens são formadas pela diferente reflexão de luz na região estudada, pelo mecanismo de contraste por reação química na superfície do material, onde as diferentes microestruturas reagem de diferentes formas perante a ação química do reagente.

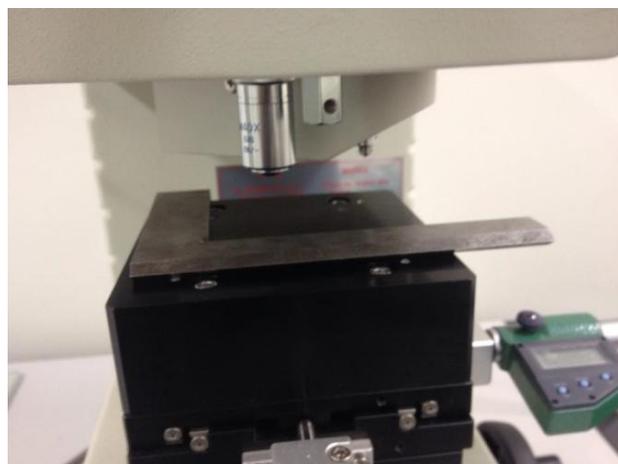
5.3.15 Perfil de Microdureza

A última etapa experimental consistiu na obtenção do perfil de microdureza Vickers. Para compor esse perfil de microdureza foram colhidos valores de microdureza percorrendo o raio da superfície de sete dos corpos de prova embutidos (obtidos pelo seccionamento no centro dos corpos de prova iniciais). O corpo de prova embutido referente à condição de consolidação apenas do tratamento térmico de normalização não teve o perfil de microdureza traçado.

Para o caso da microdureza Vickers foram colhidos onze valores de microdureza a percorrer o raio da superfície dos corpos de prova, começando com uma primeira medida na periferia da superfície do corpo de prova, próxima da divisa da superfície do corpo de prova com o início da camada polimérica de embutimento. Focalizou-se essa divisa aproximada entre a superfície do corpo de prova com o início do polímero de embutimento, usando-a como ponto de referência inicial, e a partir desse ponto foi movido 0,5 mm na direção radial, no sentido do centro do corpo de prova. Para isso o corpo de prova foi devidamente posicionado com a ajuda de um esquadro para que realmente as medidas obtidas fossem de um movimento radial.

O posicionamento dos corpos de prova com a ajuda de um esquadro é representada na figura 45.

Figura 45 - Posicionamento dos corpos de prova

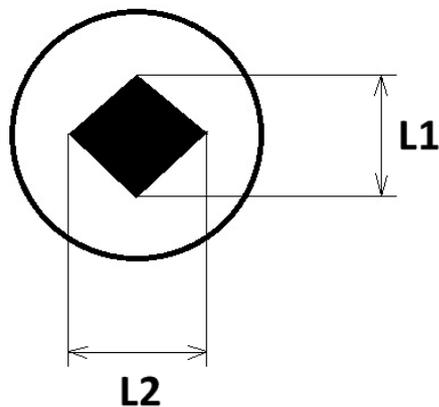


Fonte: Produzido pelo autor.

Deslocando-se 0,5 mm desse ponto de referência foi colhido o primeiro valor de microdureza, obtido por intermédio das diagonais do losango referente à inscrição do penetrador na superfície da amostra.

Na figura 46 temos a representação esquemática da impressão estabelecida na superfície dos corpos de prova, utilizada para o cálculo do valor de microdureza Vickers.

Figura 46 - Representação esquemática da impressão obtida



Fonte: Produzido pelo autor.

O cálculo da microdureza Vickers é realizado de acordo com a equação:

$$HV = \frac{\text{carga}}{\text{área superficial da piramidal}} \quad (4)$$

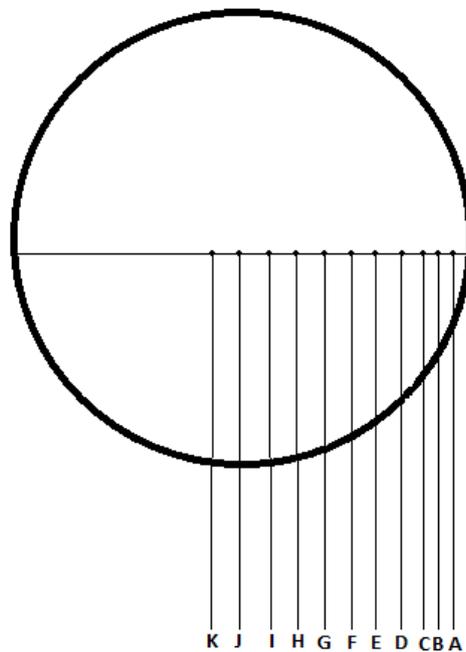
Temos que HV é o valor obtido para a microdureza Vickers, dependendo para o cálculo do valor de carga aplicada no processo e da área superficial do penetrador piramidal de base quadrada.

Mais dois afastamentos de 0,5 mm foram realizados, ao final de cada um deles sendo colhido um novo valor de microdureza a partir das diagonais de inscrição do losango consolidadas. As outras medidas foram obtidas com afastamentos maiores realizados, de 1 mm, para a obtenção

de cada novo valor de microdureza, sempre seguindo o mesmo procedimento por intermédio das diagonais do losango.

Os deslocamentos a partir do ponto inicial de referência são representados de forma esquemática na figura 47.

Figura 47 - Representação esquemática dos pontos de impressão



Fonte: Produzido pelo autor.

O novo valor de microdureza colhido levava como base para novo afastamento sempre a inscrição anterior, afastando-se dela uma distância pré-estabelecida para uma nova inscrição e obtenção de novo valor de microdureza. A focalização adequada teve papel fundamental para obter medidas com os menores erros quanto possível.

A tabela 8 representa os parâmetros utilizados para a obtenção do perfil de microdureza Vickers. A carga para a obtenção de valores de microdureza Vickers geralmente são menores que 1 kgf, com limite de carga aceita de 10 kgf.

Tabela 8 - Parâmetros utilizados para obter o perfil de microdureza Vickers

Carga	Tempo de manutenção da carga	Penetrador	Lentes
9.807 N	15 segundos	Pirâmide de diamante de base quadrada	Aumento de 40X

Fonte: Produzido pelo autor.

Essa etapa seguiu os procedimentos:

- Posicionamento adequado dos corpos de prova com a ajuda do esquadro para a impressão no primeiro ponto relativo à divisa entre a amostra e o embutimento, na periferia da amostra,
- Deslocamento de 0,5 mm em relação a essa divisa para a obtenção do primeiro valor de microdureza do perfil,
- Focalização da imagem,
- Realização da impressão na amostra,
- Obtenção do valor de microdureza por intermédio das diagonais da impressão obtida;
- Repetição do procedimento anterior para a obtenção de mais dois pontos com deslocamentos de 0,5 mm em relação a impressão anterior,
- Repetição do procedimento anterior para a obtenção de mais pontos com deslocamentos de 1,0 mm em relação a impressão anterior,
- Ao terminar de percorrer o raio da amostra são totalizados 11 valores de microdureza para compor o perfil de microdureza de cada amostra.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Resultados do ensaio de dureza Rockwell C

Os resultados do ensaio de dureza Rockwell C nos diferentes corpos de prova com diferentes tratamentos térmicos consolidados estão representados na tabela 9.

Tabela 9 - Dados obtidos no ensaio de dureza Rockwell C

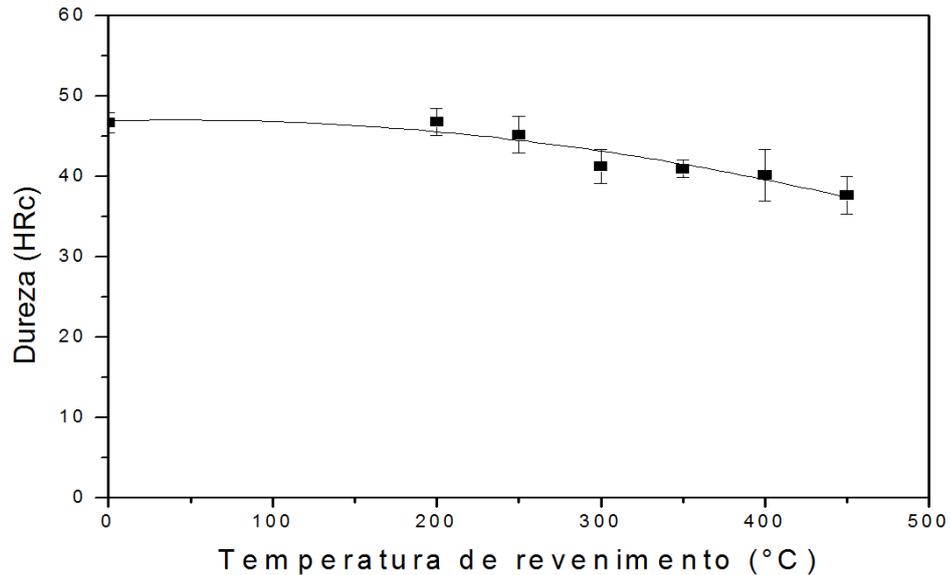
Situação do cp	Valores de dureza Rockwell C obtidos nos pontos (HRC)						Média	Desvio Padrão
	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Medida 4	Medida 5	Medida 6		
Norm.	18	20	22	24	23	24	21,8	2,4
Temp.	46	48	45	47	46	48	46,7	1,2
Rev. 200 °C	44	46	47	47	48	49	46,8	1,7
Rev. 250 °C	45	42	43	48	47	46	45,2	2,3
Rev. 300 °C	41	44	43	39	39	42	41,3	2,1
Rev. 350 °C	40	40	42	40	42	42	41,0	1,1
Rev. 400 °C	37	37	38	42	43	44	40,2	3,2
Rev. 450 °C	37	37	34	38	39	41	37,7	2,3

Fonte: Produzido pelo autor.

A partir dos dados de dureza média obtidos no ensaio de dureza Rockwell C na superfície dos diferentes corpos de prova foi traçada a curva de revenimento para as condições de análise. Para a construção da curva de revenimento utilizam-se os dados de dureza relativos aos tratamentos de têmpera e revenimento nas diferentes temperaturas, não utilizando os dados de dureza relativos à amostra na condição apenas normalizada.

A figura 48 representa a curva de revenimento obtida pelos valores médios de dureza Rockwell C na superfície dos diferentes corpos de prova com os seus respectivos valores de desvio padrão.

Figura 48 - Gráfico da curva de revenimento obtida



Fonte: Produzido pelo autor.

A partir da curva de revenimento obtida utilizando-se dos dados experimentais encontrados no ensaio de dureza Rockwell C é possível a obtenção de uma equação que represente o comportamento dessa curva. A curva foi traçada e analisada com a utilização do programa Origin 8, e assim foi encontrada uma equação que representa o comportamento para essa situação analisada. A equação com uma correlação de 0,9171 (R-quadrado) que descreve esse comportamento é a seguinte:

$$HRC = -0,00006t^2 + 0,0047t + 46,97 \quad (5)$$

Temos que HRC equivale ao valor de dureza Rockwell C encontrado para as diferentes temperaturas "t" de revenimento aplicadas.

A partir dessa equação encontrada para descrever o comportamento da curva de revenimento pode-se traçar uma outra curva, com o intuito de comparar o comportamento dos dados encontrados experimentalmente com os pertencentes à curva da equação em questão. Para isso os diferentes valores de temperatura de revenimento são substituídos na equação encontrada, obtendo valores de dureza para cada situação e uma nova curva. A tabela 10 apresenta os valores obtidos experimentalmente e pela equação para as diferentes condições de tratamentos térmicos estabelecidos.

Tabela 10 - Comparativo entre os valores de dureza média para as curvas

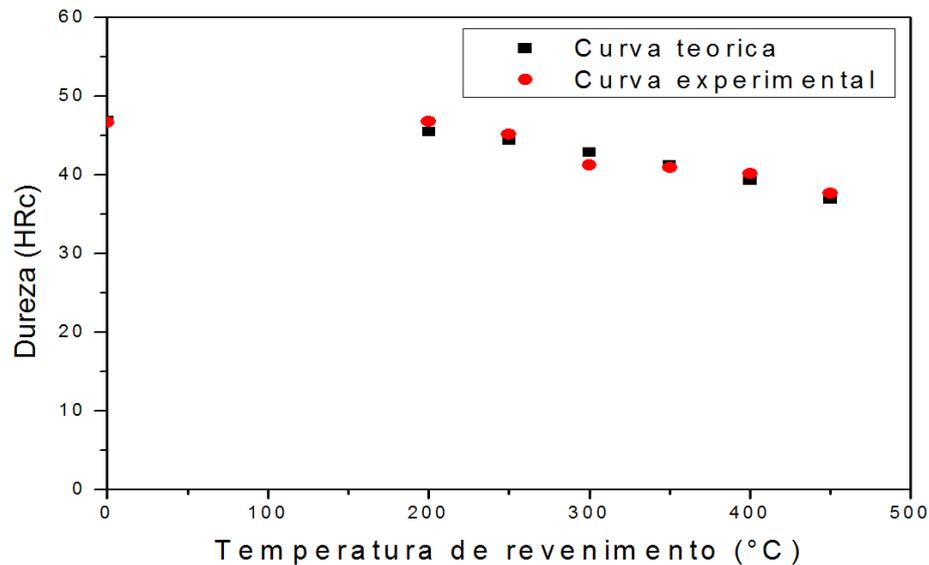
Temperaturas de revenimento (°C)	Valores de dureza média para curva experimental (HRc)	Valores de dureza média para curva teórica (HRc)
0	46,7	46,9
200	46,8	45,5
250	45,2	44,4
300	41,3	42,9
350	41	41,3
400	40,2	39,3
450	37,7	36,9

Fonte: Produzido pelo autor.

Essa comparação é apresentada na figura 49, em que se percebe duas curvas compondo o gráfico. Uma curva é a curva experimental, obtida pelos dados encontrados de forma experimental nesse trabalho. A outra é a curva teórica, que segue a equação encontrada, com pequenos desvios em relação ao comportamento da curva experimental.

Na sobreposição das duas curvas é notado que a equação polinomial de segundo grau encontrada para a curva teórica descreve com grande aproximação os dados experimentais encontrados, que compõem a curva experimental. Dessa maneira conclui-se que a equação polinomial representa com efetividade a situação experimental, com pequena diferença encontrada para as duas, podendo ser utilizada para compor as análises.

Figura 49 - Comparativo entre a curva experimental e a curva teórica



Fonte: Produzido pelo autor.

A curva de revenimento para o aço AISI 5150 foi construída a partir dos valores médios da dureza Rockwell C nas diferentes condições de tratamento térmico, desde a condição das amostras temperadas evoluindo para as diferentes amostras revenidas em diferentes temperaturas. Foi observado no comportamento da curva um predomínio decréscimo dos valores de dureza média desde a amostra na condição apenas temperada, persistindo esse decréscimo para as amostras em condições de revenimento nas diferentes temperaturas.

A diminuição da dureza média se mantém perante o aumento da temperatura de revenimento, e isso era esperado, seguindo previsões frequentemente apresentadas na literatura. Porém na curva se percebe um pequeno aumento na dureza Rockwell C quando se compara o valor médio encontrado para as amostras apenas temperadas com o valor médio para as amostras revenidas a 200 °C, no entanto esse aumento ocorre de um valor médio de 46,7 HRC para um valor de 46,8 HRC, o que representa uma variação muito pouco expressiva em termos de dureza e pode ser desconsiderado em termos de análise para o perfil geral da curva de revenimento.

Houveram pequenos valores de desvio padrão para as diferentes amostras com diferentes tratamentos térmicos, o que era esperado, pois como os valores de dureza Rockwell C foram obtidos na superfície dos corpos de prova todos os pontos da superfície tem semelhante

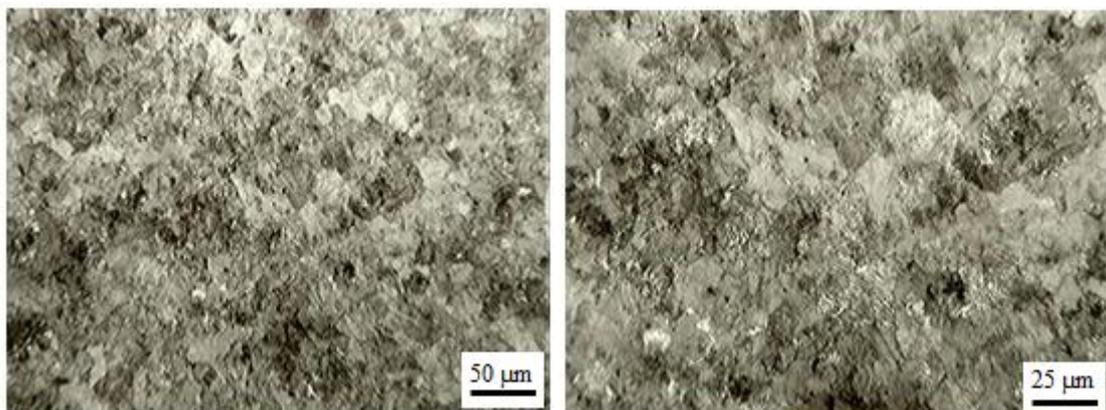
contato com a atmosfera estabelecida, com semelhante capacidade de recebimento ou perda de calor.

Os valores de desvio padrão variaram para as diferentes amostras de 1,2 (para as amostras temperadas) até 3,2 (para as amostras revenidas a 400 °C), todos se apresentando como valores relativamente baixos quando comparados à variações que poderiam ocorrer, por exemplo, no centro dos corpos de prova, região com pontos que possuem diferentes profundidades e contato com a atmosfera estabelecida, com conseqüente diferença no aquecimento e resfriamento consolidados.

Na curva de revenimento não há a representação do corpo de prova apenas normalizado, pois nessa curva se busca analisar a influência do revenimento posterior em amostras temperadas, além da influência da temperatura de revenimento na alteração de propriedades finais do material. No entanto pela análise da tabela é perceptível um grande aumento no valor de dureza quando se compara a dureza HRC média da situação apenas normalizada em relação à dureza HRC média da situação temperada, de um valor médio de 21,8 HRC para a situação normalizada para um valor médio de 46,7 HRC para a situação temperada. Esse elevado aumento da dureza Rockwell C está diretamente relacionado à mudança microestrutural estabelecida pelo tratamento térmico de têmpera, com a formação da microestrutura martensítica de elevada dureza característica.

A figura 50 representa a micrografia obtida para a amostra apenas normalizada.

Figura 50 - Micrografias do corpo de prova apenas normalizado



(a)

(b)

(a) micrografia com aumento de 200X; (b) micrografia com aumento de 400X

Fonte: Produzido pelo autor.

Na figura 50 é percebida uma microestrutura com a presença de dois aspectos predominantes, regiões mais escuras e outras mais claras. Os constituintes identificados são a perlita, referente à região mais escura, e a ferrita, referente à região mais clara. O tratamento de normalização é responsável pelo refinamento e maior uniformidade da microestrutura.

6.2 Resultados do perfil de microdureza Vickers

Os valores obtidos para compor o perfil de microdureza Vickers para os diferentes corpos de prova com diferentes tratamentos térmicos consolidados são representados na tabela 11.

Tabela 11 - Dados obtidos no ensaio de microdureza Vickers

Situação do cp	Valores de microdureza Vickers obtidos nos pontos (HV1)										
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K
Temperado	913	918	905	808	794	577	782	765	745	777	793
Revenido a 200 °C	517	589	686	702	711	711	701	682	657	680	667
Revenido a 250 °C	587	622	643	639	621	621	615	620	633	643	641
Revenido a 300 °C	559	598	620	620	611	615	606	630	602	610	616
Revenido a 350 °C	573	559	567	562	563	577	558	565	558	544	559
Revenido a 400 °C	533	524	529	542	539	535	535	554	547	574	537
Revenido a 450 °C	457	465	472	449	468	465	464	474	465	452	448

Fonte: Produzido pelo autor.

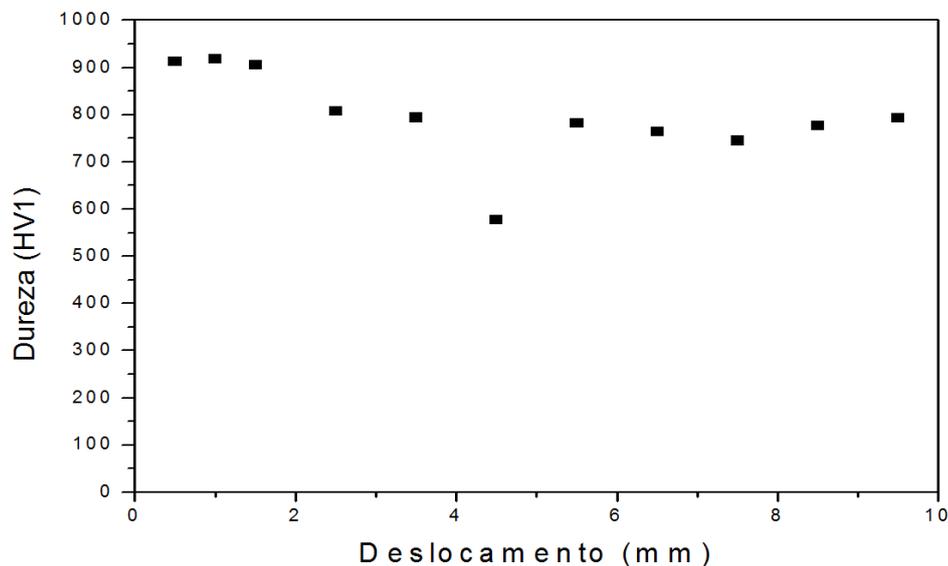
A partir dos dados obtidos no ensaio de microdureza Vickers foram traçadas curvas individuais representativas do comportamento em cada condição de tratamento térmico

estabelecido. As curvas construídas representam as situações dos corpos de prova apenas temperados e dos corpos de prova revenidos a diferentes temperaturas.

Não foi traçado gráfico de perfil de microdureza para o corpo de prova apenas normalizado, pois nessa análise se buscava averiguar aspectos de temperabilidade, de profundidade de geração de martensita, aspecto que não pode ser observado para o caso do estabelecimento apenas da normalização, não sendo situação de interesse nesse caso.

Na figura 51 temos o perfil de microdureza para o corpo de prova apenas temperado.

Figura 51 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova apenas temperado



Fonte: Produzido pelo autor.

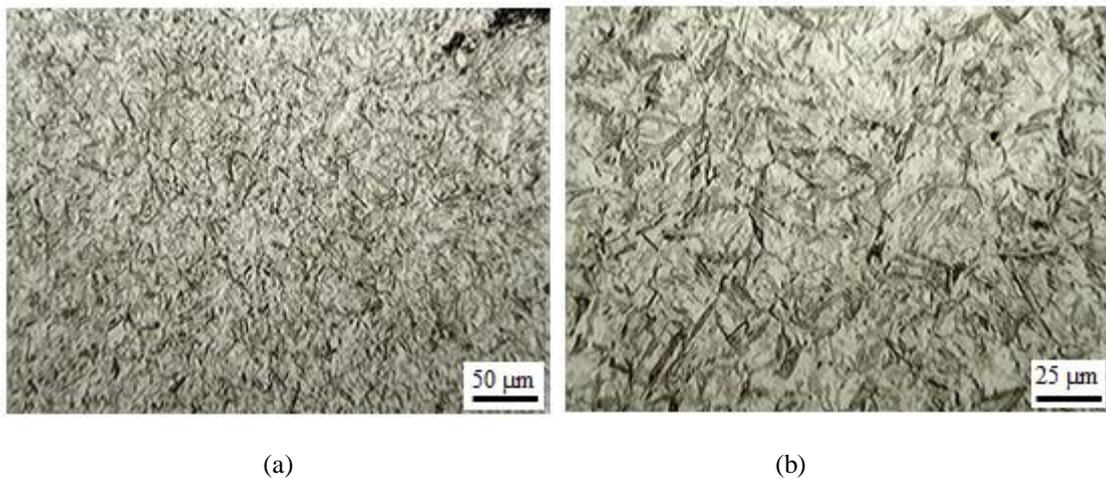
No gráfico percebe-se um comportamento variável da microdureza ao longo do raio com o deslocamento no sentido da superfície para o núcleo. No comportamento geral para a curva se percebe um padrão decrescente para os valores de microdureza encontrados no avanço radial no sentido da superfície para o núcleo, o que era esperado quando comparado com previsões da literatura.

Isso porque essas regiões possuem diferentes profundidades e contato com o ambiente de consolidação do tratamento térmico, dessa forma possuindo diferentes capacidades de ganho e perda de calor. Quanto mais profunda for a região analisada, mais difícil é a troca de calor

dessa região quando comparada a regiões mais superficiais, dificultando a formação de martensita nessas regiões mais próximas ao núcleo. Assim sendo a curva em seu comportamento geral segue as previsões da literatura, de comportamento decrescente para esse perfil de microdureza.

A figura 52 representa a micrografia obtida para a amostra apenas temperada.

Figura 52 - Micrografias do centro do corpo de prova temperado



(a) micrografia com aumento de 200X; (b) micrografia com aumento de 400X

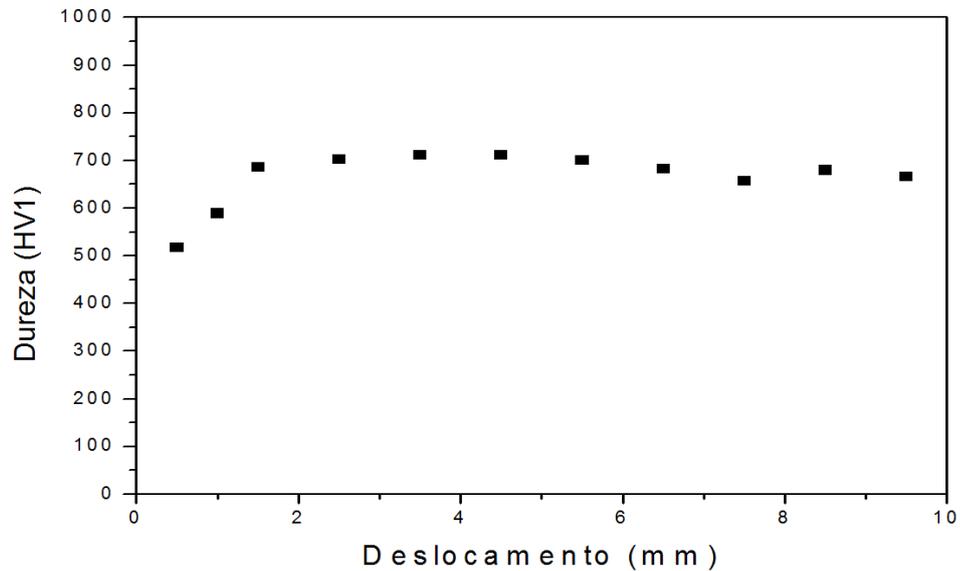
Fonte: Produzido pelo autor.

Na figura 52 é percebida a microestrutura martensítica de formato acicular, microestrutura característica obtida após o tratamento térmico de têmpera nos aços. Pela análise da microestrutura pode-se identificar dois aspectos predominantes, regiões mais escuras e outras mais claras, o que comprova diferentes constituintes da microestrutura analisada.

As regiões mais escuras são referentes às ripas de martensita, as regiões mais claras são referentes à austenita retida. O tratamento térmico anterior de normalização contribui para o aspecto de grande concentração das regiões escuras pela microestrutura, o que se refere a uma estrutura martensítica obtida mais uniforme e refinada.

Na figura 53 temos o perfil de microdureza para o corpo de prova revenido a 200 °C.

Figura 53 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 200 °C



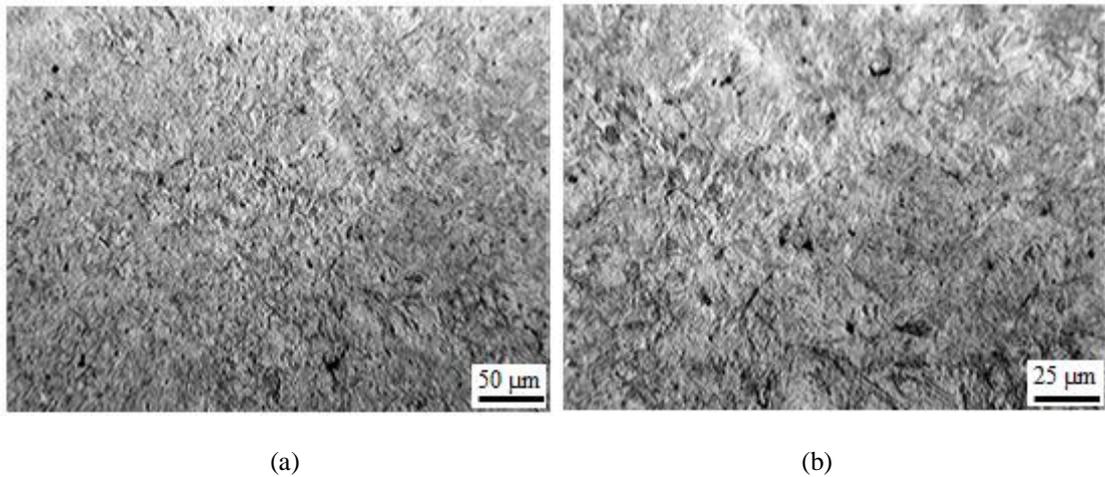
Fonte: Produzido pelo autor.

Na curva é percebido um comportamento variável para a microdureza ao longo do raio quando ocorre o deslocamento no sentido da superfície para o núcleo. No início desse deslocamento é observado um aumento dos valores de dureza, o que foge ao esperado por previsões da literatura, que seria a diminuição desses valores de dureza quando se consideram regiões de maiores profundidades.

Esse comportamento diferente pode ser justificado pelas diferentes distâncias envolvidas no revenimento. Por esse revenimento se efetuar em baixa temperatura (200 °C) se demora um maior tempo para que as regiões mais profundas da sessão transversal obtenham a diminuição de seus valores de dureza perante o tratamento térmico. Regiões mais superficiais sofrem essas transformações antes, pelas menores distâncias envolvidas, o que facilita o encharque nessas regiões, diminuindo os valores de dureza. Assim sendo a diminuição da dureza vai ocorrendo de forma gradual pela sessão transversal começando pelas regiões mais superficiais.

A figura 54 representa a micrografia obtida para a amostra revenida a 200 °C.

Figura 54 - Micrografias do centro do corpo de prova revenido a 200 °C



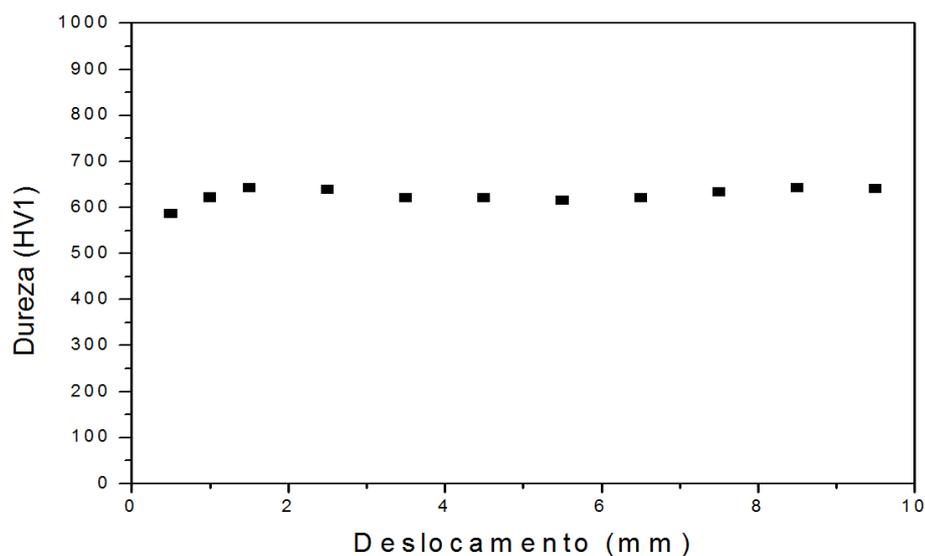
a) revenido a 200 °C com aumento de 200X, b) revenido a 200 °C com aumento de 400X

Fonte: Produzido pelo autor.

Nas figuras 54, 56, 58, 60, 62 e 64 é percebida a alteração da microestrutura em relação à situação de tratamento térmico só de têmpera, com a martensita obtendo formato menos acicular perante o revenimento estabelecido, adquirindo aspecto mais difuso. Na microestrutura que se estabelece ocorre a formação de ferrita e cementita.

Na figura 55 temos o perfil de microdureza para o corpo de prova revenido a 250 °C.

Figura 55 - Gráfico do perfil de microdureza no centro do corpo de prova temperado e revenido a 250 °C



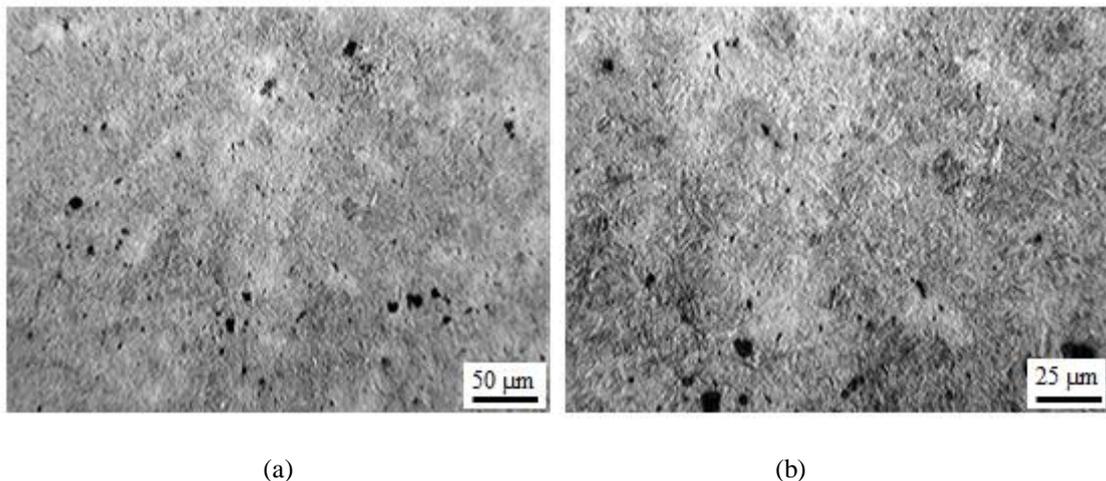
Fonte: Produzido pelo autor.

O comportamento para a microdureza para o deslocamento seguindo o raio no sentido da superfície para o núcleo é semelhante ao observado para o caso do revenimento consolidado na temperatura de 200 °C. É um comportamento variável para o perfil de microdureza, fugindo ao esperado de acordo com a literatura, de diminuição da dureza quando se analisam regiões mais profundas em avanço na sessão transversal.

Para o caso do revenimento a 250 °C se percebe um padrão semelhante ao observado para o revenimento em 200 °C, em que a temperatura ainda baixa produz uma diminuição lenta para os valores de dureza ao longo da sessão transversal, sendo que as regiões mais externas sofrem essa diminuição da dureza pelo encharque antes das regiões mais profundas. É percebido também um estreitamento entre os valores de dureza encontrados, já não tão distantes quanto os encontrados para revenimento em temperatura mais baixa, o que demonstra que houve uma maior uniformidade de encharque para esse caso de revenimento em maior temperatura, tratando a sessão transversal de maneira mais uniforme.

A figura 56 representa a micrografia obtida para a amostra revenida a 250 °C.

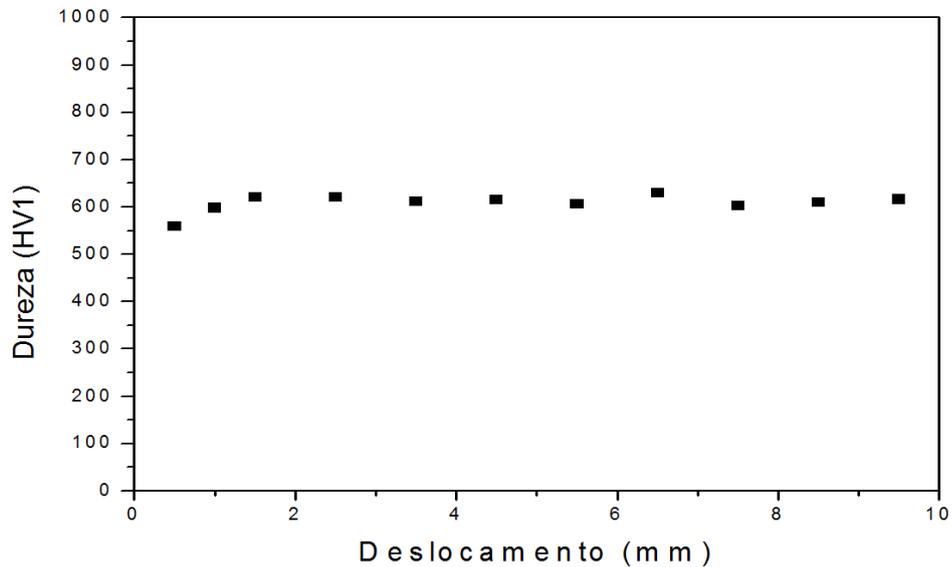
Figura 56 - Micrografias do centro do corpo de prova revenido a 250 °C



a) revenido a 250 °C com aumento de 200X, b) revenido a 250 °C com aumento de 400X

Fonte: Produzido pelo autor.

Na figura 57 temos o perfil de microdureza para o corpo de prova revenido a 300 °C.

Figura 57 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 300 °C

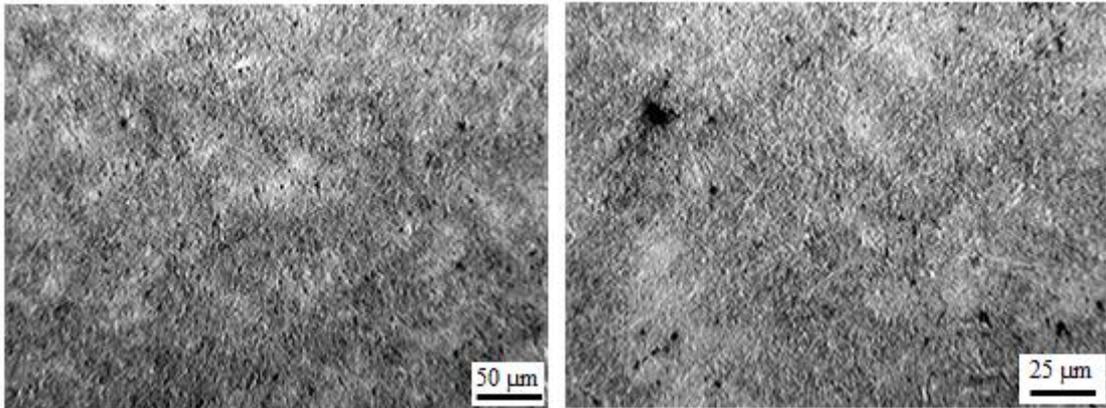
Fonte: Produzido pelo autor.

O comportamento da microdureza para o revenimento a 300 °C possui característica semelhante ao apresentado para as situações anteriores de revenimento a menores temperaturas, um padrão variável e que foge ao esperado para o comportamento de diminuição da dureza com o aumento da profundidade da região analisada.

É percebido que para o revenimento em 300 °C o tratamento térmico não se consolidou de maneira homogênea por toda a sessão transversal, com os valores de dureza diminuindo primeiro nas regiões mais externas, com o encharque ainda não sendo efetivo para regiões mais profundas. Para o revenimento em 300 °C também se percebe um estreitamento entre os valores de dureza encontrados, quando comparado ao tratamento em temperatura mais baixa, o que demonstra um encharque mais homogêneo consolidado, tratando termicamente a sessão transversal de maneira mais homogênea.

A figura 58 representa a micrografia obtida para a amostra revenida a 300 °C.

Figura 58 - Micrografias do centro do corpo de prova revenido a 300 °C



(a)

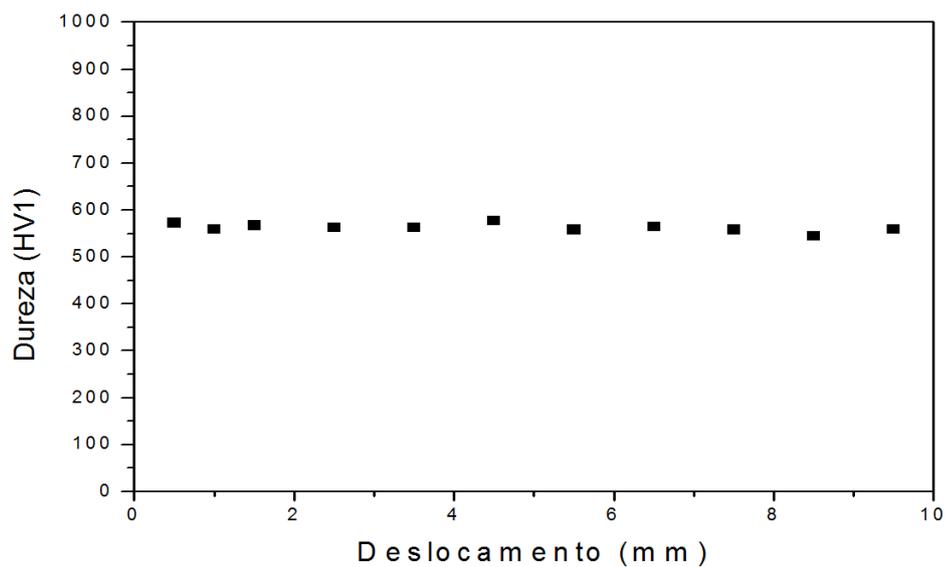
(b)

a) revenido a 300 °C com aumento de 200X, b) revenido a 300 °C com aumento de 400X

Fonte: Produzido pelo autor.

Na figura 59 temos o perfil de microdureza para o corpo de prova revenido a 350 °C.

Figura 59 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 350 °C



Fonte: Produzido pelo autor.

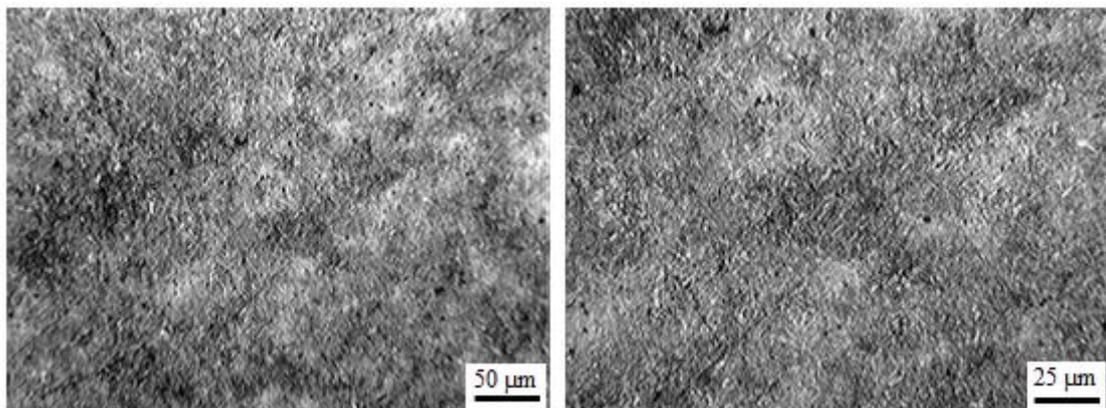
O comportamento da microdureza para o revenimento a 350 °C já é bastante distinto ao padrão observado para as temperaturas de revenimento anteriores. Isso se deve ao fato dessa maior temperatura do revenimento ser responsável por consolidar um encharque mais homogêneo por toda a sessão transversal, possibilitando uma diminuição dos valores de dureza de maneira mais efetiva por toda a sessão.

Assim sendo, mesmo regiões de maior profundidade começam a ser tratadas termicamente, tendo seus valores de dureza diminuídos, da mesma maneira que as regiões mais externas já vinham sendo tratadas em temperaturas menores. Assim sendo o comportamento da curva já começa a se aproximar mais do esperado de acordo com a literatura, um padrão decrescente de acordo com que ocorre o deslocamento radial no sentido da superfície para o núcleo.

É perceptível que os valores de dureza para esse revenimento em 350 °C já são muito mais próximos que os referentes à sessão transversal nos revenimentos em menores temperaturas, decorrente desse encharque mais efetivo por toda a sessão.

A figura 60 representa a micrografia obtida para a amostra revenida a 350 °C.

Figura 60 - Micrografias do centro do corpo de prova revenido a 350 °C



(a)

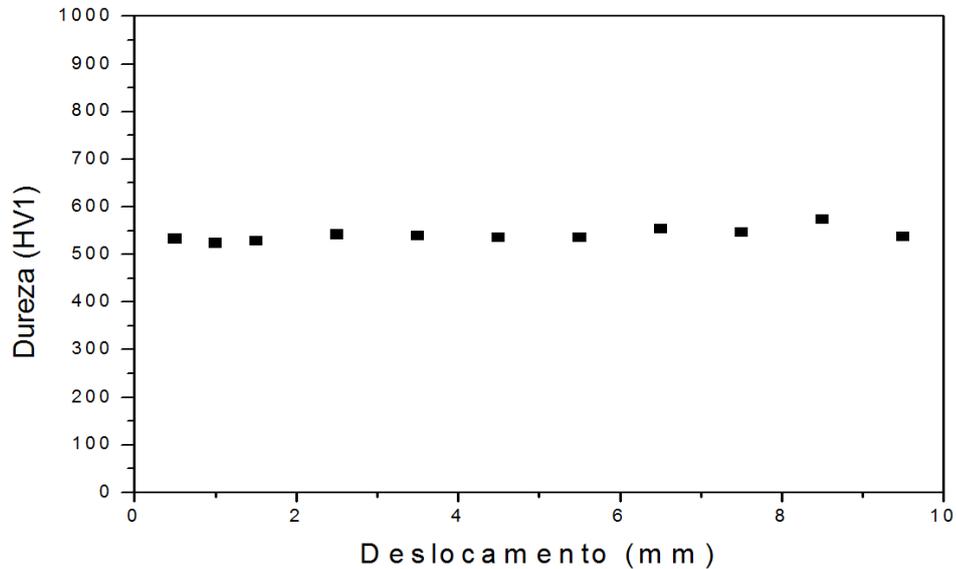
(b)

a) revenido a 350 °C com aumento de 200X, b) revenido a 350 °C com aumento de 400X

Fonte: Produzido pelo autor.

Na figura 61 temos o perfil de microdureza para o corpo de prova revenido a 400 °C.

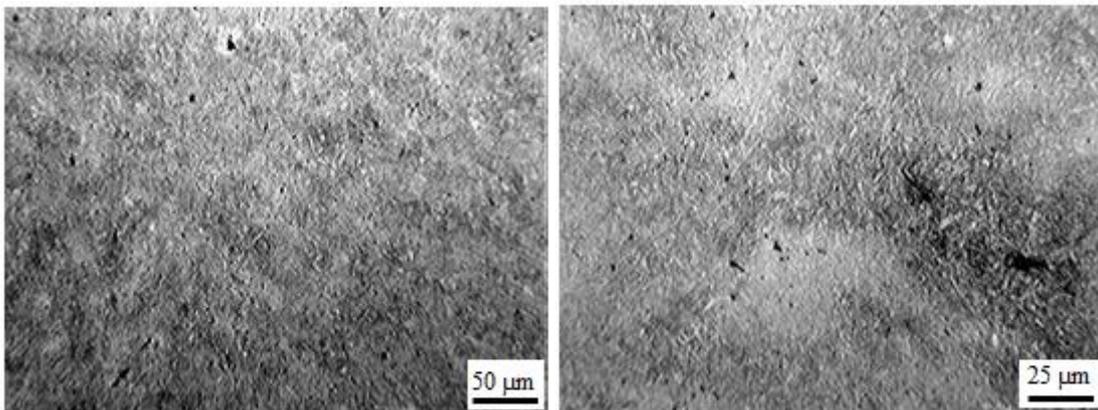
Figura 61 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 400 °C



Fonte: Produzido pelo autor.

O comportamento da microdureza para o revenimento a 400 °C segue um padrão semelhante ao observado para o revenimento a 350 °C. O encharque já se efetiva de maneira mais homogênea por toda a sessão transversal, com diminuição da dureza ocorrendo nas diferentes regiões da sessão, comportamento mais próximo do esperado de acordo com a literatura. Mesmo em regiões mais profundas a diminuição de dureza se consolida, e é observado um estreitamento para os valores de dureza encontrados para as diferentes regiões, com menores variações para a dureza em diferentes regiões. A figura 62 representa a micrografia obtida para a amostra revenida a 400 °C.

Figura 62 - Micrografias do centro do corpo de prova revenido a 400 °C



(a)

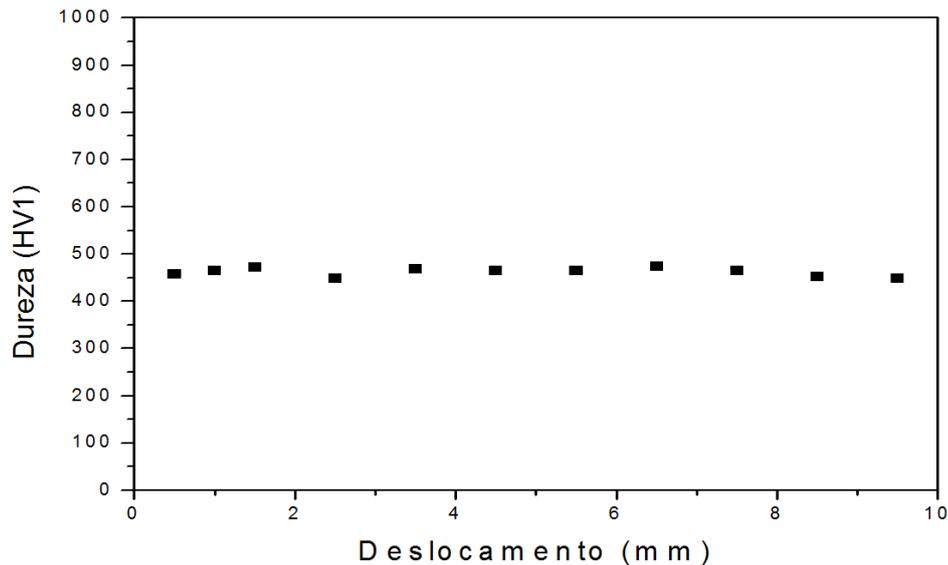
(b)

a) revenido a 400 °C com aumento de 200X, b) revenido a 400 °C com aumento de 400X

Fonte: Produzido pelo autor.

Na figura 63 temos o perfil de microdureza para o corpo de prova revenido a 450 °C.

Figura 63 - Gráfico do perfil de microdureza do corpo de prova revenido a 450 °C



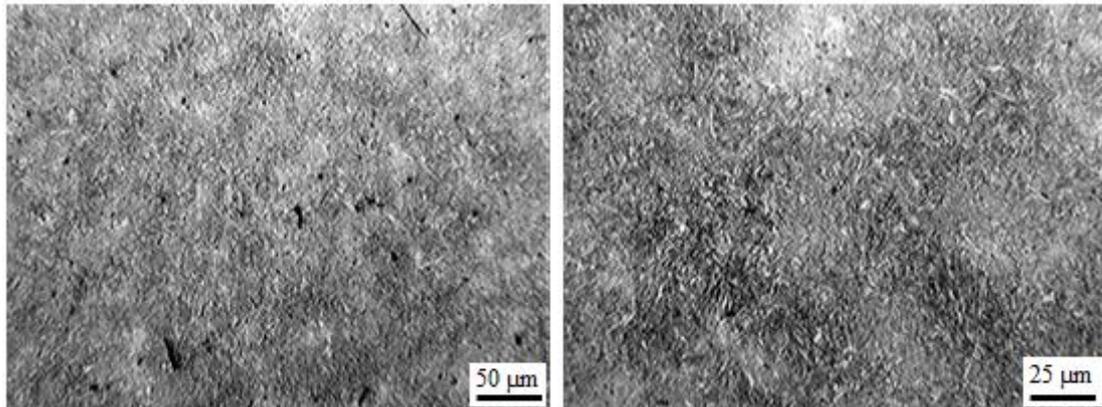
Fonte: Produzido pelo autor.

O comportamento da microdureza para o revenimento a 450 °C é o que mais se aproxima ao esperado de acordo com a literatura, de diminuição dos valores de dureza quando se desloca radialmente no sentido do centro para o núcleo. Temos que para essa que é a maior temperatura de revenimento consolidada o encharque ao longo da sessão transversal ocorre de maneira mais efetiva tratando termicamente as diferentes profundidades da sessão.

Com a análise do revenimento a 450 °C em relação aos revenimentos em menores temperaturas percebemos que a temperatura de revenimento desempenha grande influência para esse encharque mais homogêneo da sessão transversal, provocando uma diminuição mais efetiva da dureza ao longo da sessão nas diferentes profundidades. Para um mesmo tempo de encharque a maior temperatura consolida um revenimento mais efetivo nas diferentes profundidades da sessão transversal.

A figura 64 representa a micrografia obtida para a amostra revenida a 450 °C.

Figura 64 - Micrografias do centro do corpo de prova revenido a 450 °C



(a)

(b)

a) revenido a 450 °C com aumento de 200X, b) revenido a 450 °C com aumento de 400X

Fonte: Produzido pelo autor.

6.3 Discussão dos resultados

Nem todas as curvas atenderam ao comportamento esperado de diminuição dos valores de dureza quando se colhem valores para o perfil desde a periferia da amostra até o núcleo. Isso pode ser explicado pela alta temperabilidade do aço, contribuindo para que a profundidade de formação da estrutura martensítica seja alta, o que pode ter influenciado na obtenção de valores altos de dureza no núcleo, região que devido à maior distância e menor contato com o meio de resfriamento deveria possuir resfriamento mais lento que as demais, resultando em menor formação de estrutura martensítica comparativamente com a periferia da amostra.

As alterações em relação ao comportamento esperado de diminuição da dureza quando se colhem valores desde a periferia até o núcleo dos corpos de prova podem também ser explicadas pelas dimensões dos corpos de prova, com sessões transversais de pequeno diâmetro (19,4 mm), que pode ter influenciado dificultando a consolidação de variações significativas do resfriamento nas diferentes regiões ao longo da sessão transversal das amostras, em que a região do núcleo por condição de resfriamento mais lento deveria apresentar menores valores de dureza em relação à periferia da amostra.

Analisando comparativamente as microestruturas obtidas para as diferentes temperaturas de revenimento é possível identificar a modificação do formato da martensita com o aumento da temperatura de revenimento utilizada. Com o aumento da temperatura de revenimento é perceptível que a martensita se torna menos acicular, assumindo a microestrutura uma forma mais difusa. No entanto, de maneira geral, é perceptível que quando se estabelece o tratamento posterior de revenimento nas amostras temperadas a nova microestrutura que se estabelece é a da martensita revenida, com presença das agulhas de martensita de formato relativamente difuso, com os contornos de grão pouco definidos. Essa microestrutura da martensita revenida consiste em partículas de cementita extremamente pequenas e uniformemente dispersas em uma matriz martensítica.

Pela análise das microestruturas relativas ao revenimento à diferentes temperaturas foi possível notar que a martensita apesar de sofrer alterações graduais em seu formato acicular, tendo esse caráter reduzido perante o aumento da temperatura de revenimento, se manteve estabilizada nas temperaturas de revenimento analisadas no trabalho. Essa estabilidade da microestrutura martensítica tem influência direta dos elementos de liga presentes no aço AISI 5150, sendo que Cr e Si atuam na medida dessa estabilização do constituinte, assim como o Mn não contribui para essa estabilização. Elementos de liga atuam na medida de estabilização de fases e constituintes diferentes para os aços.

7 CONCLUSÕES

A partir do que foi desenvolvido no trabalho e das análises de resultados obtidos na parte experimental pode-se concluir:

- De maneira geral percebeu-se a diminuição da dureza média perante o aumento da temperatura de revenimento. Esse comportamento predominante obtido para a curva de revenimento segue previsões da literatura acerca da influência do tratamento térmico de revenimento após a têmpera.
- Os pequenos valores de desvio padrão para a dureza Rockwell C na superfície dos diferentes corpos de prova estava também nas previsões de acordo com o apresentado na literatura, pois como são valores obtidos na superfície todos os pontos analisados na superfície possuem semelhante contato externo e calor cedido ou removido. Dessa maneira era esperado uma pequena oscilação dos valores colhidos em relação ao valor médio para uma mesma situação de tratamento térmico.
- É percebido um elevado aumento nos valores de dureza Rockwell C quando se compara a condição do corpo de prova apenas normalizado com a condição em que se estabelece a têmpera posterior. Esse comportamento era esperado, pela formação de microestrutura martensítica pelo tratamento térmico de têmpera, que é responsável por elevar muito o valor da dureza no material.
- A temperatura de revenimento exerceu grande influência nos perfis de microdureza obtidos para as diferentes situações de tratamento térmico. Menores temperaturas de revenimento não foram efetivas em realizar o encharque por toda a sessão transversal dos corpos de prova, assim sendo regiões mais externas foram tratadas em maior escala que as regiões próximas ao núcleo. Para maiores temperaturas de revenimento o tratamento térmico se consolidou de maneira mais efetiva, para igual tempo de encharque, promovendo a diminuição da dureza de forma mais homogênea ao longo da sessão transversal dos corpos de prova.
- O comportamento para o caso da temperabilidade fugiu em algumas situações do que se esperava, pois o comportamento esperado seria o de diminuição dos valores de microdureza à medida que fossem averiguados pontos mais próximos do centro quando a se seguir o sentido do centro em avanço radial. Esses desvios em relação ao comportamento esperado podem estar relacionados principalmente à alta temperabilidade encontrada para o aço AISI 5150, auxiliando que martensita fosse

formada em regiões mais internas aumentando o valor de dureza no centro, e às dimensões dos corpos de prova utilizados, cujo pequeno diâmetro pode ter dificultado o fato de encontrar valores muito diferentes de microdureza para as diferentes profundidades.

- Além da transformação de formação da martensita pós têmpera, a outra transformação microestrutural que influenciou muito nos resultados obtidos no trabalho é a de formação de ferrita e cementita a partir da martensita, obtida para as diferentes temperaturas de revenimento.
- É percebido que com a formação da martensita revenida, a estrutura martensítica mesmo com alterações de formato se manteve estabilizada nas temperaturas de revenimento utilizadas no trabalho, o que pode estar diretamente ligado à ação de elementos de liga estabilizadores como o Cr e o Si, que atuam na medida de estabilizar a martensita.

REFERÊNCIAS

- ASM HANDBOOK. **Alloy Phase Diagrams**. Ohio: ASM International, 1992. v.3. 512p.
- ASM HANDBOOK. **Desk Edition**. Ohio: ASM International, 1998. v.2. 1521p.
- ASM HANDBOOK. **Heat treating**. Ohio: ASM International, 1991. v.4. 1012p.
- ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. Ohio: ASM International, 1990. v.1. 1063p.
- CALLISTER JR., W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 623p.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM, 2012. 599p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008. 672p.
- HILL, R.; ABBASCHIAN, R. L. **Physical Metallurgy Principles**. 4. ed. Stamford: Cengage Learning, 1982. 769p.
- MARCOMINI, J. B.; GOLDENSTEIN, H. Nova liga Fe-C-Mn-Si-Cr para rolamentos: Curvas de revenimento e fragilização da martensita revenida. São Paulo: **Tecnol. Metal. Mater. Miner.** v. 9, n. 4, p. 324-329, 2012.
- SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2010. 648p.
- SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: fundamentos teóricos e práticos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 304p.