

**UNIVERSIDADE DO VALE DO RIO DOS SINOS - UNISINOS
UNIDADE ACADÊMICA DE GRADUAÇÃO
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

LEONARDO DUPONT

**APLICAÇÃO E ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO Q&P EM COMPARAÇÃO
COM AUSTÊMPERA E TÊMPERA /REVENIDO EM AÇO AISI/SAE 9260**

**São Leopoldo
2019**

LEONARDO DUPONT

**APLICAÇÃO E ANÁLISE DO TRATAMENTO TÉRMICO Q&P EM COMPARAÇÃO
COM AUSTÊMPERA E TÊMPERA /REVENIDO EM AÇO AISI/SAE 9260**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica, pelo Curso de Engenharia Mecânica da Universidade do Vale do Rio dos Sinos - UNISINOS.

Orientador: Prof. Lauro Correa Romeiro

São Leopoldo

2019

AGRADECIMENTOS

A gratidão é, de fato, uma grande virtude, da qual se derivam outras tantas de igual valor. Portanto, quero aqui agradecer àqueles que foram fundamentais para a construção deste trabalho, cada qual, à sua maneira.

Ao professor Lauro, pela indicação do tema, por todo esmero, dedicação, interesse e preocupação para que o trabalho fosse o melhor possível.

Aos meus pais, Remi e Neiva, pelo apoio e condições de fazer inúmeras ligações telefônicas e usar máquinas e equipamentos para a fabricação dos corpos de prova e realização de pré-testes.

Ao Cleiber e à Raquel, da Laminação São Joaquim, pelo esforço, atenção e boa vontade no fornecimento do aço e suas informações utilizadas neste trabalho.

Ao Mauro, da Termo Aço, pela receptividade e flexibilidade em possibilitar que os tratamentos térmicos fossem executados conforme planejados.

Aos laboratoristas da UNISINOS: Diego, Éder, Clayton e Lucas, pela atenção e suporte na realização de todos os ensaios e usinagens.

A todos, meus sinceros agradecimentos.

“O aço nos levará a ser mais altos, mais rápidos e mais fortes”.

Yong Gan

RESUMO

A proposta deste trabalho consiste em analisar as propriedades mecânicas do aço AISI/SAE 9260 submetido ao recente tratamento térmico de Q&P — têmpera parcial e particionamento — e comparar seus resultados com os tratamentos térmicos convencionais de austêmpera e têmpera/revenido aplicados ao mesmo aço. Foram quatro variações de tempo e temperatura para os tratamentos térmicos de Q&P, além de duas variações para a têmpera/revenido e uma para a austêmpera. Estes últimos tiveram seus parâmetros definidos com o propósito de alcançar níveis de dureza similares aos dos tratamentos de Q&P, e assim, ser possível a avaliação do tratamento térmico que proporciona o melhor equilíbrio entre propriedades mecânicas de resistência e ductilidade. Para a análise, os resultados foram agrupados de acordo com o nível de dureza das amostras, e assim, uma avaliação acerca das demais propriedades mecânicas pôde ser realizada, sobretudo da tenacidade. Estas amostras, que tiveram a forma de corpos de prova, foram submetidas a ensaios de dureza, impacto e tração. Suas geometrias e dimensões seguiram recomendações das normas da Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) respectivas a cada ensaio. Os resultados indicaram que um dos tratamentos de Q&P conferiu ao aço AISI/SAE 9260 uma combinação superior de propriedades mecânicas em relação à austêmpera e têmpera/revenido de nível de dureza similar.

Palavras-chave: Q&P. Particionamento. 9260. Equilíbrio de propriedades mecânicas.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama IT para o aço AISI/SAE 9260	17
Figura 2 – Diagrama CCT para o aço AISI/SAE 9260.....	18
Figura 3 – Diagrama de transformação para têmpera/revenido	20
Figura 4 – Diagrama de transformação para austêmpera	23
Figura 5 – Tabela de efeito da velocidade de resfriamento e do resfriamento interrompido sobre a quantidade de austenita retida	25
Figura 6 – Diagrama do processo Q&P.....	27
Figura 7 – Diagrama do processo Q&P contendo representação do carbono contido nas microestruturas.....	28
Figura 8 – Quantidade prevista de austenita retida de acordo com o percentual de carbono	30
Figura 9 – Representação do método de ensaio de dureza Rockwell	36
Figura 10 – Representação do método de ensaio de dureza Vickers	37
Figura 11 – Fluxograma da Metodologia	39
Figura 12 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto Charpy com entalhe em U	45
Figura 13 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração	47
Figura 14 – Diagrama representativo dos tratamentos de têmpera/revenido.....	53
Figura 15 – Diagrama IT com representação das linhas de resfriamento da austêmpera	54
Figura 16 – Diagrama representativo do tratamento de Q&P	56

LISTA DE FOTOGRAFIAS

Fotografia 1 – Marcações nos corpos de prova	43
Fotografia 2 – Caixa com divisórias para os tratamentos térmicos	44
Fotografia 3 – Corpo de prova para ensaio de impacto com entalhe	46
Fotografia 4 – Microscópio ótico Olympus CX31.....	49
Fotografia 5 – Amostras para metalografia	49
Fotografia 6 – Microestrutura do aço AISI/SAE 9260 no estado de fornecimento com ataque químico de Nital a 2%.....	50
Fotografia 7 – Camada descarbonetada do aço com ataque químico de Nital a 2%	51
Fotografia 8 – Banhos de sal com indicação de temperatura da empresa Termo Aço	57
Fotografia 9 – Amarração dos corpos de prova para os tratamentos térmicos	57
Fotografia 10 – Máquina de ensaio de impacto.....	58
Fotografia 11 – Corpos de prova para ensaio de impacto à -20 °C.....	59
Fotografia 12 – Máquina universal de ensaios MTS	60
Fotografia 13 – Durômetro Mitutoyo HR-400 para o método Rockwell	61
Fotografia 14 – Durômetro Heckert para o método Vickers	62
Fotografia 15 – Microestrutura do Q&Pa com ataque químico de Nital a 2%	67
Fotografia 16 – Microestrutura do Q&Pb com ataque químico de Nital a 2%	68
Fotografia 17 – Microestrutura do T&Rb com ataque químico de Nital a 2%.....	69
Fotografia 18 – Microestrutura do AUS com ataque químico de Nital a 2%.....	73
Fotografia 19 – Microestrutura do Q&Pd com ataque químico de Nital a 2%	74
Fotografia 20 – Microestrutura do T&Ra com ataque químico de Nital a 2%.....	75
Fotografia 21 – Microestrutura do Q&Pc com ataque químico de Nital a 2%.....	78

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de Q&Pa.....	64
Gráfico 2 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de Q&Pb.....	64
Gráfico 3 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de T&Rb.....	65
Gráfico 4 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de AUS.....	70
Gráfico 5 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de Q&Pd.....	70
Gráfico 6 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de T&Ra.....	71
Gráfico 7 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de Q&Pc.....	76

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Designações dos corpos de prova e resumo de parâmetros dos tratamentos térmicos.....	41
Quadro 2 – Resultados dos ensaios do Grupo I: Q&Pa, Q&Pb e T&Rb	65
Quadro 3 – Resultados dos ensaios do Grupo II: AUS, Q&Pd e T&Ra.....	71
Quadro 4 – Resultados dos ensaios do Grupo III: Q&Pc	76

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AHSS	<i>Advanced High-Strength Steels</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
CFC	Cúbica de Face Centrada
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
IT	<i>Isothermal Transformation</i>
NBR	Norma Brasileira
PSE	<i>Product Strength-Elongation</i>
Q&P	<i>Quenching and Partitioning</i>
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
UNISINOS	Universidade do Vale do Rio dos Sinos

LISTA DE SÍMBOLOS

Si	Silício
Mn	Manganês
%	por cento
Cr	Cromo
C	Carbono
M_i	início de transformação em martensita
°C	grau,s Celsius
M_f	final de transformação em martensita
Al	Alumínio
σ	tensão
MPa%	Megapascal por cento
HRC	<i>Hardness Rockwell C</i>
N	Newton
s	segundo, s
HV	<i>Hardness Vickers</i>
kgF	quilograma-força
mm	milímetro, s
μm	micrometro, s
σ_{esc}	tensão de escoamento
$\epsilon\%$	alongamento percentual
$\sigma_{\text{máx}}$	tensão máxima
J	Joule
MPa	Megapascal

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
1.1 Objetivos	14
1.1.1 Objetivo Geral	14
1.1.2 Objetivos Específicos	14
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	16
2.1 Aço AISI/SAE 9260	16
2.2 Tratamentos Térmicos Convencionais.....	19
2.2.1 Têmpera	19
2.2.2 Revenido	22
2.2.3 Austêmpera	22
2.3 Austenita Residual	24
2.4 Q&P - Têmpera Parcial e Particionamento.....	25
2.5 Meios de Resfriamento e Manutenção de Temperaturas.....	31
2.6 Ensaios e Propriedades Mecânicas.....	32
2.6.1 Resistência à Tração.....	32
2.6.2 Dureza.....	34
2.6.3 Tenacidade.....	37
3 METODOLOGIA	39
3.1 Matéria-prima.....	40
3.2 Designações dos Corpos de Prova, Resumo dos Parâmetros dos Tratamentos Térmicos e Análises de Comparação	40
3.3 Corpos de prova: preparação, quantidades, geometria e dimensões.....	42
3.3.1 Corpos de Prova para Ensaio de Impacto.....	44
3.3.2 Corpos de Prova para Ensaio de Tração	47
3.3.3 Corpos de Prova para Ensaio de Dureza	47
3.3.4 Amostras e Método de Análise Metalográfica	48
3.4 Parâmetros dos Tratamentos Térmicos Convencionais.....	51
3.4.1 Parâmetros da Têmpera/Revenido	52
3.4.2 Parâmetros da Austêmpera.....	53
3.5 Parâmetros do Q&P	54
3.6 Instalações dos Tratamentos Térmicos	56
3.7 Ensaios Mecânicos	58

3.7.1 Ensaio de Impacto.....	58
3.7.2 Ensaio de Tração	59
3.7.3 Ensaio de Dureza.....	61
4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	63
4.1 Grupo I (59,3 - 61,2 HRC): Tratamentos Térmicos Q&Pa, Q&Pb e T&Rb.....	63
4.1.1 Análise Metalográfica Q&Pa, Q&Pb e T&Rb	67
4.2 Grupo II (43 - 44,5 HRC): Tratamentos Térmicos AUS, Q&Pd e T&Ra	69
4.2.1 Análise Metalográfica AUS, Q&Pd e T&Ra	73
4.3 Grupo III (53,5 HRC): Tratamento Térmico Q&Pc	75
4.3.1 Análise Metalográfica Q&Pc.....	77
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	79
5.1 Sugestões para Trabalhos Futuros	80
REFERÊNCIAS.....	81
ANEXO A – NÚMERO DA CORRIDA E COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	83

1 INTRODUÇÃO

A crise do petróleo no século passado talvez tenha sido um dos principais sinais da finitude dos recursos naturais do nosso planeta. Na indústria siderúrgica, os reflexos foram grandes em função da demanda por materiais que apresentassem melhores propriedades mecânicas e assim ser possível a redução do peso dos equipamentos, sobretudo dos automóveis, para redução do consumo de recursos naturais tanto na fabricação quanto na utilização destes produtos. (GORNI, 2008).

Os aços estão mudando constantemente devido às contribuições da física, da química, da metalurgia, demandas de mercado, processamento facilitado, etc. Não há dúvidas que continuará a ser o material dominante no futuro e os esforços são direcionados para obtenção de aços de alto desempenho, com baixo custo e reduzido impacto no meio ambiente. (GAN, 2011).

Ligas leves, sobretudo com adição de magnésio, tiveram seu uso limitado em função da baixa conformabilidade e de limitações na resistência a esforços mecânicos, apesar da massa específica ser bastante inferior a dos aços. Em contrapartida, na década de 1990, os esforços da indústria siderúrgica para responder às demandas se intensificaram e então surgiu um grupo de aços denominado *Advanced High-Strength Steels* (AHSS), ou, Aços Avançados de Alta Resistência, que engloba vários tipos de aços desenvolvidos ao longo dos últimos anos e que visam aliar propriedades de resistência e ductilidade. Entre eles, estão os aços *Dual-Phase* (DP), *Multi-Phase*, *Interstitial Free* (IF), TWIP, TRIP. (GORNI, 2008).

Recentemente, surgiram os aços Q&P, que são os aços submetidos ao tratamento térmico de *Quenching and Partitioning*, ou, Têmpera Parcial e Particionamento. Estes aços, apesar de não serem muito conhecidos ainda, já são considerados parte do grupo dos AHSS. (SPEER *et al.*, 2014). Por esta razão, são o principal tema de estudo deste trabalho, e, apesar do aço AISI/SAE 9260 não apresentar características relacionadas à composição química que o associem ao grupo dos AHSS, seu teor de silício tem importante relevância para o tratamento térmico de Q&P, o que será reconhecido pelo leitor ao longo do trabalho.

A justificativa para a escolha da comparação do tratamento térmico de Q&P com os tratamentos térmicos de austêmpera e de têmpera/revenido é pela conhecida aplicação destes dois últimos na indústria e a possibilidade do Q&P vir a

ser uma opção para substituí-los em algumas aplicações. Por consequência, e devido a ser uma descoberta recente, o processo de Q&P será abordado de forma mais detalhada em relação aos demais tratamentos térmicos, com apresentação das suas possibilidades de aplicação, variáveis de processo e mecanismos de formação das microestruturas por ele originadas.

Com muito uso de referências bibliográficas em língua estrangeira, sobretudo o inglês, o leitor deve considerar, toda vez que houver citação de uma destas obras, que o texto foi traduzido pelo autor. Posto aqui para não reincidir esta informação em demasia no trabalho.

Ademais, o corpo do trabalho está estruturado com uma fundamentação teórica para embasar o que será desenvolvido — com ênfase ao processo Q&P, para maior conhecimento do leitor —, apresentação dos métodos e processos envolvidos nos tratamentos térmicos, nos ensaios e nas análises, apresentação dos resultados de forma clara e objetiva, com discussão, e, por fim, as considerações finais do autor, enfocando o atendimento aos objetivos propostos e outros pontos de relevância relacionados ao tema.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

O principal objetivo deste trabalho é comparar os resultados dos tratamentos térmicos de Q&P com os resultados dos tratamentos térmicos convencionais — austêmpera e têmpera/revenido —, para observar qual destes proporciona melhor equilíbrio de propriedades mecânicas em um aço AISI/SAE 9260.

1.1.2 Objetivos Específicos

Em conjunto com o objetivo geral, os seguintes objetivos específicos são propostos para este trabalho:

- a) buscar alguns parâmetros de tempo e temperatura adequados para o tratamento térmico de Q&P em aço AISI/SAE 9260 com previsão das propriedades mecânicas resultantes;

- b) adequar os parâmetros de tempo e temperatura dos tratamentos térmicos convencionais de austêmpera e têmpera/revenido para alcançar níveis de dureza compatíveis com os valores obtidos a partir dos tratamentos térmicos de Q&P;
- c) avaliar a dureza, a tenacidade, a resistência, a ductilidade e a combinação destas propriedades resultantes dos tratamentos térmicos;
- d) analisar as microestruturas oriundas de cada tratamento térmico;
- e) verificar a efetividade do tratamento térmico de Q&P quanto a conferir equilíbrio de propriedades mecânicas.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Nesta seção, há um breve resumo sobre os processos de tratamentos térmicos convencionais utilizados neste trabalho e uma explanação mais detalhada acerca do tratamento térmico de Q&P, por se tratar de um processo muito recente, pouco conhecido e passível ainda de muita pesquisa. Além disso, informações sobre o aço AISI/SAE 9260, o papel e importância da austenita residual e as propriedades mecânicas analisadas, com detalhamento de seus respectivos ensaios, são expostas como base para este trabalho.

2.1 Aço AISI/SAE 9260

Este aço é, de acordo com Chiaverini (1986b), ao silício-manganês (Si-Mn), contendo entre 1,80% e 2,20% de silício (Si), 0,70% a 1,00% de manganês (Mn), e ainda pode conter até 0,65% de cromo (Cr), além do carbono (C) compreendido entre 0,55% e 0,65% da massa. É um aço ligado, porém com baixa liga.

O manganês presente na composição química deste aço tem a função de aumentar a resistência e melhorar a tenacidade. Isto se deve pela promoção do refinamento das lamelas de perlita, que ocorre quando este elemento é encontrado em teores mais altos — como é o caso do aço AISI/SAE 9260. Porém, não é muito efetivo quando se trata de refinar o grão da austenita, embora auxilie na retenção desta em temperaturas mais baixas. (SOUZA, 1989).

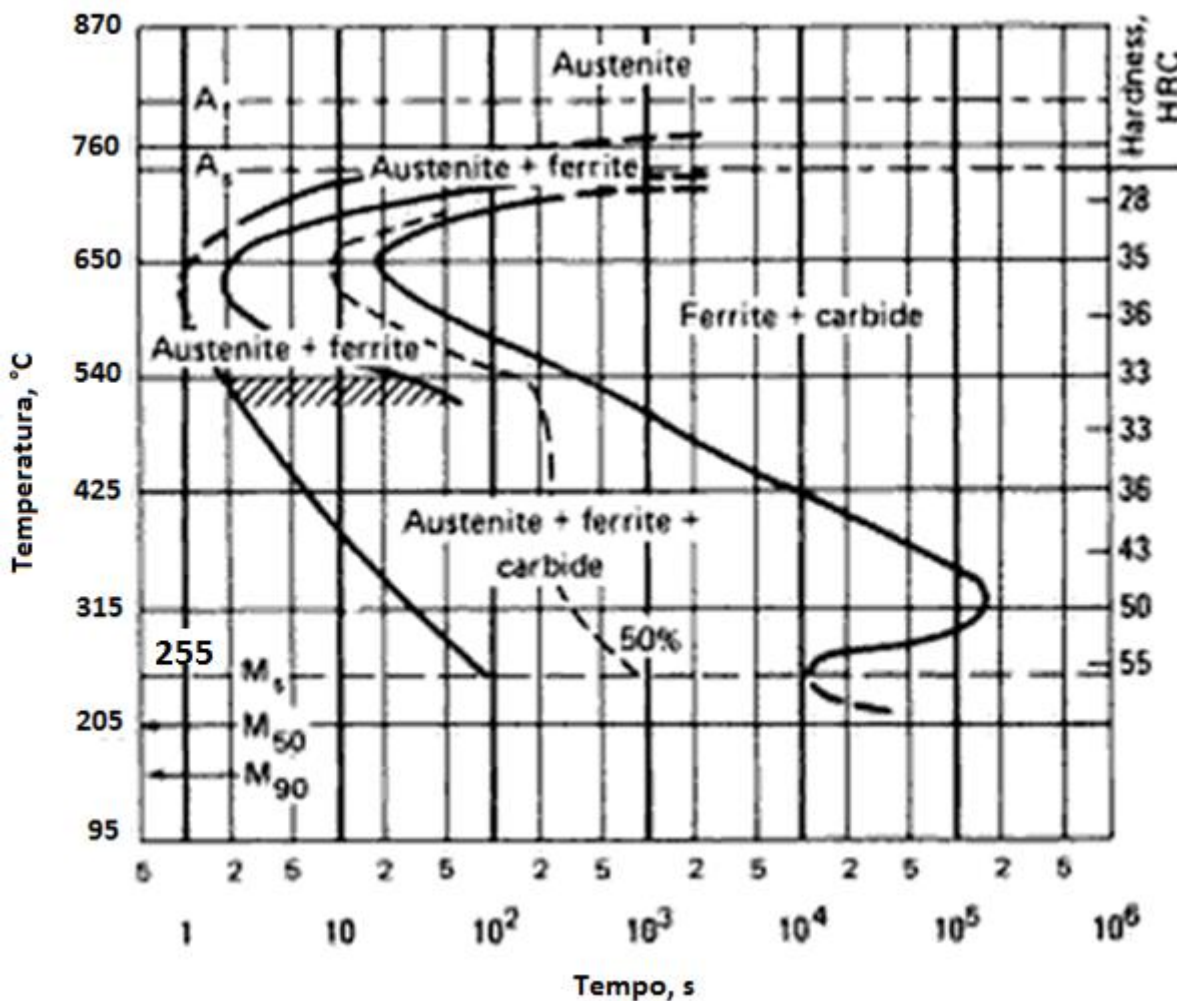
Já o silício confere ao aço uma fase elástica maior e superior resistência à fadiga. No entanto, sua principal função — especialmente importante para este aço e este trabalho —, é suprimir a formação de cementita, favorecendo o consequente enriquecimento de carbono pela austenita, o que auxilia em sua estabilização. (SOUZA, 1989). Este fenômeno será abordado mais adiante com maior detalhamento.

A principal aplicação deste aço na indústria é na fabricação de molas para condições de serviço mais severas, onde os limites de elasticidade e/ou resistência à tração devem ser maiores. Além disso, há a vantagem deste aço apresentar superior resistência à corrosão e ao amolecimento em relação aos aços-carbono comuns utilizados na fabricação de molas. (CHIAVERINI, 1986b). Outra possível aplicação é sua utilização para fabricação de navalhas de corte para máquinas do

setor sucroalcooleiro. Sua composição química é, de acordo com Chandler (1995), muito próxima à do aço S4, conforme designação da AISI. Este, por sua vez, é um aço ferramenta da classe “S”, destinado para aplicações onde seja importante a resistência ao choque.

Ferramenta de auxílio para determinação das temperaturas de realização dos tratamentos térmicos deste trabalho, o diagrama de transformação isotérmica IT (*Isothermal Transformation*) fornece as curvas de transformação do aço considerando o tempo e a temperatura em que estiver, indicando a(s) microestrutura(s) presente(s). A figura 1 nos revela estas informações para o aço AISI/SAE 9260.

Figura 1 – Diagrama IT para o aço AISI/SAE 9260

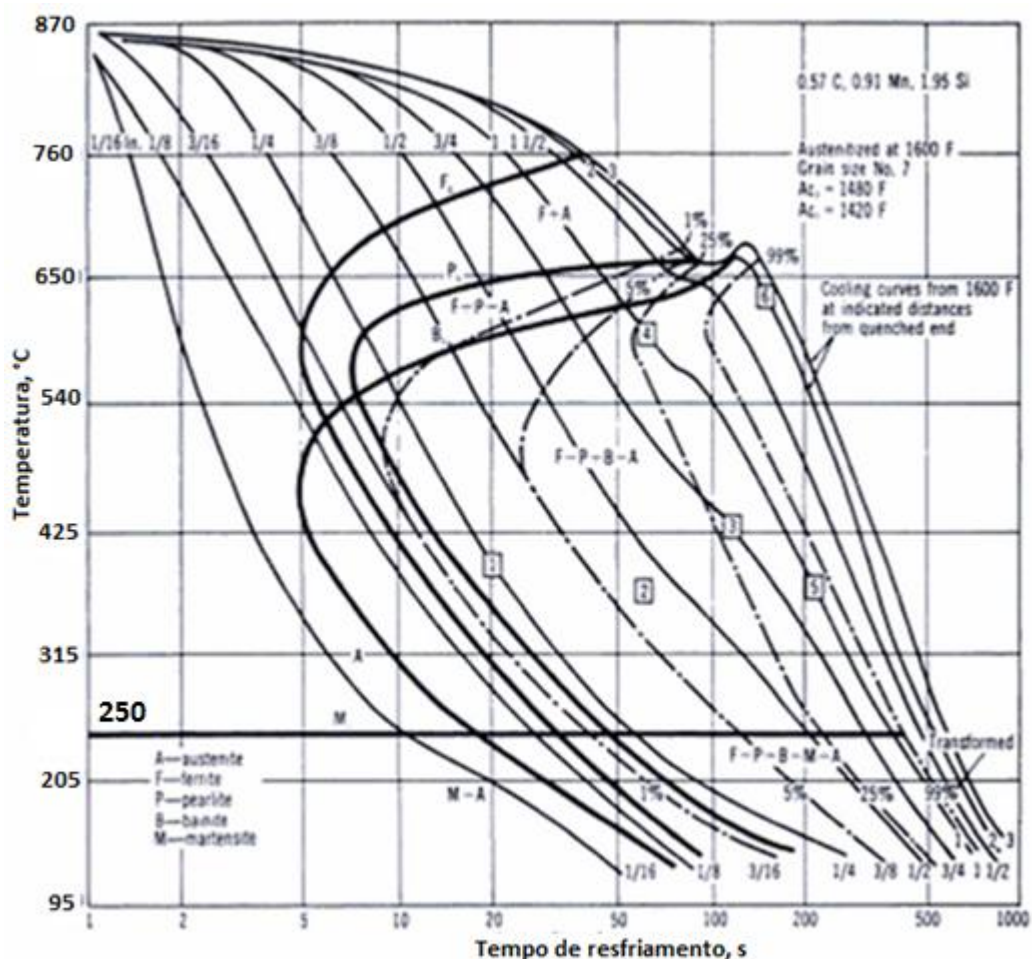


Fonte: Adaptado de Chandler (1995, p. 495).

Neste diagrama IT, há indicação sobre as temperaturas de parcial e total austenitização; início, 50% e 90% de transformação martensítica; além dos microconstituintes formados em temperaturas intermediárias a estas de acordo com o tempo em que o aço se mantém em uma dada temperatura.

Há também o diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*), que exhibe as linhas de transformação do aço em resfriamento contínuo, ou seja, não considera temperaturas constantes. Este diagrama é utilizado como referência em tratamentos térmicos onde as transformações microestruturais ocorrem durante o resfriamento contínuo. Na sequência, este diagrama CCT para o aço AISI/SAE 9260.

Figura 2 – Diagrama CCT para o aço AISI/SAE 9260



Fonte: Adaptado de Chandler (1995, p.498).

As linhas mais espessas do diagrama representam o início e final de transformação das microestruturas. Estas são muito semelhantes às linhas do diagrama IT, no entanto, suas posições variam com o resfriamento contínuo.

Inclusive, varia a posição da linha de início de transformação em martensita (M_i), que neste diagrama está em aproximadamente 250 °C — conforme evidenciado na figura 2 —, e no IT está em aproximadamente 255 °C — destacado na figura 1.

2.2 Tratamentos Térmicos Convencionais

Por tratamentos térmicos convencionais entende-se que são aqueles comumente utilizados na indústria e que possuem vasta bibliografia disponível. Ou seja, são processos já estudados e dominados em suas variações e mecanismos de formação das microestruturas.

Nesta seção entram os processos de austêmpera e de têmpera/revenido. O processo de Q&P será abordado separadamente por se tratar de um tratamento térmico relativamente novo e pouco conhecido, com baixo volume bibliográfico disponível e muitos questionamentos a serem estudados.

2.2.1 Têmpera

“O objetivo fundamental da têmpera das ligas ferro-carbono é obter uma estrutura martensítica, o que exige resfriamento rápido, de modo a evitar-se a transformação da austenita em seus produtos normais”. (CHIAVERINI, 1986b, p.100).

Para que seja eficaz o tratamento térmico de têmpera, o aço deve ser inicialmente aquecido até uma temperatura onde toda sua microestrutura seja formada por austenita — no caso do aço AISI/SAE 9260, a temperatura ideal está compreendida entre 855 e 885 °C, segundo Chiaverini (2008) —, e posteriormente resfriado de forma brusca para que não se formem as microestruturas normais do aço. Entende-se como microestruturas normais a ferrita, a perlita e a cementita.

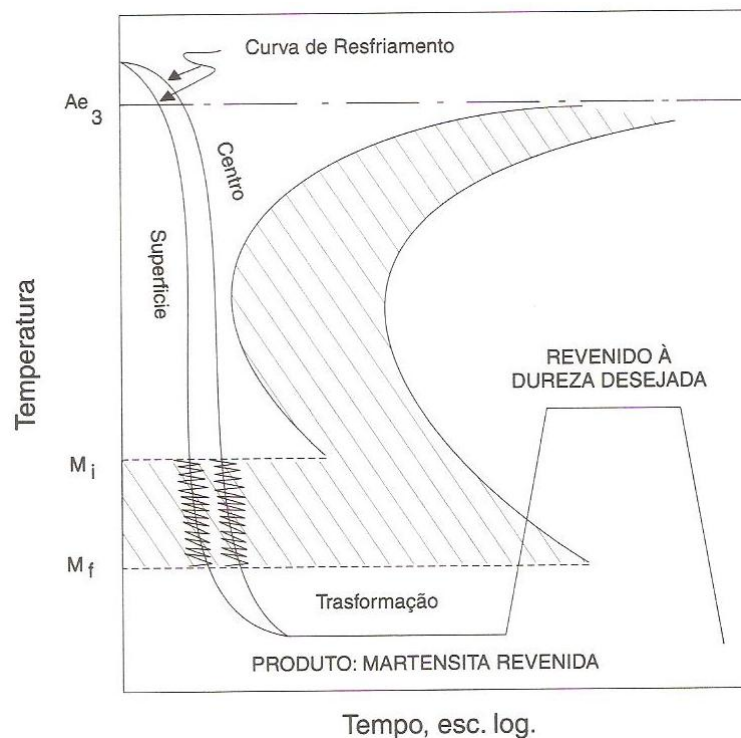
A estrutura martensítica confere ao aço elevada dureza e considerável aumento nas resistências à tração, à fadiga e ao desgaste. Em contrapartida, propriedades relacionadas com a tenacidade e a ductilidade sofrem um decréscimo na presença desta microestrutura. Para abrandar os efeitos negativos desta microestrutura, após a têmpera, é realizado outro tratamento térmico, o revenido.

O que determina a dureza da microestrutura martensítica é o teor de carbono contido no aço, que, quanto maior for, maior dureza proporcionará à martensita,

estabilizando a partir de aproximadamente 0,8% de carbono. No entanto, para formação de martensita em quantidades suficientes para uma dureza mais homogênea na seção da peça, o conceito de temperabilidade se apresenta como a capacidade de endurecimento do aço quando submetido a rápidos resfriamentos. Esta propriedade é melhorada com a presença de elementos de liga que aumentam a profundidade da têmpera pela supressão da difusão do carbono da austenita que se transforma em martensita, e, por isso, aumentam os tempos de resfriamento brusco necessários à formação da martensita, ou seja, os resfriamentos não precisam ser tão rápidos como quando sem a presença de elementos de liga. (KWIETNIEWSKI; KISS, 2011).

A figura 3 representa um processo de têmpera/revenido juntos em um mesmo diagrama para um aço qualquer, indicando apenas por onde devem passar as linhas de resfriamento e aquecimento em um determinado tempo para se obter as microestruturas desejadas e a não ocorrência daquelas que se deseja evitar. O revenido será explicado posteriormente.

Figura 3 – Diagrama de transformação para têmpera/revenido



Fonte: Chiaverini (2008, p. 99).

Note que este diagrama da figura 3 indica a temperatura versus o tempo em escala logarítmica. Inicia com o aço austenitizado e passa por uma brusca queda de temperatura sem que as linhas de resfriamento toquem o cotovelo do diagrama — que indica a formação das microestruturas comuns do aço. Esta queda de temperatura ultrapassa a linha M_i (início de transformação em martensita) e a M_f (final de transformação em martensita), o que indica que, em tese, toda a microestrutura deste aço, ou seja, 100% da microestrutura após a têmpera, é composta por martensita. Na sequência, dá-se o tratamento denominado revenido, que, conforme já mencionado, será abordado adiante.

Para que haja esta brusca queda de temperatura e as linhas de resfriamento não toquem o cotovelo representado no diagrama, são utilizados meios de resfriamento acelerado, que são geralmente gasosos ou líquidos, escolhidos de acordo com a composição química do aço e a dureza desejada ao final do tratamento térmico. Os meios mais comuns são água, óleo, banhos de sal, soluções aquosas com polímeros, ar atmosférico e alguns gases. Segundo Chandler (1995), o óleo é o meio de resfriamento mais indicado para a têmpera do aço AISI/SAE 9260.

A formação da martensita e a razão de sua elevada dureza são explicadas por Chiaverini (1986b, p. 101) desta maneira:

O carbono se dissolve prontamente no ferro gama e é praticamente insolúvel no ferro alfa. No resfriamento rápido típico da têmpera, não se evita a transformação alotrópica gama e alfa, mas não se dá tempo suficiente para que o carbono se separe totalmente. Contudo, os espaços do reticulado cúbico centrado do ferro alfa não são suficientes para alojar o carbono, de modo que este fica aí retido, formando o que se poderia chamar de uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro alfa.

A partir do tratamento de têmpera, surgem tensões internas nas peças, que são provenientes da mudança microestrutural (transformação da martensita) e do gradiente térmico durante o resfriamento, sobretudo da contração do aço. Mudanças bruscas de seção e arestas com cantos vivos também são fatores de concentração de tensão. Se estas tensões ultrapassarem o limite de escoamento do material, as peças apresentar-se-ão empenadas — deformação plástica — e, se caso as tensões ultrapassarem o limite de resistência à tração do material, ocorrerão fissuras (trincas) e as peças serão inutilizadas. (SILVA; MEI, 2010).

A fim de evitar ou reduzir tais inconvenientes, tratamentos térmicos de correção e alívio dessas tensões internas são realizados. Normalmente a têmpera é seguida pelo revenido.

2.2.2 Revenido

O revenido é o tratamento térmico mais comum que sucede a têmpera. Seus objetivos são, principalmente, corrigir os problemas oriundos desta têmpera — tensões internas, dureza excessiva — e melhorar as propriedades mecânicas relacionadas à tenacidade e ao alongamento. Geralmente, e se possível, o revenido é realizado logo após a têmpera, para que as tensões internas, aliadas com a fragilidade da microestrutura na condição temperada, não causem falhas por ruptura no material.

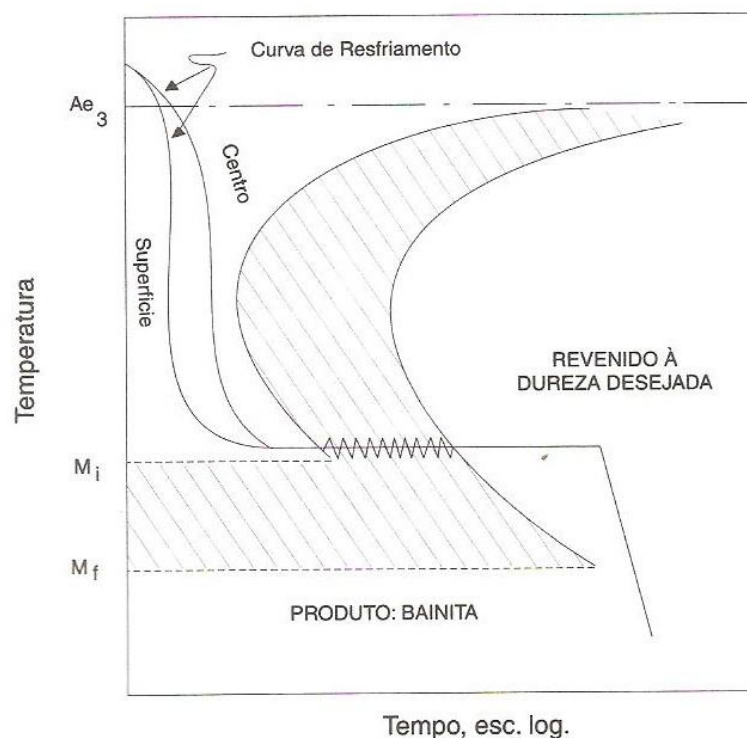
Na figura 3 está representado o tratamento térmico de revenido, que consiste em aquecer o material até uma determinada temperatura, manter por um período de tempo nesta mesma temperatura, e resfriar de modo considerado lento. Silva e Mei (2010) indicam que a determinação da temperatura do tratamento de revenido e o tempo de sua duração, são com base na dureza e outras propriedades mecânicas desejadas, além da composição química do aço. A duração deste tratamento pode variar desde alguns minutos até várias horas, e a temperatura desde alguns graus centígrados até temperaturas próximas às de austenitização do aço. Usualmente são utilizadas temperaturas entre 200 °C e 600 °C.

2.2.3 Austêmpera

Este tratamento, que é considerado isotérmico, ocorre a uma temperatura constante, em que a austenita se transforma no microconstituente denominado bainita após as linhas de resfriamento cruzarem a parte de baixo do cotovelo das curvas do diagrama IT. Em diversas aplicações, substitui a têmpera e o revenido. (CHIAVERINI, 2008).

Na figura 4, um diagrama representando o tratamento térmico de austêmpera.

Figura 4 – Diagrama de transformação para austêmpera



Fonte: Chiaverini (2008, p.110).

Conforme explica Chiaverini (2008, p.110),

O aço é austemperado mediante a seguinte sequência de operações e transformações:

- aquecimento a uma temperatura dentro da faixa austenítica, geralmente 790° a 915 °C;
- resfriamento num banho mantido a uma temperatura constante, geralmente entre 260° e 400 °C;
- permanência no banho a essa temperatura, para ter-se, isotermicamente, a transformação da austenita em bainita;
- resfriamento até a temperatura ambiente, em ar tranquilo ou banho de sal.

A austêmpera apresenta algumas vantagens em relação à têmpera/revenido, entre elas, as tensões internas resultantes do processo serem muito menores, diminuindo drasticamente empenamentos e fissuras nas peças. A explicação para estas tensões internas quase irrelevantes passa pela temperatura em que se dá o tratamento térmico, bem superior às de início e final de formação da martensita — microestrutura oriunda da têmpera. (CHIAVERINI, 1986b). Segundo Kwietniewski e Kiss (2011, p.195), com a microestrutura bainítica, “a tenacidade aumenta muito em comparação à martensita revenida, em aços de mesmo nível de dureza”.

No entanto, não há somente vantagens na austêmpera, Chiaverini (1986b, p.105) nos diz que,

devido à influência da seção das peças nas curvas de esfriamento, a austêmpera não apresenta bons resultados em peças de grandes dimensões. Não convém, em outras palavras, que a seção das peças a serem austemperadas seja maior que 5 mm, se se tratar de aço-carbono; no caso de aços-liga, pode-se admitir seções até 25 mm.

Existem aços que poderiam ser largamente utilizados para tratamentos de austêmpera, porém, alguns necessitam de muito tempo para transformação de austenita em bainita, como é o caso do aço AISI/SAE 9260, que pode levar de 3 até 24 horas — conforme a temperatura — para total transformação, o que pode ser observado na figura 1 deste trabalho (Diagrama IT para o aço AISI/SAE 9260). Na prática industrial, entende-se que é mais importante o tratamento térmico conferir as propriedades mecânicas desejadas do que a total transformação da microestrutura. (CHIAVERINI, 2008).

2.3 Austenita Residual

“À medida que se aumenta o teor de carbono dos aços, as temperaturas M_i e M_f diminuem. Aumenta, então, a tendência à retenção de austenita [...]”. (COLPAERT, 2008, p.309). Isso, como explica Chiaverini (2008, p.59), é “[...] devido ao fato do carbono em solução sólida aumentar a resistência ao cisalhamento da austenita, portanto, necessário aplicar-se maior esforço para que comece o cisalhamento que leva ao início da formação da martensita”.

Há outros fatores que contribuem para a retenção da austenita, entre eles, a temperatura de austenitização, que, quanto maior for, desloca a linha M_i para baixo em função da dissolução de maior quantidade de carbonetos na austenita antes do resfriamento. Outro fator é a presença de alguns elementos de liga, que estabilizam a austenita e rebaixam a linha M_i quando totalmente dissolvidos na austenita. A exceção é o cobalto, que não gera este efeito. (CHIAVERINI, 2008). Conforme indica Souza (1989), alguns dos elementos mais efetivos na estabilização da austenita são: silício, alumínio, manganês e níquel.

A velocidade de resfriamento e o resfriamento interrompido também tem influência na quantidade de austenita residual em um aço, como pode ser observado, apenas a título de comparação das proporções, na figura 5.

Figura 5 – Tabela de efeito da velocidade de resfriamento e do resfriamento interrompido sobre a quantidade de austenita retida

Tratamento	Austenita retida, %
Resfriamento em água a 20°C	5,8
Resfriamento em óleo a 20°C	7
Resfriamento em óleo a 49°C; resfriamento ao ar a 20°C	9
Resfriamento em óleo a 121°C; resfriamento ao ar a 20°C	9,5
Resfriamento em banho de sal a 232°C; resfriamento ao ar a 20°C	10,6
Resfriamento em banho de sal a 232°C; resfriamento na água a 20°C	6,1

Fonte: Chiaverini (2008, p.62).

Observa-se que, quando o objetivo é reter austenita, um resfriamento mais brando alcança melhores resultados mesmo depois de já alcançada uma temperatura relativamente baixa. O resfriamento não deve ser brusco até o material alcançar a temperatura ambiente.

Chiaverini (2008, p.63) salienta que, “[...] a austenita retida é instável e pode transformar-se em martensita, quer sob a ação de trabalho a frio [...], quer durante o revenido, ou simplesmente por envelhecimento à temperatura ambiente”.

Em se tratando de propriedades mecânicas da austenita retida, devido à sua estrutura cúbica de face centrada (CFC), apresenta boa ductilidade e baixa dureza. (COLPAERT, 2008).

2.4 Q&P - Têmpera Parcial e Particionamento

Segundo Wang e Speer (2013), o processo de tratamento térmico denominado Q&P foi proposto pela primeira vez no ano de 2003. Ganhou interesse principalmente pela combinação de propriedades mecânicas de resistência e ductilidade resultantes.

Aços Q&P é um termo utilizado para se referir a uma série de carbono-silício-manganês (C-Si-Mn), carbono-silício-manganês-alumínio (C-Si-Mn-Al), ou outros aços submetidos ao tratamento térmico de Q&P. O propósito dos aços Q&P é obter uma alta resistência aliada a uma boa ductilidade. Sua microestrutura final é

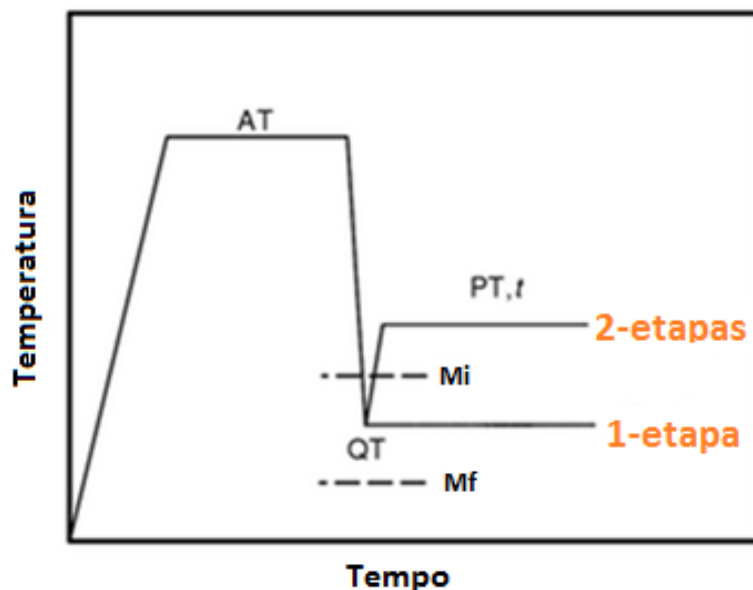
basicamente martensita e austenita retida, podendo ocorrer o aparecimento de carbonetos — como a cementita — e bainita. Devido a essa combinação de propriedades, os aços Q&P são considerados parte do grupo dos AHSS. Enquanto sua aplicação inicial se destina à indústria automobilística, outras potenciais aplicações destes aços existem na indústria em geral. (WANG; SPEER, 2013).

Speer *et al.* (2014) indicam que o conceito de Q&P foi inicialmente observado por consequência de estudos da transformação isotérmica em aços com silício na composição, os aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*). Para tanto, Wang e Speer (2013) explicam que o Q&P é dado por uma austenitização inicial (que pode ser total ou parcial), seguida por um resfriamento brusco até uma temperatura intermediária entre as linhas M_i e M_f — contendo uma fração de austenita não transformada — e, após, o particionamento — que pode ser realizado em temperatura igual ou superior àquela inicialmente resfriada.

O princípio do processo Q&P é baseado no fato de o carbono poder se movimentar por difusão, passando da martensita supersaturada para a austenita vizinha, que, com o enriquecimento de carbono, não se transforma e permanece relativamente estável à temperatura ambiente. A difusão, por sua vez, é definida por Callister e Rethwisch (2016, p. 129) como a “migração passo a passo dos átomos de uma posição para a outra na rede cristalina” e, complementam afirmando que a fração de átomos que pode se movimentar por difusão “aumenta com o aumento da temperatura”.

A figura 6 mostra um diagrama representando o processo Q&P.

Figura 6 – Diagrama do processo Q&P



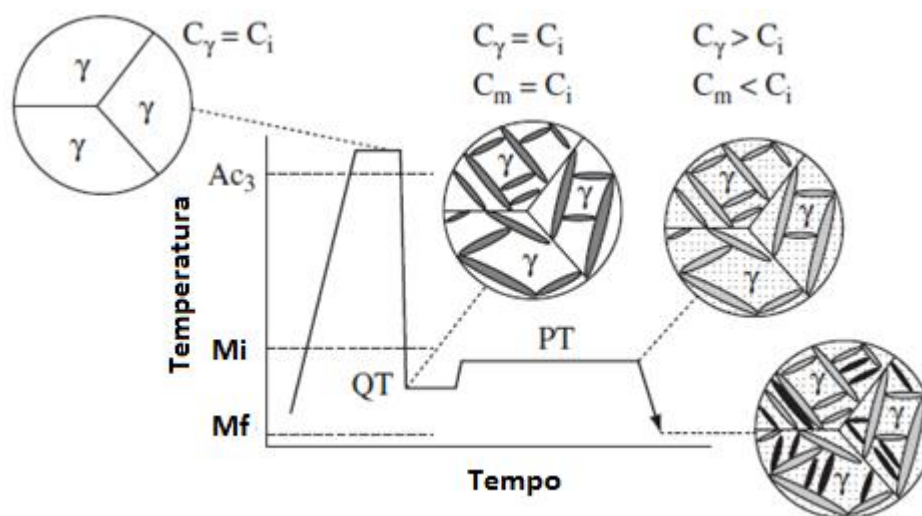
Fonte: Adaptado de Speer *et al.* (2014, p. 217).

Na figura, AT é a temperatura de austenitização, QT é a temperatura da têmpera parcial (*quenching*), PT é a temperatura do particionamento (*partitioning*) e, M_i e M_f indicam as linhas de início e final de formação de martensita, respectivamente. Conforme Speer *et al.* (2014), quando a etapa de particionamento é realizada na mesma temperatura da têmpera parcial, o tratamento é denominado Q&P de 1-etapa, e quando esta é a uma temperatura superior, é chamado de Q&P de 2-etapas. O resfriamento brusco interrompido — têmpera parcial — é o que diferencia o Q&P dos tratamentos térmicos convencionais de têmpera.

No particionamento, com a supressão do aparecimento da cementita e outros carbonetos pela ação do silício ou alumínio presentes na composição química dos aços, a austenita é enriquecida com carbono que migra da martensita supersaturada, onde o carbono tem baixíssima solubilidade. (WANG; SPEER, 2013).

A figura 7 mostra o esquema do processo Q&P indicando a microestrutura com as concentrações de carbono em cada fase, sendo então C_i , C_γ e C_m representações do carbono no aço em estado de fornecimento (inicial), na austenita e na martensita, respectivamente.

Figura 7 – Diagrama do processo Q&P contendo representação do carbono contido nas microestruturas



Fonte: Adaptado de Speer *et al.* (2005, p. 419).

Na fase de austenitização, tem-se o carbono em concentrações iguais na austenita comparado com o aço no estado de fornecimento, da mesma forma, na fase da têmpera parcial (*quenching*), onde se observam as microestruturas austenita — de mesmo teor de carbono como quando na fase de austenitização —, e martensita — saturada de carbono. No particionamento, ocorre a migração de carbono da martensita para a austenita, então, ao fim desta etapa, a concentração de carbono na austenita retida é maior em relação ao aço no estado inicial (está representado no diagrama pelos “pontinhos” na austenita), e a concentração de carbono na martensita diminui (representado pela cor mais clara da martensita nesta etapa). Por fim, quando resfriado até a temperatura ambiente, uma parcela da austenita retida se transforma em martensita (representada pelas parcelas mais escuras do desenho do diagrama). Portanto, as microestruturas ao final do tratamento são: austenita residual — enriquecida com carbono que migrou da martensita formada na etapa de têmpera parcial —, martensita — formada na etapa de têmpera parcial — que cedeu carbono para a austenita na etapa de particionamento, e martensita — com concentrações mais altas de carbono — formada durante o resfriamento até a temperatura ambiente após o particionamento.

Em testes com um aço contendo silício e 0,6% de carbono submetido ao Q&P, Speer *et al.* (2014) relatam que alcançaram em torno de 25% de volume de austenita retida após o tratamento, o que é muito mais do que seria alcançado com

qualquer tratamento onde o aço fosse diretamente resfriado até a temperatura ambiente. Isso reflete a capacidade de estabilização resultante do mecanismo de particionamento do carbono.

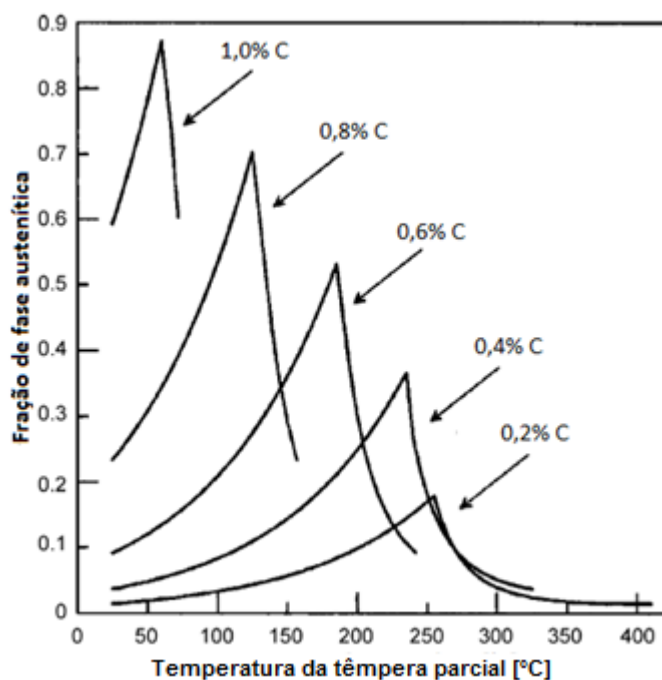
Também foi descoberto nestes testes, conforme indicam Speer *et al.* (2014), que a estabilização da austenita é menos efetiva em baixas temperaturas, em torno de 250°C, em comparação com temperaturas por volta de 400°C. A explicação para este fenômeno é relacionada à taxa de difusão do carbono, que, em temperaturas mais altas, é maior, facilitando sua migração para a austenita.

Speer *et al.* (2014) afirmam que apesar da maioria dos testes serem realizados em aços com adição de silício, alguns testes foram feitos com adição de alumínio, que também estabiliza a austenita com sucesso em alguns aços de microestrutura bainítica do tipo TRIP. Porém, em aços Q&P, o alumínio não alcança resultados tão bons quanto o silício, ou seja, é menos efetivo nessa função.

Outro ponto importante sobre o Q&P é, ressaltam Edmonds *et al.* (2006), quando os tempos de particionamento forem muito longos, poderá se originar a microestrutura bainítica. Esta bainita, provavelmente será sem a presença de carbonetos, uma vez que o potencial de carbono é muito maior na martensita, é razoável concluir que a nucleação de carbonetos não se dará na austenita, condição reforçada devido aos elementos de liga presentes nos aços para tratamento Q&P. Uma previsão acertada da microestrutura em função do tempo de particionamento ainda é objeto de estudos sobre o Q&P.

Já a previsão da fração de fase austenítica resultante do tratamento está diretamente relacionada com a temperatura da têmpera parcial e o percentual de carbono do aço, como se observa no diagrama da figura 8.

Figura 8 – Quantidade prevista de austenita retida de acordo com o percentual de carbono



Fonte: Adaptado de Edmonds *et al.* (2006, p. 29).

De acordo com o diagrama, para um aço que contém 0,6% C em sua composição química — que é o caso do aço analisado neste trabalho —, a máxima quantidade de austenita retida será alcançada quando a temperatura de têmpera parcial estiver entre 170 e 180°C.

Outra forma de estimar as frações de austenita e martensita resultantes de uma têmpera — parcial, neste caso — é, de acordo com Speer *et al.* (2014), utilizando a relação de Koistinen-Marburger:

$$f_m = 1 - e^{-1,1 \times 10^{-2}(M_i - QT)}$$

Onde, f_m é a fração volumétrica de austenita que se transformou em martensita depois da têmpera, M_i é a temperatura de início de transformação em martensita — que pode ser obtida através dos diagramas IT e CCT do aço, figuras 1 e 2, respectivamente —, e QT é a temperatura do banho onde foi realizada a têmpera. Assume-se que não há outras microestruturas presentes quando se aplica

esta relação, portanto, o resultado é considerado como a fração de martensita, e o restante, a fração de austenita.

Qualquer precipitação de carbonetos “consome” carbono, e assim, se isto ocorrer, esse carbono não estará mais disponível para enriquecer a austenita. Portanto, é necessário prevenir qualquer precipitação de carbonetos durante o particionamento do carbono a fim de aumentar a parcela de austenita retida. Como já mencionado, a adição de elementos de liga (Si, Al) impede a precipitação de carbonetos, como a cementita, por exemplo. Carbonetos precipitando na austenita retida ainda não foram relatados em pesquisas. (SPEER *et al.*, 2005).

Os aços com os maiores interesses para o processo Q&P fazem uso de controladas quantidades de austenita retida e são do tipo TRIP ou com adição de elementos de liga estabilizadores da austenita, como o AISI/SAE 9260, que possui em sua composição química elementos já comentados neste trabalho (Si, Mn). Portanto, mudanças nas ligas não são previamente necessárias para o uso deste processo. (SPEER *et al.*, 2003).

Por fim, por ser um processo recente, ainda há muito para ser estudado sobre o Q&P e entender os mecanismos envolvidos nas transformações, além de conseguir um controle sobre as microestruturas resultantes e suas frações. No entanto, já é possível afirmar que o tratamento é promissor em aplicações para substituição de outros tratamentos térmicos e suprir carências e demandas por propriedades mecânicas em componentes variados.

2.5 Meios de Resfriamento e Manutenção de Temperaturas

Os meios de resfriamento para tratamentos térmicos não têm o objetivo e a ação de beneficiar os aços em se tratando de propriedades, apenas realizar o resfriamento. Em geral, satisfazem as necessidades de resfriamento meios com água pura, banhos de sal e alguns tipos de óleo. A taxa de resfriamento dos banhos de sal é relativamente mais rápida quando comparada com água pura, e ainda mais rápida em relação a óleos. (DIGGES; ROSENBERG, 1960).

Segundo Durferri (2005), banhos de sal comuns podem ser aplicados em tratamentos térmicos efetuados em temperaturas entre 140 °C e no máximo 550 °C. Acima desta última temperatura não são indicados por conter nitratos em sua formulação, que começam a se decompor e liberam oxigênio.

Com base na flexibilidade de temperaturas — que é muito útil para o Q&P devido às passagens de temperatura entre as fases de têmpera parcial e particionamento, e também para a austêmpera pelo mantimento em temperaturas elevadas — e na alta taxa de transferência térmica, o banho de sal é apropriado para uso como meio de resfriamento para os tratamentos térmicos de Q&P e austêmpera deste trabalho, a fim de se manter uma boa uniformidade dos métodos para comparação. Para a têmpera, Chandler (1995) indica que o óleo é o meio de resfriamento mais indicado para o aço AISI/SAE 9260.

2.6 Ensaios e Propriedades Mecânicas

Os ensaios são testes realizados sobre corpos de prova ou peças fabricadas com o material e tratamentos que se deseja conhecer as propriedades. Podem ser classificados como destrutivos, quando o corpo de prova é inutilizado após o ensaio, ou não destrutivos, quando o corpo de prova/peça pode ser utilizado(a) após o ensaio.

As propriedades de um material se diferem das características por não serem vistas ou percebidas, enquanto é possível notar a geometria, a cor e a aparência de um material — que são características —, não é possível perceber sua resistência, sua dureza ou até sua massa específica — que são propriedades. Chiaverini (1986a, p.84) descreve as propriedades mecânicas dizendo que “definem o comportamento de um material quando sujeito a esforços mecânicos e correspondem às propriedades que, num determinado material, determinam a sua capacidade de transmitir e resistir aos esforços que lhe são aplicados [...]”. Por isso, há a necessidade de ensaios dos materiais.

Nos próximos subcapítulos serão apresentadas e explicadas as propriedades mecânicas analisadas neste trabalho, juntamente com os respectivos ensaios para determinação de valores correspondentes a cada propriedade.

2.6.1 Resistência à Tração

É definida como a resistência do material quando submetido à ação de forças (cargas) axiais. Pode ser a resistência até o limite elástico do material, limite de carga, limite de resistência à ruptura, etc. Não é mensurada pelos valores das

cargas aplicadas, e sim, pela tensão (σ) aplicada — que é a razão entre o valor da carga e a área transversal do material, neste caso.

O ensaio de tração é o mais utilizado para avaliação das propriedades mecânicas dos materiais, entre as razões, estão a relativa simplicidade e rapidez de execução e a obtenção de importantes informações que dão suporte para projetos e fabricação de componentes. Consiste basicamente na aplicação de cargas de tração axiais em um corpo de prova padronizado. O resultado e objetivo deste teste é o levantamento de uma curva de tensão versus deformação sofrida por este corpo de prova ensaiado. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2014).

A tensão é obtida pela razão entre a força aplicada a cada instante durante o ensaio e a área inicial da seção transversal do corpo de prova. Já a deformação representada no diagrama é relativa, e é resultado da razão entre a variação de comprimento do corpo de prova — entre o início e o fim do ensaio —, e o comprimento inicial. A partir deste diagrama é possível determinar o limite de escoamento, a tensão máxima, a tensão de ruptura, o módulo de elasticidade (E) e outras propriedades do material ensaiado.

O limite de escoamento do material é definido como a tensão de início da deformação plástica, ou seja, quando o material deixa de apresentar o comportamento de deformação elástica e passa a ser deformado plasticamente. Já o limite de proporcionalidade é definido como a tensão máxima até a qual a tensão aplicada e a deformação do corpo ensaiado tem uma relação linear (Lei de Hooke), ou seja, até onde o corpo de prova se deforma elasticamente. Na prática, pode-se assumir que o limite de escoamento e o limite de proporcionalidade possuam o mesmo — ou muito próximo — valor de tensão. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2014).

Quando aplicada uma tensão em um corpo de prova e a deformação deste for proporcional, diz-se que a Lei de Hooke está sendo obedecida. No entanto, essa proporção entre tensão e deformação varia de acordo com o material, tem-se então a constante de proporcionalidade (E), chamada de módulo de elasticidade ou módulo de Young. Este módulo só diz respeito à fase elástica de deformação e pode ser considerado como a rigidez do material. Portanto, quanto maior for seu valor, menor será a deformação elástica dada uma tensão aplicada. (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

A estricção e o alongamento são medidas da ductilidade do material e ambas são obtidas por relações entre dimensões iniciais e finais do corpo de prova. O

coeficiente de estrição, que é dado em percentual, é calculado pela diferença entre as áreas das seções inicial e final do corpo de prova, dividido pela área da seção inicial. Já o alongamento, é dado pela diferença entre os comprimentos final e inicial do corpo de prova, dividido pelo comprimento inicial, sendo assim denominado alongamento específico (deformação utilizada no gráfico de tensão versus deformação). Quanto maiores forem os valores de estrição e alongamento de um material, mais dúctil ele será. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2014).

Relacionando o alongamento percentual após o ensaio de tração com a resistência máxima à tração do material, surge o PSE (*Product Strength Elongation*), que é a multiplicação destes valores e é dado em unidades de tensão e percentual (MPa%, GPa%). Segundo Liu *et al.* (2016), o PSE indica o balanço entre as propriedades de resistência e ductilidade, principalmente para os aços avançados de alta resistência (AHSS) na engenharia. Como um dos objetivos deste trabalho é avaliar o tratamento térmico que proporciona ao aço AISI/SAE 9260 o melhor equilíbrio entre propriedades mecânicas, o PSE é um bom indicativo para atender este objetivo.

A ABNT (2013b), indica que os corpos de prova para o ensaio de tração podem ser usinados, fundidos, forjados e ainda possuírem as mais variadas formas de seção e dimensões, desde que obedçam a relações de tamanho pré-estabelecidas na norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013, que regulamenta este ensaio. Para este trabalho, as dimensões utilizadas nos corpos de prova para ensaio de tração são indicadas no item 3.3.2 (Corpos de Prova para Ensaio de Tração), e os gráficos de tensão versus deformação dos ensaios, no capítulo 4 (Análise e Discussão dos Resultados).

2.6.2 Dureza

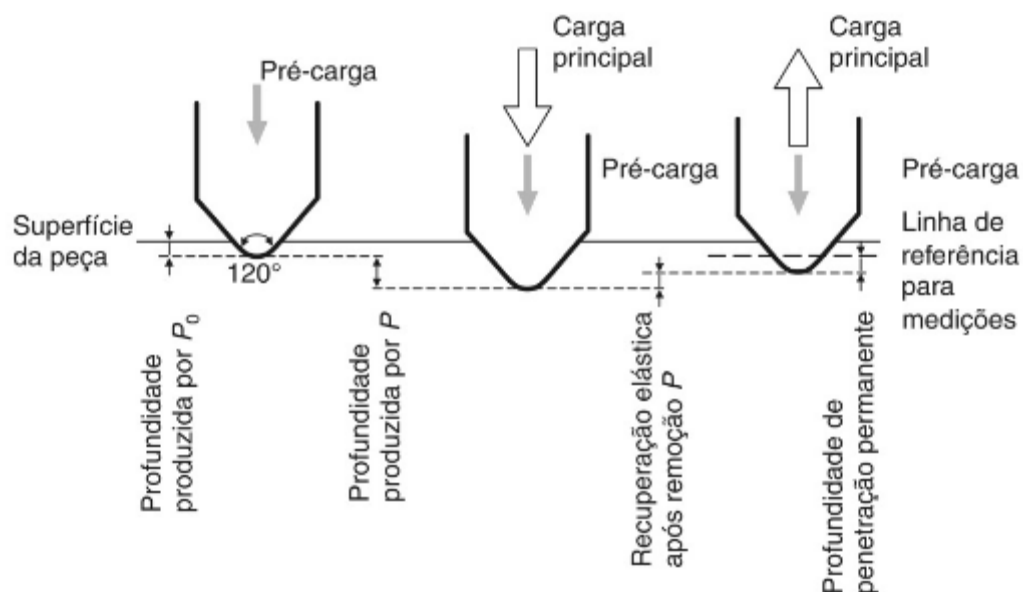
Propriedade mecânica que se conceitua pela resistência de um material ao risco ou formação de uma marca permanente (deformação plástica). Resistência esta, posta à prova por outro material ou por marcadores padronizados sob uma pré-carga, onde primeiramente há uma deformação elástica e em seguida uma deformação plástica, que é medida e correlacionada com uma escala de acordo com o método empregado, para então definir um valor de dureza. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2014).

Callister e Rethwisch (2016) destacam que nenhum outro ensaio é realizado com tanta frequência como o de dureza. As razões passam pela simplicidade e baixo custo do ensaio, além do equipamento também ser relativamente de baixo custo e o corpo de prova não necessitar de um preparo específico e não ser inutilizado após o ensaio, na maioria dos casos. Ainda, outras propriedades mecânicas podem ser estimadas a partir do resultado do ensaio de dureza, como é o caso do limite de resistência à tração.

Três escalas são as mais utilizadas para medição de dureza: Brinell, Rockwell e Vickers. Em comum, todos estes tem em envolver uma impressão causada pela deformação plástica requerida nos ensaios. Neste trabalho, são analisadas as durezas pelos métodos Rockwell e Vickers e por esta razão serão detalhados. O método Rockwell é mais utilizado pela indústria por se tratar de um ensaio rápido e com medição direta da dureza. Já o método Vickers, por se tratar de um ensaio mais demorado e onde a medição da dureza é indireta, é mais utilizado para pesquisas e em laboratórios. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2014).

O método Rockwell para determinação da dureza é o mais utilizado internacionalmente, sua maneira de mensurar o valor de dureza é através da profundidade de impressão causada por um penetrador sob ação de cargas. Essa profundidade é, pela própria máquina de ensaio, correlacionada a um número que se lê no próprio equipamento depois de cessada a carga principal. Temos duas cargas neste ensaio, uma pré-carga e a outra denominada carga principal. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2014). Na figura 9, temos uma representação de como transcorre o método Rockwell para determinação de dureza.

Figura 9 – Representação do método de ensaio de dureza Rockwell



Fonte: Garcia; Spim; Santos (2014, p.130).

A justificativa para a escolha da escala C de dureza Rockwell neste trabalho segue a indicação da aplicação desta escala, que, segundo Garcia, Spim e Santos (2014, p.131) é para “Materiais duros, como aços temperados, ferramentas, especiais”.

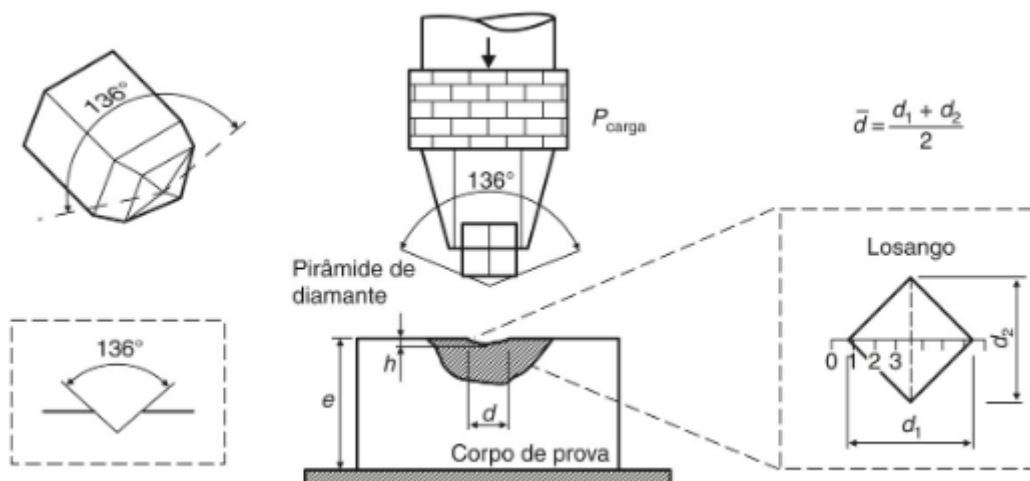
O penetrador para ensaios nesta escala, que vai de 20 a 70 HRC (*Hardness Rockwell C*), é um cone de diamante. Sua pré-carga é uma força de 98,07 Newton (N), que não deve exceder 3 segundos (s) de aplicação, e a força adicional neste caso, é de 1373 N, que deve ser mantida por 4 s (2 a 6 s são tolerados). Depois de cessada a carga adicional e mantida a pré-carga, a leitura pode ser realizada na escala do equipamento. (ABNT, 2008b).

A norma aplicada a este ensaio é a ABNT NBR NM ISO 6508-1:2008.

Já o ensaio pelo método Vickers é aplicável em quaisquer materiais metálicos e com qualquer dureza, por isso é conhecido como ensaio universal. No entanto, é especialmente recomendado para materiais muito duros e corpos de prova muito finos, pequenos e irregulares. Também é conhecido como ensaio de dureza de pirâmide de diamante, numa menção à geometria do penetrador. A impressão deixada na peça após o ensaio é de um losango, cujas diagonais são medidas com um microscópio acoplado ao equipamento de teste, e assim, com a medida das

diagonais, utiliza-se uma tabela ou equação para determinar a dureza Vickers. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2014). A figura 10 ilustra o penetrador e a impressão causada na peça:

Figura 10 – Representação do método de ensaio de dureza Vickers



Fonte: Garcia; Spim; Santos (2014, p.140).

A designação da dureza Vickers, conforme indicado pela ABNT (2008a), se dá desta maneira: primeiro é indicado o valor da dureza Vickers; depois o símbolo da dureza (HV); em seguida, o valor (em quilograma-força — kgF) aproximado e equivalente à força aplicada no ensaio; por último, a duração da força aplicada no ensaio (em segundos), se não estiver dentro do especificado pela norma (10 a 15 s).

A norma regulamentadora deste ensaio é a ABNT NBR NM ISO 6507-1:2008.

2.6.3 Tenacidade

Tenacidade é um termo utilizado em mais de um contexto para ser definida como uma propriedade de um material. De maneira simplória, Norton (2013, p.39) define tenacidade como “a capacidade de um material de absorver energia”.

Os ensaios para avaliar a tenacidade de um material são obtidos por vários métodos. Em geral, para altas taxas de deformação, é observada a energia absorvida durante um impacto em um corpo de prova entalhado — este entalhe tem a função de ser um concentrador de tensões —, neste caso, tenacidade ao impacto. Para situações estáticas, com pequenas taxas de deformação, o ensaio de tração

pode ser usado para determinação da tenacidade. O valor correspondente será a área sob a curva do gráfico de tensão versus deformação. Esses valores obtidos nos ensaios têm significado limitado, embora sejam bastante úteis para efeitos de comparação e avaliações relativas. (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

No ensaio de impacto por pêndulo Charpy, o objetivo é obter como resultado a energia absorvida pelo material até sua fratura depois de impactado por um martelo ou pêndulo, ou seja, a tenacidade ao impacto. Garcia, Spim e Santos (2014, p.246) ressaltam que este ensaio “permite a observação de diferenças de comportamento entre materiais que não são observadas em um ensaio de tração”.

Um comportamento observado nos materiais ensaiados por impacto é a transição dúctil-frágil com a diminuição da temperatura. Ou seja, o aspecto da fratura e o comportamento do material mudam quando há um decréscimo na temperatura do ensaio e a energia absorvida cai repentinamente, sendo que o material apresenta fratura frágil. (CALLISTER; RETHWISCH, 2016). Para os aços, a composição química e a estrutura cristalina são as responsáveis por esse comportamento. Aços que apresentam estrutura cristalina do tipo CFC permanecem dúcteis mesmo em temperaturas baixas. (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2014).

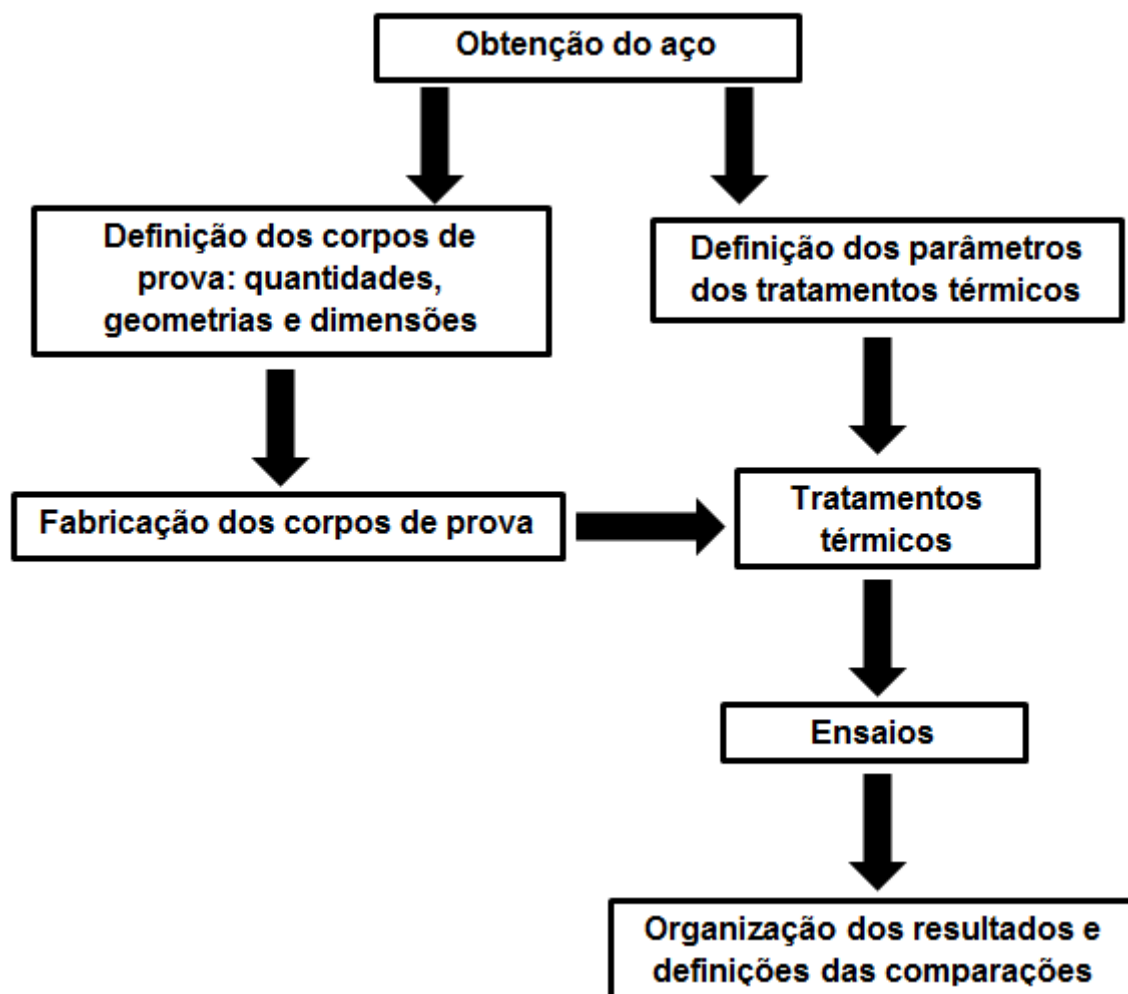
Os corpos de prova utilizados são padronizados em suas dimensões e devem possuir um entalhe para facilitar e induzir a fratura. A ABNT (2013a, p.3) indica que, “o corpo de prova padrão deve ser de 55 mm de comprimento e de seção quadrada, com 10 mm de lado. No centro do comprimento, o entalhe deve ser em V ou U [...]”.

A norma que regulamenta este ensaio é a ABNT NBR ISO 148-1:2013.

3 METODOLOGIA

Com embasamento na fundamentação teórica apresentada neste trabalho, a definição da metodologia dos experimentos seguiu recomendações das obras e normas consultadas, levando em consideração as limitações dos recursos e espaços físicos utilizados. Para apresentar os métodos, materiais, espaços físicos, limitações e demais detalhes pertinentes, esta seção divide-se em subcapítulos que tratam separadamente cada informação. Além disso, na sequência, se apresenta um fluxograma que resume as etapas da metodologia aplicada e que está detalhada ao longo deste capítulo.

Figura 11 – Fluxograma da Metodologia



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.1 Matéria-prima

O aço AISI/SAE 9260 — que foi a matéria-prima necessária para realização deste trabalho — foi recebido no formato de barra “chata” com seção transversal em dimensões de 110 mm de largura e 9 mm de espessura. A empresa fornecedora foi a Laminação São Joaquim, da cidade de São Joaquim da Barra, estado de São Paulo. Esta empresa recebe o aço da usina siderúrgica — no caso, a Gerdau — realiza a operação de laminação e entrega ao cliente final conforme dimensões solicitadas.

No Anexo A, está o documento recebido da Laminação São Joaquim onde constam o número da corrida do aço e a análise da composição química, além de outras informações pertinentes. O número da corrida é 48072584. A parte da composição química que é relevante para este trabalho corresponde à: 0,59% C, 1,84% Si e 0,80% Mn. Os demais elementos químicos e suas quantidades podem ser conferidos no próprio documento. Todos estão dentro das especificações para o aço AISI/SAE 9260.

3.2 Designações dos Corpos de Prova, Resumo dos Parâmetros dos Tratamentos Térmicos e Análises de Comparação

O quadro 1 mostra o resumo de todos os tratamentos térmicos realizados para este trabalho, com seus parâmetros de temperatura, meios de resfriamento e tempos. Também há designações, que foram utilizadas para se referir a cada tratamento térmico no restante deste trabalho, que o leitor poderá reconhecer para facilitar o entendimento quando mencionadas.

Quadro 1 – Designações dos corpos de prova e resumo de parâmetros dos tratamentos térmicos

TRATAMENTOS DE Q&P					
Tratamento Térmico	Designação	Temperatura Austenitização	Temperatura Têmpera Parcial	Meio de Resfriamento e Particionamento	Temperatura/ Tempo Particionamento
Q&P 1-etapa	Q&Pa	870 °C	160 °C	Banho de Sal	160 °C / 120 s
Q&P 1-etapa	Q&Pb	870 °C	160 °C	Banho de Sal	160 °C / 1800 s
Q&P 2-etapas	Q&Pc	870 °C	160 °C	Banho de Sal	350 °C / 120 s
Q&P 2-etapas	Q&Pd	870 °C	160 °C	Banho de Sal	350 °C / 1800 s
TRATAMENTOS CONVENCIONAIS					
Tratamento Térmico	Designação	Temperatura Austenitização	Temperatura/ Meio de Resfriamento	Meio de Transformação Isotérmica ou Revenido	Temperatura/ Tempo de Transformação Isotérmica ou Revenido
Austêmpera	AUS	870 °C	350 °C / Banho de Sal	Banho de Sal	350 °C / 1800 s
Têmpera e Revenido	T&Ra	870 °C	30 °C / Óleo	Forno Elétrico	450 °C / 3600 s
Têmpera e Revenido	T&Rb	870 °C	30 °C / Óleo	Forno Elétrico	200 °C / 3600 s

Fonte: Elaborado pelo autor.

Posterior a todos os tratamentos térmicos e ensaios realizados conforme representações e detalhes que serão expostos nos próximos subcapítulos, os valores das propriedades mecânicas foram analisados em várias comparações.

Os valores obtidos dos ensaios de dureza foram comparados, em suas duas escalas — obtidas pelos dois métodos empregados neste trabalho —, a fim de verificar a uniformidade e homogeneidade dos tratamentos térmicos, servindo como reforço na exatidão dos resultados. Também, assim relacionados, foram comparados com os valores obtidos nos ensaios de tração e tenacidade ao impacto a fim de avaliar o tratamento térmico que possibilitasse encontrar o melhor equilíbrio entre propriedades de resistência e ductilidade.

A tenacidade, que neste trabalho foi avaliada pelo ensaio de impacto e pelo ensaio de tração — este último com base no gráfico de tensão versus deformação —, não foi comparada entre os dois métodos, apenas houve comparação entre os valores apresentados por cada corpo de prova pelo respectivo ensaio, ou seja, os corpos de prova ensaiados por tração tiveram seus valores de tenacidade comparados entre si, assim como os corpos de prova ensaiados por impacto também foram comparados somente entre si. As razões para não comparar os valores entre os dois ensaios estão indicadas no item 2.6.3 (Tenacidade).

Ainda, a tenacidade avaliada pelo ensaio de impacto foi determinada em duas condições diferentes, em temperatura ambiente (22 °C) e a -20 °C. Esta comparação buscou avaliar o possível efeito da austenita residual no comportamento do aço em condições de baixa temperatura de trabalho.

Com base nos gráficos de tensão versus deformação obtidos a partir dos ensaios de tração, a tenacidade foi comparada com os demais valores que puderam ser determinados a partir destes gráficos. Estes são: limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento percentual. Este alongamento percentual foi determinado considerando o retorno elástico do corpo de prova depois de cessada a carga do ensaio. Também, com base em medidas realizadas nos corpos de prova antes e depois dos ensaios, os valores de estricção puderam ser determinados — somente para os corpos de prova de comportamento dúctil —, sendo um indicativo da ductilidade do material na condição em que foi ensaiado. Ainda, relacionando os valores do alongamento percentual ($\epsilon\%$) e o limite de resistência à tração ($\sigma_{\text{máx}}$), obteve-se o PSE, que, como já visto, é um bom indicador de equilíbrio entre as propriedades mecânicas de resistência e ductilidade.

Portanto, dois indicadores de equilíbrio entre as propriedades mecânicas puderam ser avaliados. A comparação entre os valores de dureza e de energia absorvida nos ensaios de impacto — análise indireta —, e o PSE — análise direta dos valores.

3.3 Corpos de prova: preparação, quantidades, geometria e dimensões

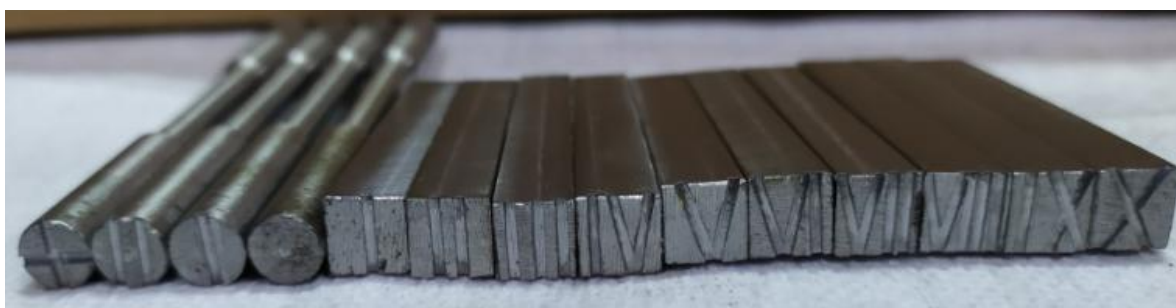
Obedecendo as orientações das normas regulamentadoras dos ensaios mecânicos utilizados para este trabalho, os corpos de prova foram dimensionados de acordo com as relações de geometria e dimensões indicadas para cada um destes ensaios. Para todos os tratamentos térmicos, os corpos de prova foram iguais.

No total, foram 28 corpos de prova para os ensaios de tração e 56 corpos de prova para os ensaios de impacto, divididos igualmente entre as 7 variações de tratamentos térmicos realizados para este trabalho. Estes números representam os corpos de prova que foram efetivamente ensaiados e seus resultados considerados. Alguns corpos de prova sobressalentes foram fabricados com o intuito da realização de pré-testes para ajustes de parâmetros e outros detalhes dos ensaios que

poderiam ser modificados a fim de garantir resultados confiáveis e coerentes. Portanto, para cada variação de tratamento térmico, foram avaliados 4 corpos de prova no ensaio de tração e 8 corpos de prova no ensaio de impacto, sendo neste último, 5 em temperatura ambiente e outros 3 à -20 °C.

A fotografia 1 mostra um conjunto de corpos de prova para uma das variações de tratamento térmico. Apesar de ter 10 corpos de prova para ensaio de impacto, conforme o parágrafo anterior, apenas 8 foram ensaiados e tiveram seus resultados considerados, os 2 sobressalentes foram usados como pré-testes.

Fotografia 1 – Marcações nos corpos de prova

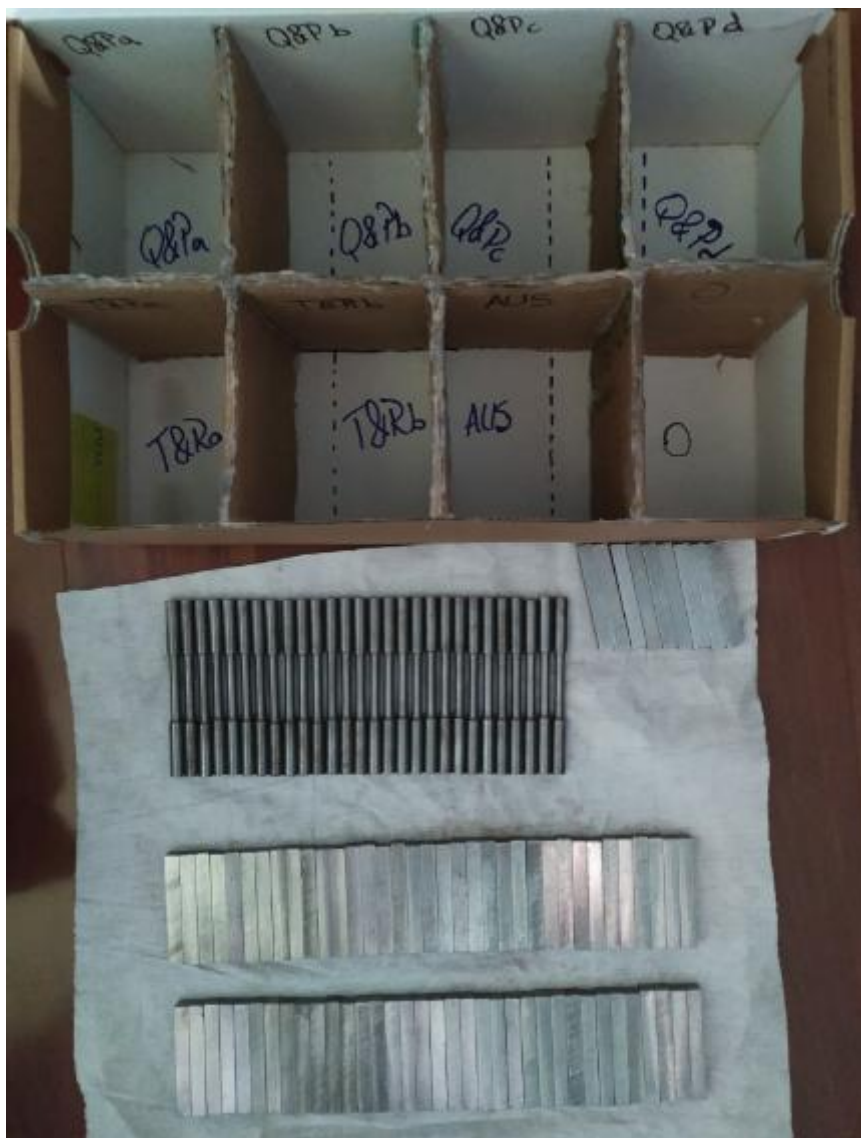


Fonte: Registrada pelo autor.

Com o intuito de garantir a rastreabilidade individual dos corpos de prova, mesmo dentro do seu grupo de tratamento térmico, marcações permanentes foram gravadas para tal, conforme pode ser observado na fotografia 1.

Além disso, como não é possível diferenciar visualmente cada grupo de corpos de prova de acordo com o tratamento térmico realizado, estes foram acondicionados em uma caixa com divisórias identificadas a fim de evitar que se misturassem, o que pode ser observado na fotografia 2.

Fotografia 2 – Caixa com divisórias para os tratamentos térmicos



Fonte: Registrada pelo autor.

A nomenclatura que aparece em cada divisória da caixa está explicada no quadro 1, item 3.2 (Designações dos Corpos de Prova, Resumo dos Parâmetros dos Tratamentos Térmicos e Análises de Comparação) deste trabalho, e, nos próximos subcapítulos, estão expostas as geometrias e dimensões de cada corpo de prova para cada tipo de ensaio mecânico à que estes foram submetidos.

3.3.1 Corpos de Prova para Ensaio de Impacto

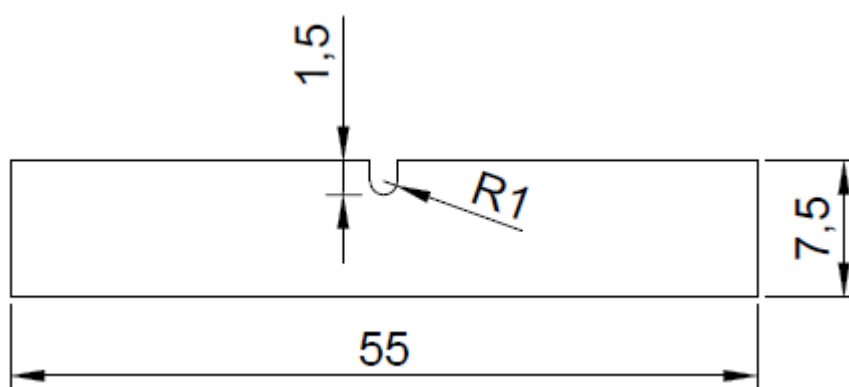
A norma ABNT NBR ISO 148-1:2013, que regulamenta este ensaio de Impacto por Pêndulo Charpy, admite dois tipos de entalhes que facilitam e induzem,

pela concentração de tensões, a ruptura do corpo de prova. Este entalhe pode ser em forma de V ou de U.

Como para alguns dos corpos de prova já se esperava um comportamento frágil — devido à alta dureza e microestrutura formada —, o entalhe escolhido foi do tipo U, por, de maneira geral, apresentar valores maiores de energia absorvida — o que foi confirmado nos pré-testes — e então ser possível uma melhor comparação entre os ensaios.

As dimensões dos corpos de prova são padronizadas em uma seção quadrada de lado 10 mm e comprimento de 55 mm, com o entalhe bem ao centro do comprimento. No entanto, como a barra de aço recebida tem espessura de 9 mm, uma adaptação da norma teve de ser feita para este corpos de prova, pois não são previstas seções reduzidas com entalhe em U. A figura 12 indica as dimensões em que foram usinados estes corpos de prova. Um detalhe a ser comentado é a profundidade do entalhe, que, segundo a tabela 2 da norma ABNT NBR ISO 148-1:2013, pode ser diferente do especificado, desde que seja indicada. Para tanto, esta profundidade de 1,5 mm foi determinada a partir de pré-testes que mostraram uma energia absorvida muito baixa com entalhes mais profundos em corpos de prova de comportamento frágil, o que poderia dificultar uma melhor comparação entre os resultados.

Figura 12 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de impacto Charpy com entalhe em U



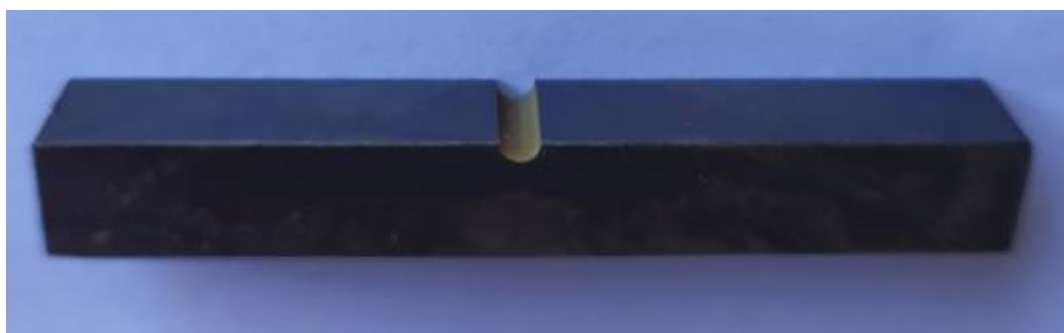
Fonte: Elaborada pelo autor.

O número de corpos de prova para este ensaio (56 corpos de prova, 8 para cada tipo/variação de tratamento térmico) foi maior em relação ao número de corpos de prova para ensaio de tração (28 corpos de prova, 4 para cada tipo/variação de

tratamento térmico) por ter sido avaliado o comportamento do aço AISI/SAE 9260, tratado termicamente conforme proposto, em duas temperaturas, 22 °C e -20 °C. Ou seja, para cada tipo/variação de tratamento térmico, os corpos de prova foram ensaiados em temperatura ambiente e em baixa temperatura, para que fosse observado e avaliado o possível efeito da austenita residual — de microestrutura CFC.

Estes corpos de prova foram fabricados considerando o sentido longitudinal de laminação da barra, ou seja, conforme seria a possível utilização desta barra na fabricação de componentes. Foram cortados em uma serra mecânica e esquadrejados em uma fresadora convencional para alcançar suas dimensões finais. Os entalhes tiveram que ser fabricados após os tratamentos térmicos, para que estes não ocasionassem concentrações de tensão — em função das variações de temperatura dos tratamentos térmicos — que pudessem influenciar significativamente nos resultados dos ensaios. Para tanto, o processo de eletroerosão a fio foi necessário para garantir as dimensões e também ser possível sua fabricação, devido à alta dureza dos corpos de prova. A máquina de eletroerosão a fio utilizada foi da fabricante Mitsubishi, modelo W11FX2, com fio de diâmetro 0,25 mm, que a Universidade do Vale do Rio dos Sinos (UNISINOS) dispõe sob patrimônio número 15527. Na fotografia 3, um dos corpos de prova com entalhe.

Fotografia 3 – Corpo de prova para ensaio de impacto com entalhe



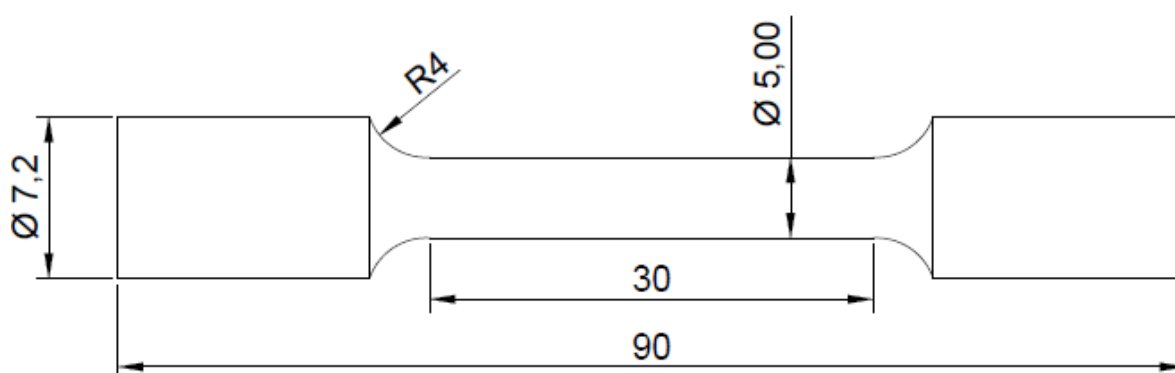
Fonte: Registrada pelo autor.

Além disso, seguindo orientação da norma ABNT NBR ISO 148-1:2013, os corpos de prova tiveram uma rugosidade superficial média (R_a) menor que 5 μm .

3.3.2 Corpos de Prova para Ensaio de Tração

Uma ampla gama de opções de corpos de prova para este ensaio é prevista na norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013. No entanto, as relações entre dimensões são restritas, então, com base nessas relações e com o intuito de melhor aproveitamento do material adquirido para este trabalho, na figura 13, as dimensões e geometria dos corpos de prova utilizados, em conformidade com a norma, são apresentadas.

Figura 13 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração



Fonte: Elaborada pelo autor.

Para sua fabricação, a etapa inicial também foi o corte em uma serra mecânica e no sentido longitudinal da barra. O restante do processo de usinagem foi feito em um torno mecânico convencional. Para este ensaio, a norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013 não indica valores de rugosidade para os corpos de prova usinados. No entanto, para que não houvesse interferência deste parâmetro nos resultados dos ensaios, o acabamento superficial teve um cuidado especial durante a preparação dos corpos de prova, de modo a ficarem menos suscetíveis ao aparecimento de fissuras (trincas) durante os tratamentos térmicos, o que poderia comprometer a validade dos ensaios de tração.

3.3.3 Corpos de Prova para Ensaio de Dureza

Para estes ensaios — Rockwell C e Vickers —, os corpos de prova foram os mesmos dos ensaios de impacto, escolhidos pela planicidade da superfície, já que superfícies arredondadas tem restrições previstas nas normas ABNT NBR NM ISO

6507-1:2008 (Dureza Vickers) e ABNT NBR NM ISO 6508-1:2008 (Dureza Rockwell). Para a medição da dureza de núcleo — pelo método Vickers —, as amostras dos corpos de prova ensaiados por impacto tiveram sua preparação com lixas d'água até atingir uma superfície plana e passível de ser ensaiada.

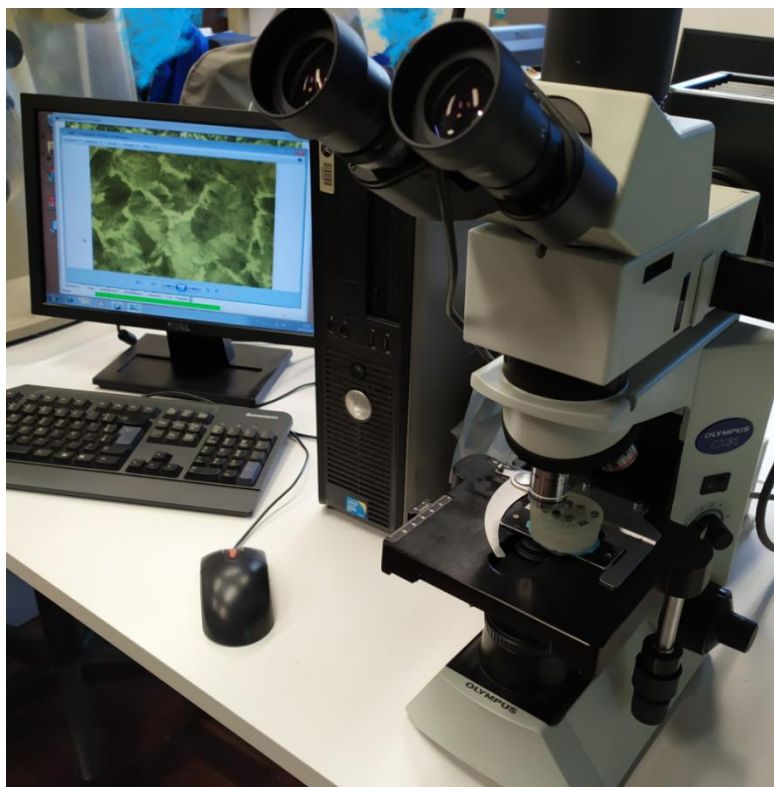
3.3.4 Amostras e Método de Análise Metalográfica

As amostras para análise das microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos foram retiradas das seções transversais dos corpos de prova ensaiados por tração, além de uma amostra retirada da barra de aço recebida, para análise da microestrutura do aço AISI/SAE 9260 no estado de fornecimento e verificação da sua microestrutura de superfície, considerando uma eventual descarbonetação.

A sequência de preparação e avaliação da metalografia foi: embutimento com resina, lixamento desde a lixa com granulometria 100 até 1200 — invertendo a direção do movimento em 90° a cada troca de lixa, para evitar que riscos das lixas anteriores fossem notados na análise microscópica —, polimento em politriz rotativa com adição de alumina e água, ataque químico com ácido nítrico a 2% (nital) para revelação das microestruturas e posterior análise em microscópio ótico da fabricante Olympus, modelo CX31, patrimônio número 0881281 da UNISINOS.

Todo o procedimento foi desenvolvido no Laboratório de Metalurgia Física da UNISINOS. Na fotografia 4 está exposto o microscópio durante utilização, conforme se observa na tela ao lado que está revelando a microestrutura analisada.

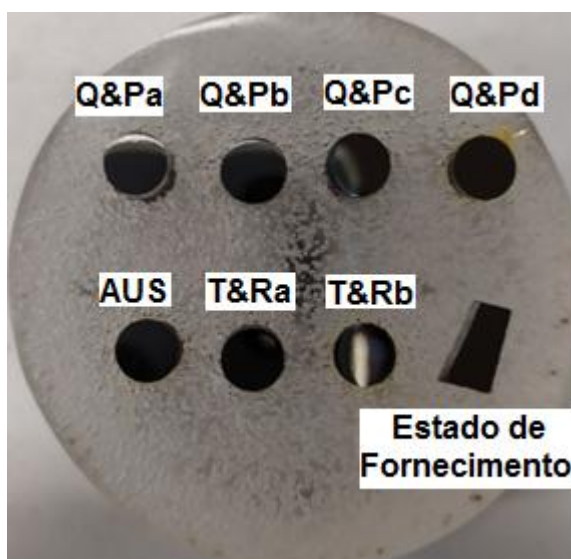
Fotografia 4 – Microscópio ótico Olympus CX31



Fonte: Registrada pelo autor.

Na sequência, uma imagem da preparação das amostras entre as etapas de polimento e ataque químico.

Fotografia 5 – Amostras para metalografia

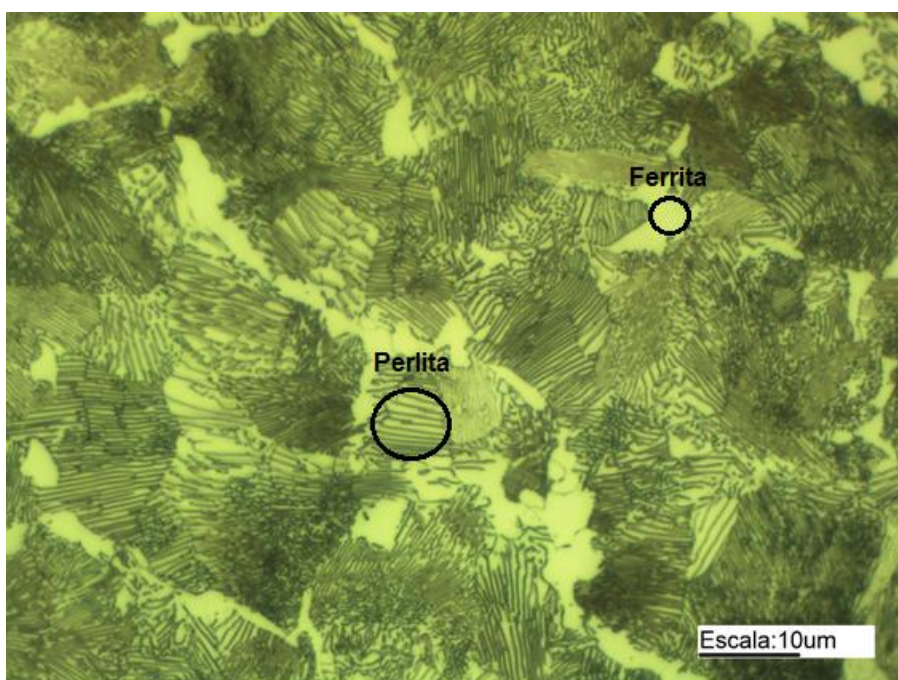


Fonte: Registrada e adaptada pelo autor.

Foram analisadas 8 amostras, sendo 7 referentes aos tratamentos térmicos e outra do aço AISI/SAE 9260 no estado de fornecimento, onde além da microestrutura, pôde ser observada e estimada a profundidade da camada descarbonetada do aço. As amostras foram dispostas em ordem lógica para não haver enganos na identificação. A designação apresentada na ilustração está contemplada no quadro 1, item 3.2 (Designações dos Corpos de Prova, Resumo dos Parâmetros dos Tratamentos Térmicos e Análises de Comparação).

Na fotografia 6, a microestrutura do aço no seu estado de fornecimento.

Fotografia 6 – Microestrutura do aço AISI/SAE 9260 no estado de fornecimento com ataque químico de Nital a 2%

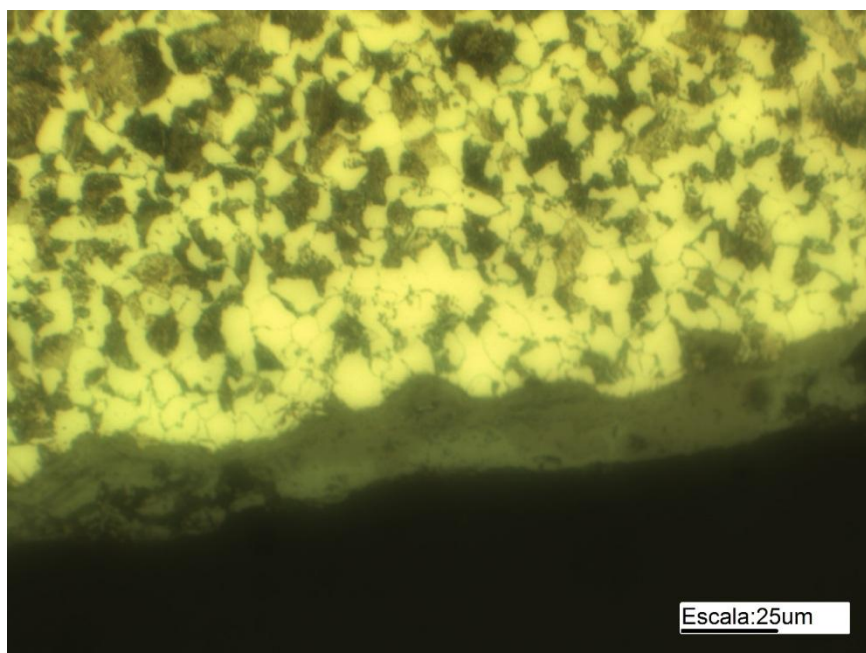


Fonte: Registrada pelo autor.

A microestrutura predominante observada na figura é a perlita, identificada por sua característica forma lamelar. As regiões mais claras são constituídas pela microestrutura ferrita. Por se tratar de um aço hipoeutetóide, porém com teor de carbono próximo ao do ponto eutetóide, esta combinação de microestruturas observadas está de acordo com o esperado.

Na fotografia 7, a análise metalográfica da camada descarbonetada do aço.

Fotografia 7 – Camada descarbonetada do aço com ataque químico de Nital a 2%



Fonte: Registrada pelo autor.

A região mais clara, próxima à superfície da amostra analisada, indica um teor de carbono mais baixo, o que, caracteriza a camada descarbonetada. Esta camada deve ser removida para a fabricação de peças, pois pode causar alterações nas propriedades mecânicas, sobretudo, na dureza superficial. Pela medição em escala feita durante a análise, a camada descarbonetada é de, no máximo, 0,1 mm. Isto indica que os corpos de prova usinados para este trabalho não sofreram influência da camada descarbonetada, visto que todas as dimensões são menores que a espessura da barra, descontando a camada de descarbonetação em ambos os lados.

3.4 Parâmetros dos Tratamentos Térmicos Convencionais

Os parâmetros utilizados nos tratamentos térmicos convencionais foram definidos a partir dos diagramas IT e CCT do aço AISI/SAE 9260 e das temperaturas utilizadas nos banhos de sal da empresa onde foram realizados os tratamentos térmicos. Para a austenitização do aço, os corpos de prova foram imersos em um banho de sal por 10 minutos — tempo definido com base no conhecimento prático da empresa de tratamentos térmicos Termo Aço — na temperatura de 870 °C, determinada de acordo com o exposto no item 2.2.1 (Têmpera).

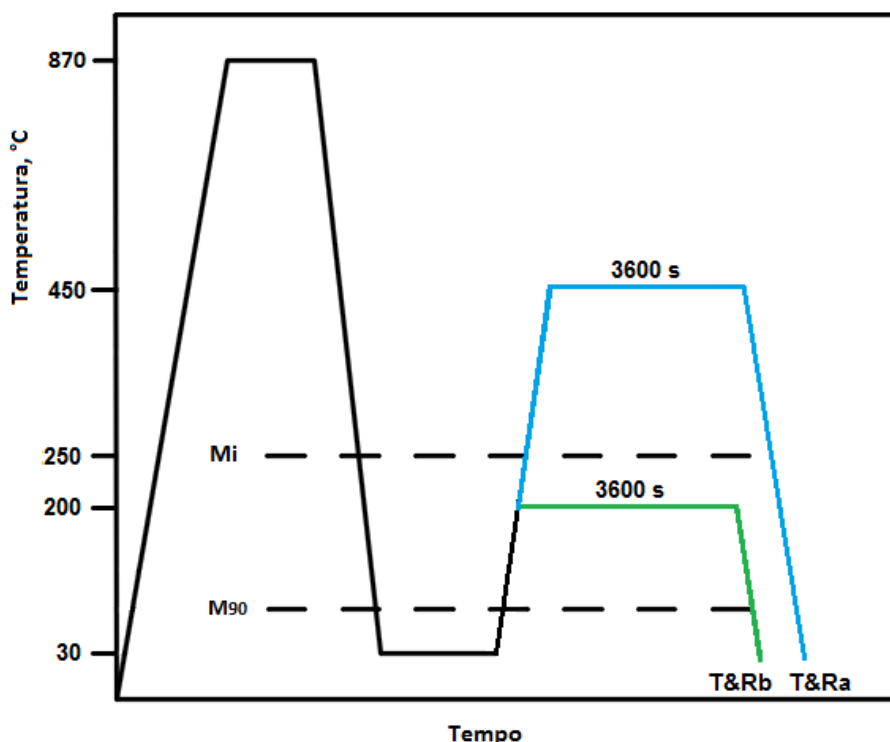
As temperaturas de início de formação de martensita (M_i) podem ser determinadas de variadas formas. Neste trabalho, os diagramas IT e CCT — figuras 1 e 2, respectivamente — do aço AISI/SAE 9260 foram tomados como referência para tal. Como nos diagramas esta temperatura não está indicada numericamente, o procedimento para encontrar os valores foi a ampliação de tamanho (zoom) na região do diagrama onde está a linha M_i e, em escala, relacionadas as distâncias das linhas onde os valores de temperatura eram conhecidos, com a linha M_i .

3.4.1 Parâmetros da Têmpera/Revenido

Em função do resfriamento contínuo que é característico da têmpera, os parâmetros foram escolhidos com base no diagrama CCT do aço, visando obter a maior fração de martensita possível e, posterior revenido em fornos elétricos com temperaturas de 200 °C e 450 °C, por 60 minutos. Estas temperaturas de revenido foram determinadas a partir de pré-testes que objetivaram alcançar valores de dureza próximos aos demais tratamentos térmicos, sobretudo os Q&Ps, para uma análise mais concisa entre estes tratamentos térmicos no quesito equilíbrio de propriedades mecânicas. Os resfriamentos das têmperas foram em óleo na temperatura de 30 °C, o que, conforme o diagrama CCT do aço AISI/SAE 9260 (figura 2), indica a formação de no mínimo 90% de martensita.

A figura 14 indica as linhas de resfriamento e aquecimento conforme transcorreram os tratamentos.

Figura 14 – Diagrama representativo dos tratamentos de têmpera/revenido



Fonte: Elaborada pelo autor.

3.4.2 Parâmetros da Austêmpera

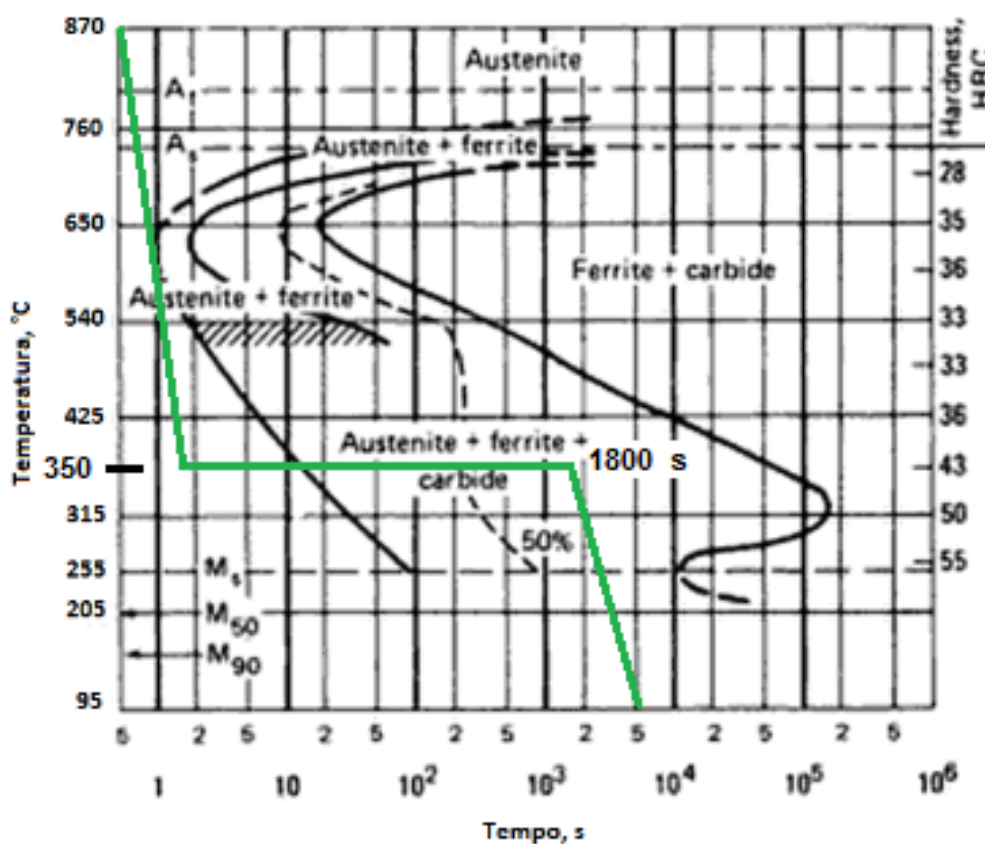
Por ser um tratamento isotérmico, seus parâmetros foram definidos com base no diagrama IT (figura 1) do aço. Com o objetivo de obter as propriedades mecânicas que a microestrutura bainítica proporciona ao aço, a prática industrial citada no item 2.2.3 (Austêmpera) foi aplicada, ou seja, o objetivo foi a obtenção de uma microestrutura bainítica, porém não com transformação total, o que poderia ser chamado de “austêmpera parcial”, no entanto, tratado apenas como austêmpera, de acordo com o que é utilizado na indústria e também na bibliografia consultada. A temperatura do banho de sal foi de acordo com a disponibilidade de temperaturas de banho da empresa onde foram tratados termicamente os corpos de prova, o que, corresponde a 350 °C.

Uma microestrutura com quantidade significativa de bainita formada é importante para comparação das propriedades mecânicas obtidas com os demais tratamentos térmicos deste trabalho. O tempo de mantimento na temperatura foi de 30 minutos, que, conforme o diagrama IT do aço AISI/SAE 9260 (figura 1),

corresponde a pelo menos 50% de transformação em bainita, e, também, é o tempo usado para todos os tratamentos térmicos de austêmpera realizados na empresa Termo Aço — onde foram feitos os tratamentos térmicos deste trabalho.

Na figura 15, o diagrama representativo com a linha — de cor verde — de resfriamento deste tratamento.

Figura 15 – Diagrama IT com representação das linhas de resfriamento da austêmpera



Fonte: Adaptado de Chandler (1995, pág. 495).

3.5 Parâmetros do Q&P

As mesmas considerações sobre a austenitização dos corpos de prova dos tratamentos térmicos convencionais se aplicam ao Q&P, ou seja, 10 minutos de imersão em banho de sal a 870 °C.

O tratamento térmico de Q&P tem a possibilidade de ser realizado em diferentes temperaturas na etapa do particionamento, cada qual com suas peculiaridades já abordadas neste trabalho. Pode ser com aumento de temperatura

em relação à têmpera parcial (Q&P de 2-etapas), ou realização na mesma temperatura da têmpera parcial (Q&P de 1-etapa). A têmpera parcial foi definida em uma temperatura intermediária entre as linhas M_i e M_f e o particionamento em duas temperaturas e tempos diferentes, contabilizando 4 tratamentos de Q&P.

Para definição da temperatura da têmpera parcial, a relação de Koistinen-Marburger — apresentada no item 2.4 (Q&P - Têmpera Parcial e Particionamento) — foi tomada como base para que a quantidade de austenita fosse tal que pudesse ser enriquecida com carbono na fase do particionamento e se tornasse relativamente estável em temperatura ambiente. A temperatura foi definida como 160 °C, sendo a fração de martensita estimada em 0,64 e, portanto, a fração de austenita estimada de 0,36. Ainda, considera-se que parte desta austenita se transforme em martensita quando ocorrer o resfriamento até a temperatura ambiente após o particionamento, mesmo enriquecida com carbono proveniente da martensita formada na têmpera parcial.

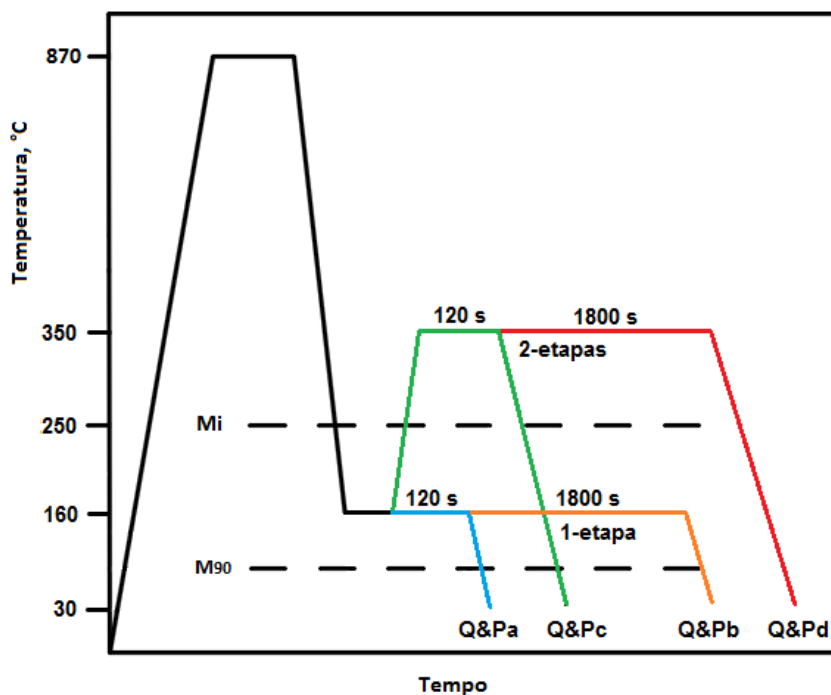
Frações maiores de austenita residual podem ser alcançadas com temperaturas de têmpera parcial maiores, entretanto, julgou-se que esta austenita não se enriqueceria suficientemente com carbono no particionamento e se tornaria instável à temperatura ambiente, se transformando em martensita e assim resultando em perda das propriedades mecânicas desejadas nos aços Q&P. Isto aconteceria por ter uma alta fração de austenita para ser enriquecida com carbono a partir de uma baixa fração de martensita, de onde o carbono migraria para a austenita, ou seja, poderia não haver um enriquecimento suficiente de carbono pela austenita e esta não permanecer estável em temperatura ambiente.

Para o particionamento, uma das temperaturas foi a mesma da têmpera parcial, 160°C, e a outra foi acima da linha M_i do diagrama CCT (figura 2), determinada em 350 °C, por ser a maior temperatura de banho disponível na empresa de tratamentos térmicos e também compatível para o particionamento em aços AISI/SAE 9260, conforme trabalhos consultados. Os tempos de particionamento foram escolhidos para que não fossem muito curtos, com o objetivo de enriquecer a austenita com carbono em quantidade suficiente para esta ser estável em temperatura ambiente, e da mesma forma não muito longos para prevenir a possível formação de alguma outra microestrutura (carbonetos, bainita) que pudesse surgir em quantidade considerável, fato este, que como visto no item 2.4 (Q&P - Têmpera Parcial e Particionamento), ainda é alvo de estudo nos aços

Q&P. Portanto, tempos de 120 e 1800 segundos foram escolhidos com base nos intervalos de tempo utilizados nos vários trabalhos pesquisados.

No diagrama da figura 16, são representadas as temperaturas e tempos dos 4 tratamentos Q&P com base no diagrama CCT do aço AISI/SAE 9260 (figura 2).

Figura 16 – Diagrama representativo do tratamento de Q&P



Fonte: Elaborada pelo autor.

3.6 Instalações dos Tratamentos Térmicos

Com vista da não disponibilidade de banhos de sal na UNISINOS, todos os tratamentos térmicos, com exceção do revenido, foram realizados na empresa Termo Aço Tratamentos Térmicos Ltda., localizada na cidade de Caxias do Sul, estado do Rio Grande do Sul. A fotografia 8 mostra o local dos tratamentos térmicos.

Fotografia 8 – Banhos de sal com indicação de temperatura da empresa Termo Aço



Fonte: Registrada e adaptada pelo autor.

Os banhos de sal, conforme mostrados, localizam-se próximos uns dos outros, o que é benéfico para que não ocorram perdas de calor nas peças durante as movimentações entre um banho e outro. Para imersão nestes banhos, a fixação dos corpos de prova foi feita com amarração por arame, conforme fotografia 9.

Fotografia 9 – Amarração dos corpos de prova para os tratamentos térmicos



Fonte: Registrada pelo autor.

Nesta fotografia, os corpos de prova já estão tratados termicamente, portanto, a austêmpera e os tratamentos térmicos de Q&P já estavam finalizados, restando apenas a etapa de revenido dos corpos de prova temperados. Este revenido, por sua vez, pôde ser realizado nos fornos elétricos do Laboratório de Metalurgia Física da UNISINOS.

3.7 Ensaios Mecânicos

Todos os ensaios mecânicos deste trabalho puderam ser realizados nos laboratórios de Ensaio Mecânicos e de Metalurgia Física da UNISINOS. Para tanto, os próximos subcapítulos descrevem e ilustram os procedimentos, equipamentos e detalhes pertinentes a cada ensaio.

3.7.1 Ensaio de Impacto

Para este ensaio, o equipamento utilizado foi uma máquina para ensaios de impacto — do tipo Charpy — por pêndulo, com indicador analógico de energia absorvida, da fabricante Heckert, número de patrimônio 045030 da UNISINOS.

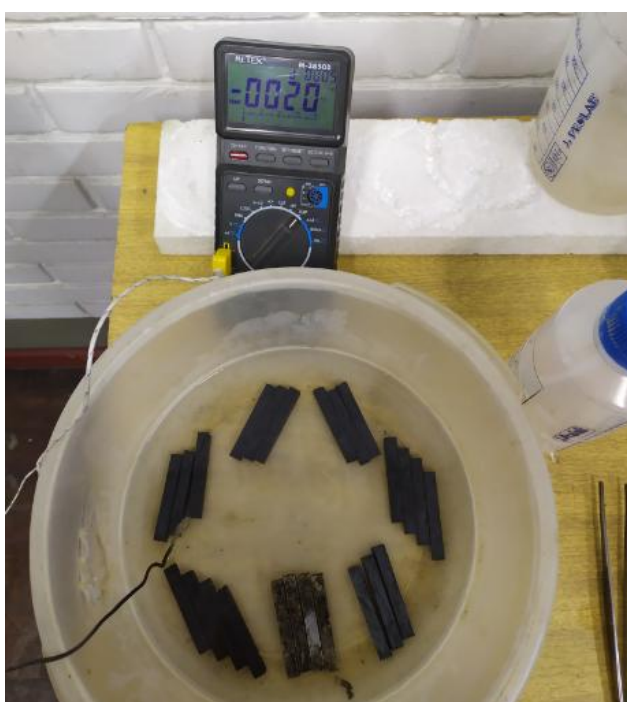
Fotografia 10 – Máquina de ensaio de impacto



Fonte: Registrada pelo autor.

No momento dos ensaios, o laboratório estava com temperatura ambiente de 22 °C. Para os ensaios em baixa temperatura, foi utilizado um recipiente plástico para acondicionar os corpos de prova e, neste recipiente, adicionado álcool e dióxido de carbono solidificado — gelo seco — para atingir a temperatura de -20 °C, conforme se observa na fotografia 11. Os corpos de prova ficaram por 20 minutos imersos neste banho e nesta temperatura antes dos ensaios, para que a temperatura fosse homogênea em todas as suas seções.

Fotografia 11 – Corpos de prova para ensaio de impacto à -20 °C



Fonte: Registrada pelo autor.

O recipiente estava próximo à máquina de ensaios para que o tempo entre a retirada de cada corpo de prova e a realização do ensaio fosse o menor possível, garantindo que os ensaios ocorressem sem diferenças entre si e o mais próximo possível da temperatura de -20 °C.

3.7.2 Ensaio de Tração

Para este ensaio, o equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios, da fabricante MTS, instalada no Laboratório de Ensaios Mecânicos da UNISINOS. Para o ensaio, a velocidade de deslocamento foi de 0,02 mm/s. Na fotografia 12 está exposto o equipamento.

Fotografia 12 – Máquina universal de ensaios MTS



Fonte: Registrada pelo autor.

A partir deste ensaio, foram gerados os gráficos de tensão versus deformação para cada corpo de prova, do qual foram extraídas informações para a comparação entre os tratamentos térmicos. Os valores de tenacidade, limite de escoamento, limite de resistência à tração e o alongamento percentual foram originados a partir destes gráficos, além da estricção — para os corpos de prova com comportamento dúctil —, obtida por medições dos corpos de prova antes e após os ensaios, e o PSE, que corresponde ao produto do limite de resistência à tração com o alongamento percentual, conforme descrito no item 2.6.1 (Resistência à Tração).

A tenacidade, que neste ensaio corresponde ao valor da área sob a curva do gráfico de tensão versus deformação, foi calculada multiplicando o deslocamento a cada instante (valor fornecido pela máquina de ensaios) com a tensão aplicada neste dado instante, e, depois, somados todos estes valores — que representam inúmeros retângulos e são aproximações utilizadas em cálculo integral para determinação de áreas, método chamado de Somas de Riemann —, para então encontrar o valor correspondente à área sob a curva.

Para determinação da tensão de escoamento (σ_{esc}) — assumida como sendo igual ao limite de proporcionalidade —, por não ser possível visualizar nitidamente no gráfico de tensão versus deformação a mudança do regime de deformação elástica para o regime de deformação plástica, foi adotado o sistema estabelecido por uma convenção, conforme indicam Callister e Rethwisch (2016), que consiste em construir uma linha reta paralela com a linha de deformação elástica do gráfico de tensão versus deformação em um ponto de pré-deformação, estabelecido em 0,2%. A tensão que corresponde ao ponto de intersecção desta linha com a curva do gráfico é admitida como a tensão de escoamento.

No momento dos ensaios, o laboratório estava com temperatura ambiente de 22 °C e todos estes ensaios foram realizados em sequência. Ao fim dos ensaios, foram coletados os dados de cada um destes em um arquivo de texto que continha o deslocamento da máquina e a força aplicada a cada instante durante o ensaio. Este arquivo foi exportado para uma planilha eletrônica onde as curvas dos gráficos de tensão versus deformação puderam ser construídas.

3.7.3 Ensaio de Dureza

Para o ensaio pelo método Rockwell de dureza, foi utilizado um equipamento da fabricante Mitutoyo, modelo HR-400, conforme a fotografia 13.

Fotografia 13 – Durômetro Mitutoyo HR-400 para o método Rockwell



Fonte: Registrada pelo autor.

O equipamento foi ajustado para a escala C de dureza Rockwell e sua ação é automatizada, ou seja, o resultado é exposto no *display* ao final do ensaio.

Para a análise de dureza pelo método Vickers — que foi medida na superfície e no núcleo dos corpos de prova — o equipamento utilizado foi da fabricante Heckert, mostrado na fotografia 14. Neste ensaio, o procedimento é manual, tanto para execução do ensaio, quanto para leitura do valor de dureza correspondente.

Fotografia 14 – Durômetro Heckert para o método Vickers



Fonte: Registrada pelo autor.

Antes dos ensaios, a máquina foi aferida com um ensaio no bloco padrão de dureza, que indica a utilização 981 N de carga, e que foi mantida para os ensaios posteriores. Com o ensaio encerrado, a medida da diagonal marcada na peça foi comparada em uma tabela, que, de acordo com a carga aplicada, apontou a dureza correspondente.

Todos os ensaios de dureza foram repetidos em vários corpos de prova dos diferentes tratamentos térmicos e também em regiões distintas de cada um, inclusive dos núcleos. Os resultados apresentados posteriormente são as médias destas várias medições.

4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Para melhor organização e entendimento do leitor, este capítulo está estruturado de forma a apresentar os resultados em grupos de acordo com o nível de dureza das amostras: Grupo I (59,3 - 61,2 HRC), Grupo II (43 - 44,5 HRC) e Grupo III (53,5 HRC). Dentro destes grupos, são discutidas particularidades das propriedades mecânicas e suas comparações, apontando as vantagens de um tratamento térmico sobre os demais — de mesmo nível de dureza — com base no que já era esperado e no que não ocorreu conforme previsto. Tudo em consonância com o embasamento teórico apresentado ao longo do trabalho.

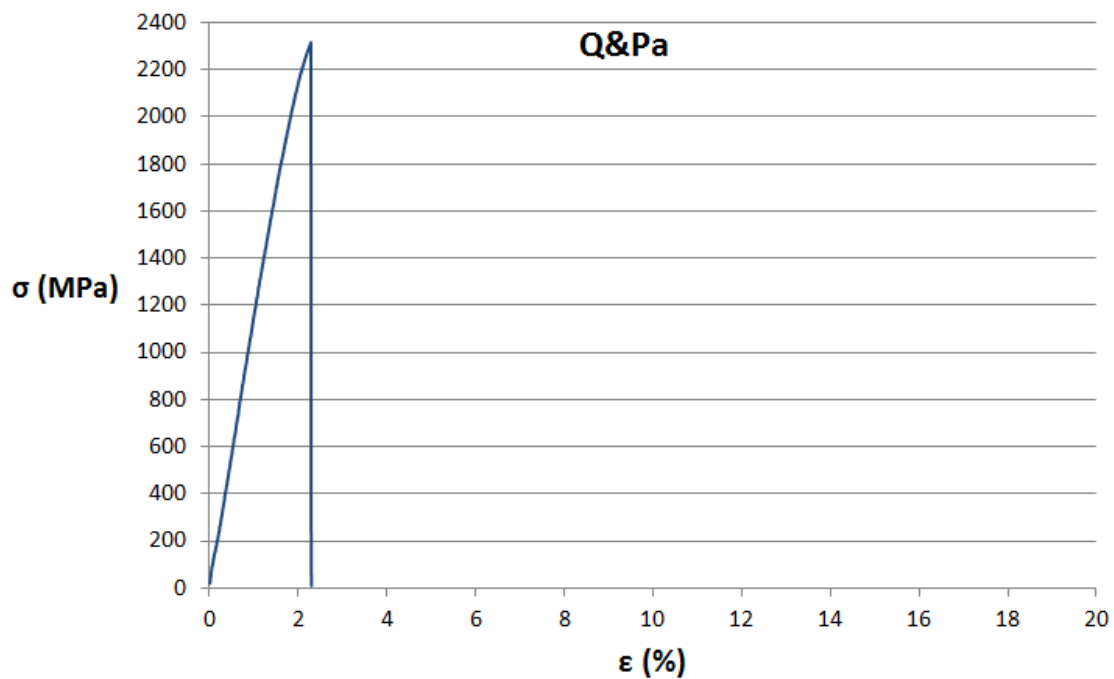
Todos os resultados numéricos apresentados nesta seção são valores médios dos ensaios realizados, não foram considerados os resultados que divergiram de maneira significativa dos demais, portanto, ao menos 3 resultados para cada propriedade e tratamento térmico foram considerados com seus resultados apresentando valores próximos. Portanto, para fins de comparação, os valores apresentados satisfazem o proposto neste trabalho.

Como complemento a todas as propriedades mecânicas analisadas e comparadas, a microestrutura oriunda de cada tratamento térmico é apresentada e brevemente comentada em subcapítulos para contemplação do leitor.

4.1 Grupo I (59,3 - 61,2 HRC): Tratamentos Térmicos Q&Pa, Q&Pb e T&Rb

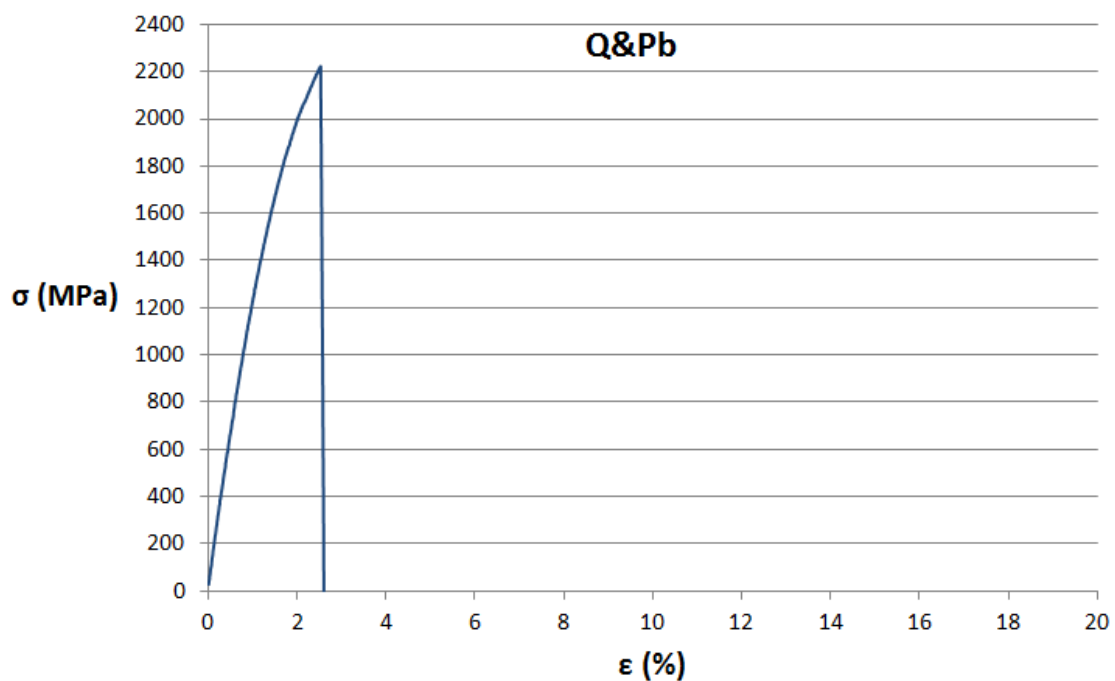
Estes três tratamentos térmicos obtiveram as durezas mais altas dentre todos os corpos de prova, e, por isso, são comparados entre si dentro do grupo I. Na sequência, estão os gráficos gerados a partir dos ensaios de tração e um quadro com as propriedades mecânicas e demais dados obtidos a partir destes gráficos, dos ensaios de dureza e ensaios de tenacidade ao impacto.

Gráfico 1 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de Q&Pa



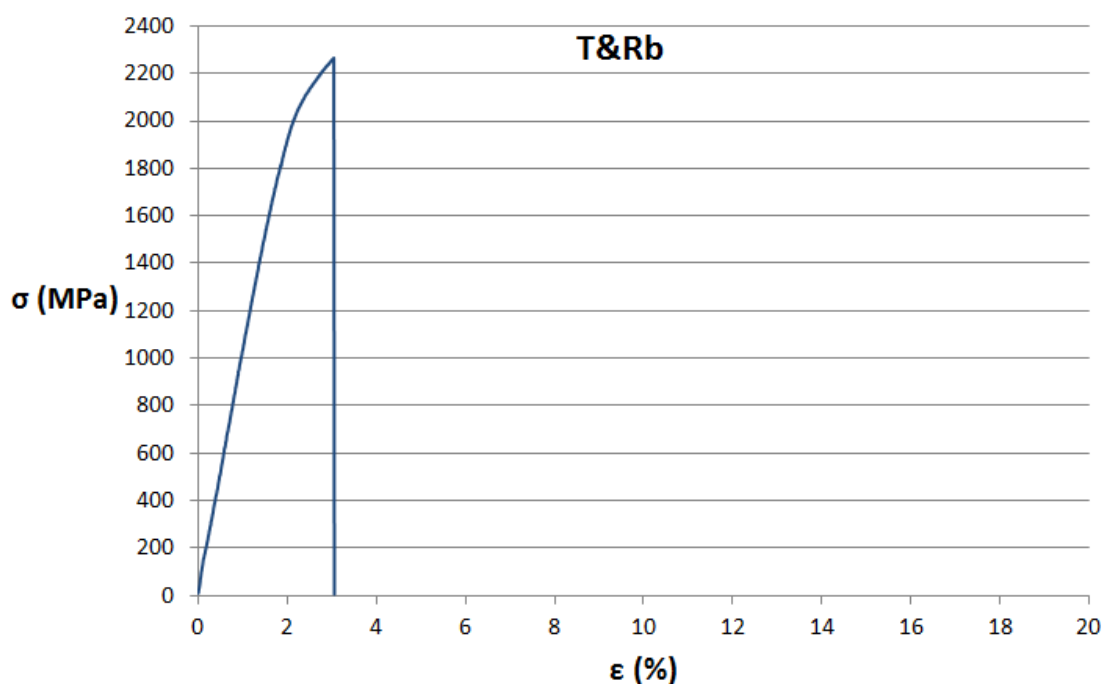
Fonte: Elaborado pelo autor.

Gráfico 2 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de Q&Pb



Fonte: Elaborado pelo autor.

Gráfico 3 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de T&Rb



Fonte: Elaborado pelo autor.

Quadro 2 – Resultados dos ensaios do Grupo I: Q&Pa, Q&Pb e T&Rb

Grupo I		Q&Pa	Q&Pb	T&Rb
Ensaio de Dureza	Rockwell C (HRC) na Superfície	61,2	59,5	59,3
	Vickers (HV100) na Superfície	811	772	752
	Vickers (HV100) no Núcleo	789	790	740
Ensaio de Tração	Tensão Máxima ($\sigma_{\text{máx}}$), em MPa	2315	2222	2265
	Alongamento (ϵ)	0,4%	0,8%	1,0%
	Tensão de Escoamento (σ_{esc}), em MPa	2170	1830	2030
	PSE, em MPa%	926	1778	2265
	Tenacidade pela Área do Gráfico, em J/mm ³	5,48	6,89	10,48
	Estricção	-	-	-
Ensaio de Impacto	Energia Absorvida à 22 °C, em J	4,5	5	5,5
	Energia Absorvida à -20 °C, em J	4	4,5	5
	Decréscimo de Tenacidade	11,1%	10,0%	9,1%

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os gráficos de tensão versus deformação mostram um comportamento frágil destes corpos de prova, o que é característico de materiais com o nível de dureza apresentado. O esperado seria um possível comportamento mais dúctil dos tratamentos de Q&Pa e Q&Pb em relação ao T&Rb, dado pela ação do particionamento do carbono, o que, parece não ter ocorrido — mesmo em um período de tempo maior, como é o caso do Q&Pb (1800 s) — em função da temperatura (160 °C) em que foi realizada esta etapa, possivelmente muito baixa para a difusão do carbono.

A dureza ligeiramente inferior do Q&Pb em relação ao Q&Pa se deve ao tempo transcorrido neste tratamento, que, parece ter funcionado apenas como um alívio de tensões, e assim, proporcionou propriedades relacionadas à tenacidade um pouco melhores em relação ao Q&Pa, evidenciado por todos os parâmetros avaliados, como alongamento percentual, PSE, tenacidade pela área do gráfico e também tenacidade ao impacto.

A estrição não pôde ser avaliada nestes corpos de prova pela impossibilidade de medição do diâmetro destes após os ensaios, considerando que todos tiveram comportamento frágil, a estrição seria aproximadamente zero.

Destes três tratamentos térmicos do grupo I, o que melhor apresentou equilíbrio entre as propriedades mecânicas foi o T&Rb, com a resistência máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$) próxima aos demais e com melhores resultados no alongamento, no PSE e na tenacidade avaliada pela área do gráfico de tensão versus deformação. A mesma vantagem foi observada nos ensaios de tenacidade ao impacto, ainda que a diferença seja pouca, dada a resolução do equipamento, que é de 1 Joule (J). Quando ensaiados em temperatura de -20 °C, todos tiveram um decréscimo em níveis semelhantes na tenacidade ao impacto, não demonstrando superioridade de nenhum em relação aos demais.

Em relação aos resultados superiores apresentados pelo tratamento de T&Rb, cabe destacar que para este tratamento, toda a martensita formada na têmpera foi revenida. Já para o tratamento de Q&Pa, tanto a martensita formada na têmpera parcial quanto aquela formada no resfriamento até a temperatura ambiente, após o particionamento, não foram revenidas. Da mesma forma, no tratamento de Q&Pb, apesar da martensita formada na têmpera parcial ter sido revenida durante a etapa de particionamento, a martensita formada no resfriamento até a temperatura

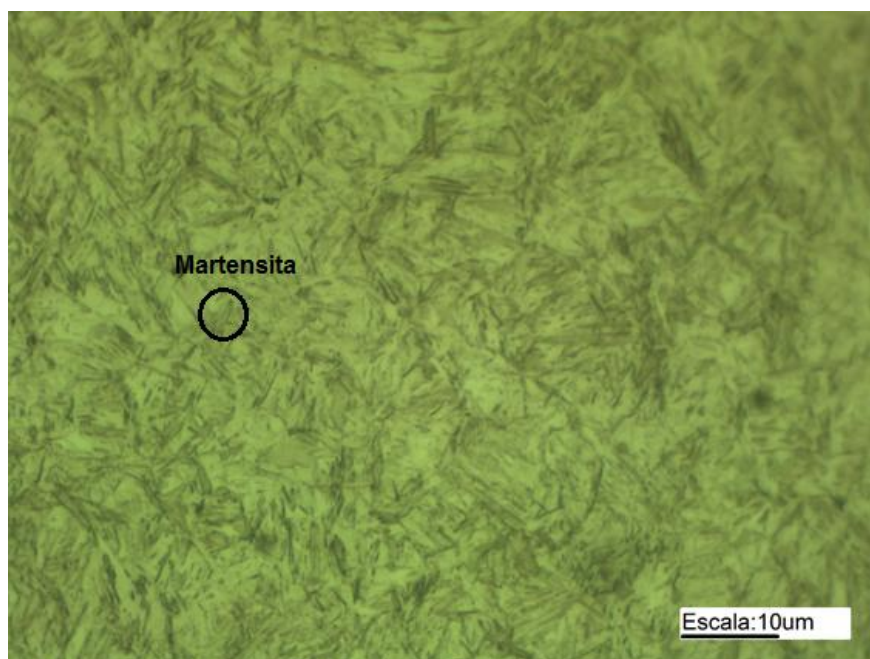
ambiente não foi revenida. Estas condições resultaram na fragilidade observada pelos ensaios nos corpos de prova destes tratamentos de Q&Pa e Q&Pb.

Em questão de uniformidade de dureza, tanto no núcleo quanto na superfície os valores medidos foram próximos, indicando que a microestrutura apresentada pelos corpos de prova foi homogênea, o que já era esperado, devido às seções reduzidas dos corpos de prova.

4.1.1 Análise Metalográfica Q&Pa, Q&Pb e T&Rb

Os resultados da análise metalográfica para os três tratamentos térmicos comparados neste subcapítulo são apresentados a seguir. A fotografia 15 revela a microestrutura formada no tratamento Q&Pa.

Fotografia 15 – Microestrutura do Q&Pa com ataque químico de Nital a 2%



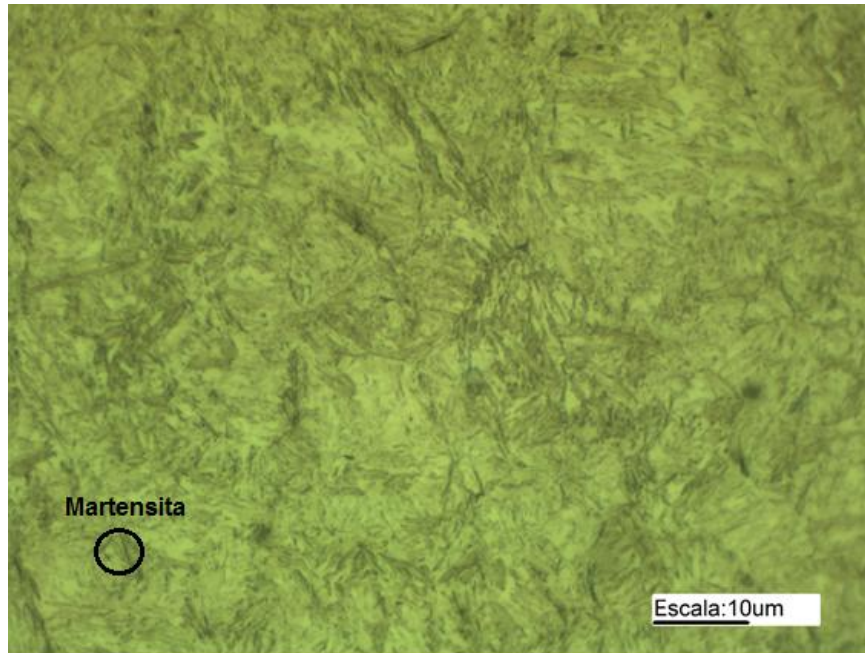
Fonte: Registrada pelo autor.

A martensita é a microestrutura de maior presença nesta amostra analisada, isto porque este tratamento de Q&Pa ocorreu em condições semelhantes a um tratamento térmico de martêmpera — que consiste em realizar uma breve interrupção no resfriamento brusco da têmpera, com o intuito de equalizar as temperaturas de superfície e núcleo da peça, antes do resfriamento até a temperatura ambiente —, porém sem o revenido, e portanto, resultando em uma

martensita não revenida de alta dureza e fragilidade, o que é confirmado pelos ensaios realizados nestes corpos de prova.

A fotografia 16 revela a microestrutura do tratamento Q&Pb.

Fotografia 16 – Microestrutura do Q&Pb com ataque químico de Nital a 2%

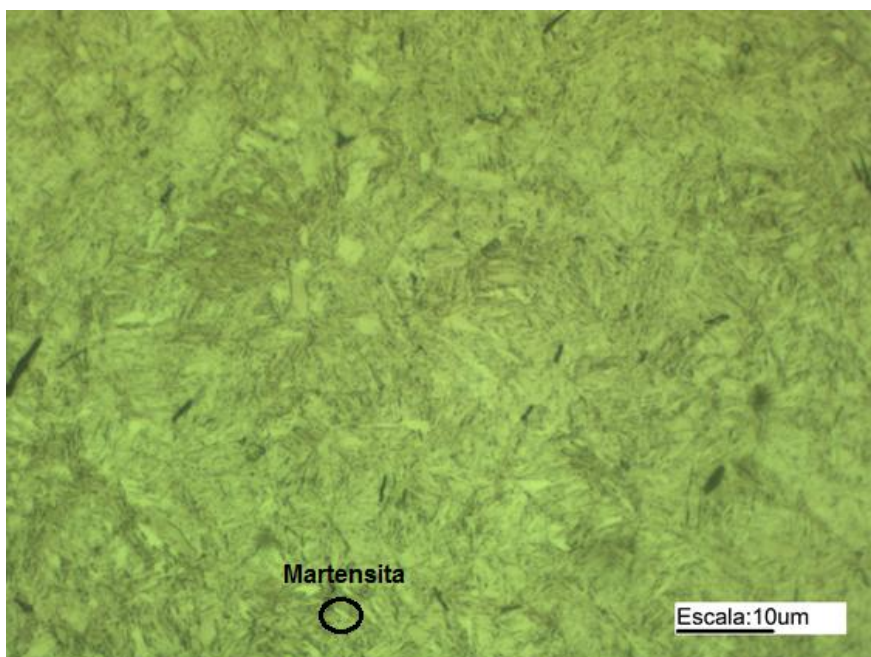


Fonte: Registrada pelo autor.

Aqui, há martensita formada tanto na têmpera parcial quanto no resfriamento até a temperatura ambiente após a etapa de particionamento, que, como já mencionado, parece não ter ocorrido. No entanto, diferentemente do Q&Pa, esta martensita é revenida, em função do tempo (1800 s) de mantimento na temperatura de 160 °C.

Por fim, na fotografia 17, a microestrutura formada no tratamento T&Rb, que é uma têmpera seguida por revenido.

Fotografia 17 – Microestrutura do T&Rb com ataque químico de Nital a 2%



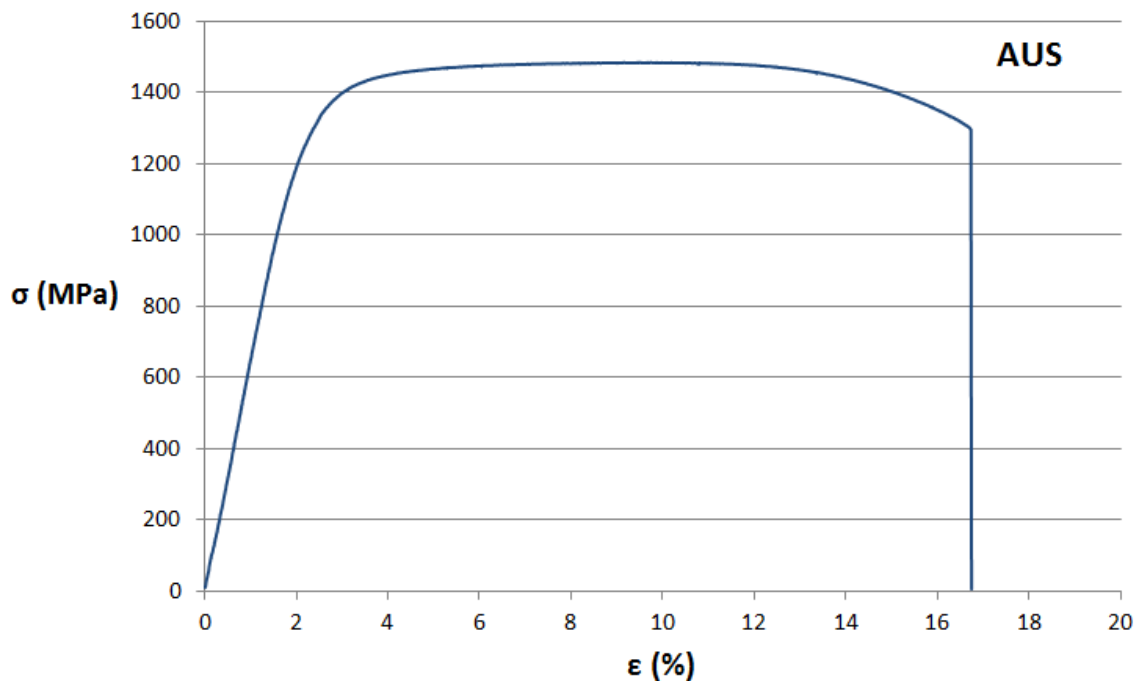
Fonte: Registrada pelo autor.

A microestrutura dominante nesta amostra é, assim como nos outros tratamentos deste subcapítulo, a martensita. Esta, formada pelo resfriamento até uma temperatura próxima à ambiente e posteriormente revenida, tem dureza muito próxima às outras e uma microestrutura consideravelmente homogênea.

4.2 Grupo II (43 - 44,5 HRC): Tratamentos Térmicos AUS, Q&Pd e T&Ra

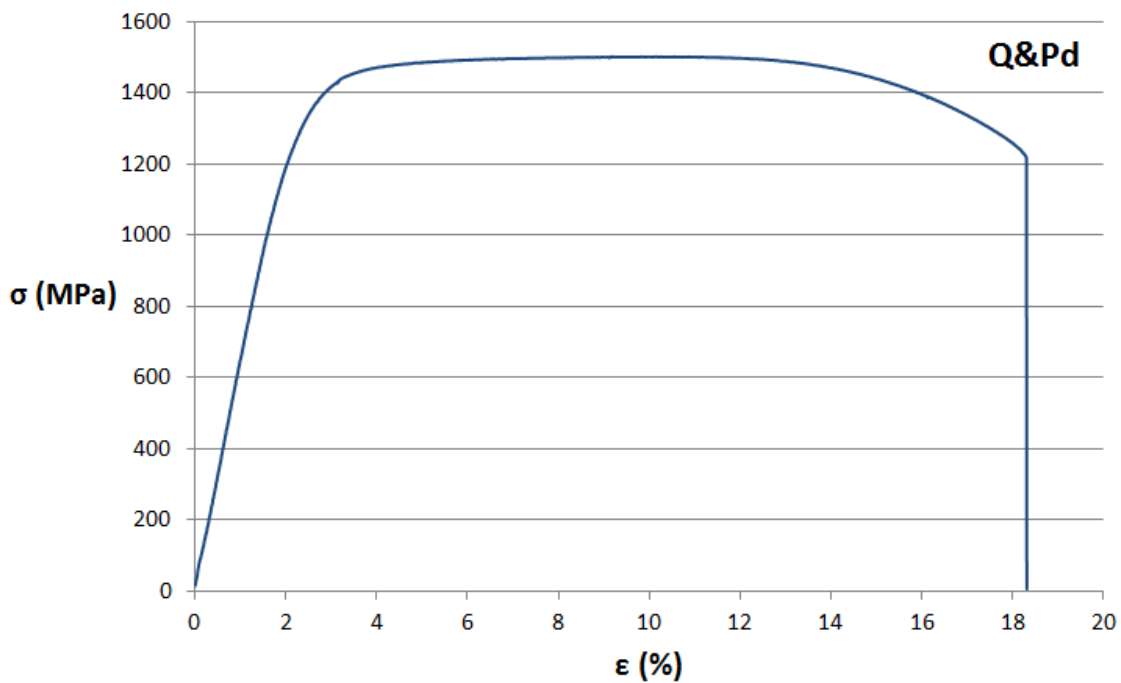
Por apresentarem níveis próximos, e também os mais baixos, de dureza, estes três tratamentos térmicos são comparados entre si dentro do grupo II. Consistem em uma austêmpera parcial (AUS), um Q&P de 2-etapas (Q&Pd) e uma têmpera seguida por revenido (T&Ra). Assim como no item anterior, são apresentados os gráficos de tensão versus deformação de cada um, e, na sequência, um quadro com todas as propriedades obtidas por meio dos ensaios.

Gráfico 4 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de AUS



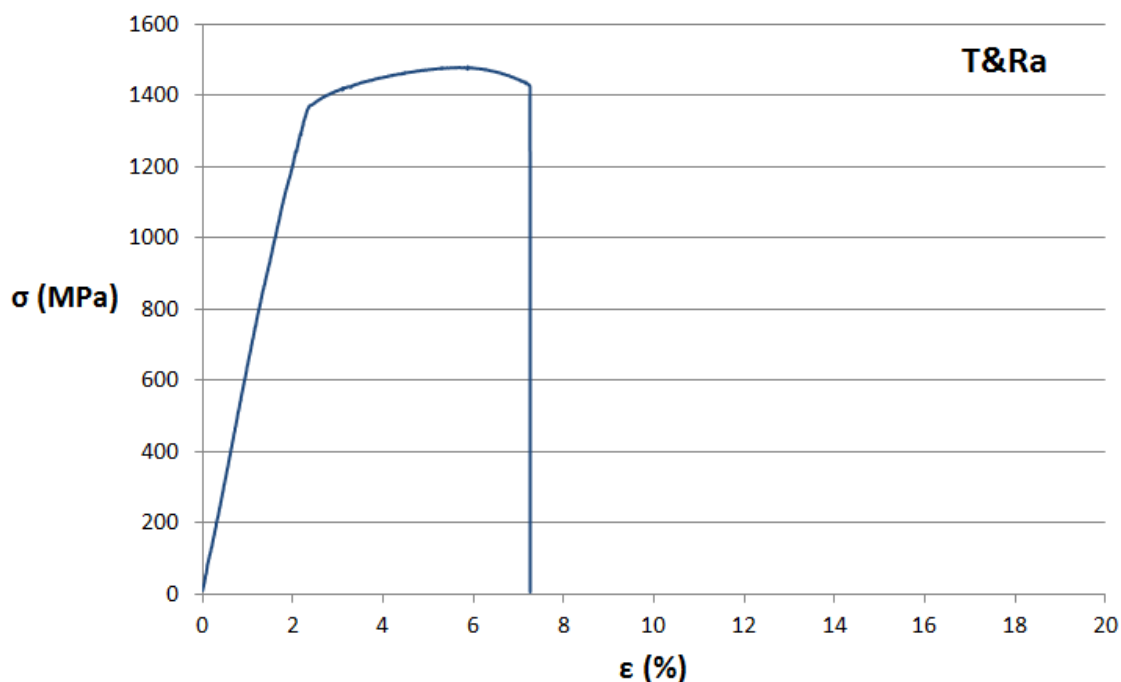
Fonte: Elaborado pelo autor.

Gráfico 5 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de Q&Pd



Fonte: Elaborado pelo autor.

Gráfico 6 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de T&Ra



Fonte: Elaborado pelo autor.

Quadro 3 – Resultados dos ensaios do Grupo II: AUS, Q&Pd e T&Ra

Grupo II		AUS	Q&Pd	T&Ra
Ensaio de Dureza	Rockwell C (HRC) na Superfície	43	44,5	43
	Vickers (HV100) na Superfície	465	495	478
	Vickers (HV100) no Núcleo	488	512	463
Ensaio de Tração	Tensão Máxima ($\sigma_{\text{máx}}$), em MPa	1485	1502	1481
	Alongamento (ϵ)	15,2%	16,4%	5,2%
	Tensão de Escoamento (σ_{esc}), em MPa	1250	1280	1370
	PSE, em MPa%	22572	24633	7701
	Tenacidade pela Área do Gráfico, em J/mm ³	251,94	301,03	46,36
	Estricção	42,2%	48,2%	15,4%
Ensaio de Impacto	Energia Absorvida à 22 °C, em J	43	52	16
	Energia Absorvida à -20 °C, em J	37	47	14
	Decréscimo de Tenacidade	14,0%	9,6%	12,5%

Fonte: Elaborado pelo autor.

A avaliação do tratamento térmico que proporciona melhor equilíbrio entre propriedades mecânicas de dureza e tenacidade é facilitada pelos níveis de dureza próximos apresentados pelos corpos de prova deste grupo II, portanto, analisando os resultados relacionados com a tenacidade, tem-se uma avaliação acertada do proposto neste trabalho. Corroborando esta afirmação, os resultados de dureza de núcleo, comparados em mesma escala (Vickers) com os valores apresentados na superfície, indicam que há homogeneidade de dureza — considerando que as diferenças não são significativas — e, também, de microestruturas em toda a seção dos corpos de prova.

O limite de resistência ($\sigma_{\text{máx}}$) de cada tratamento térmico apresentou-se de acordo com o nível de dureza, com o tratamento de Q&Pd apresentando um valor ligeiramente superior (1502 MPa) em relação aos demais (1485 MPa para AUS e 1481 para T&Ra). Da mesma forma, o alongamento percentual ($\epsilon_{\%}$) do Q&Pd foi superior à AUS, e estes dois muito superiores à T&Ra, conforme quadro 3. Uma vantagem apresentada pelo tratamento T&Ra é o valor da tensão de escoamento (σ_{esc}), que foi relativamente maior (1370 MPa) em comparação aos valores apresentados pelos tratamentos de AUS (1250 MPa) e Q&Pd (1280 MPa), o que, em determinadas aplicações, deve ser considerado.

Em se tratando de equilíbrio entre as propriedades mecânicas, o indicador PSE revela que o tratamento Q&Pd apresenta melhor equilíbrio em relação ao AUS e, principalmente, em relação ao T&Ra, o que é confirmado pela avaliação da tenacidade considerando a área do gráfico de tensão versus deformação e também pela estricção dos corpos de prova ensaiados por tração, onde ambos os resultados do Q&Pd foram superiores aos demais.

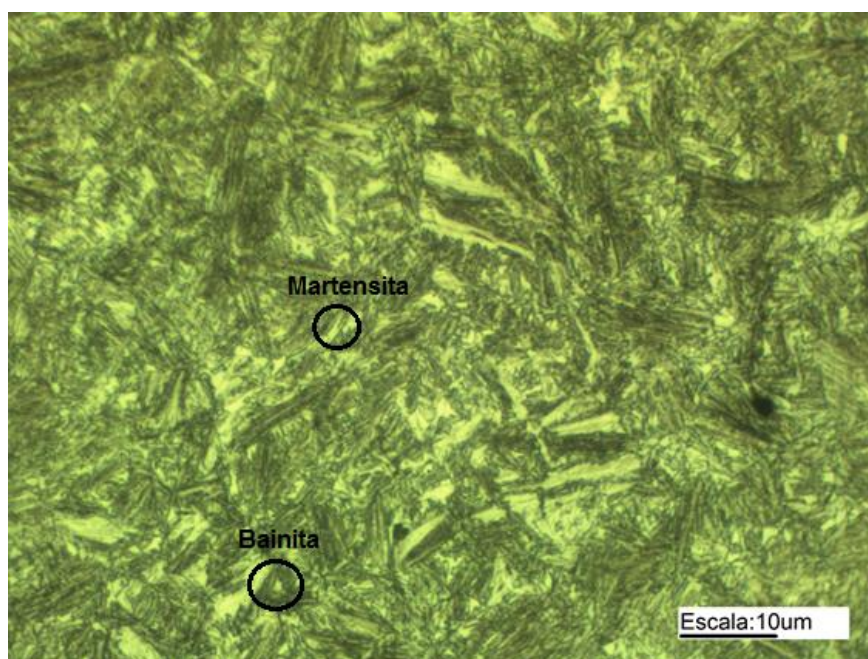
Na avaliação da tenacidade pelo ensaio de impacto, o Q&Pd apresenta resultados superiores em relação aos demais, com 52 J de energia absorvida durante o impacto contra 43 J do AUS e 16 J do T&Ra, o que leva a admitir que o particionamento, nestas condições de tempo e temperatura, foi efetivo e benéfico para o aço AISI/SAE 9260. Ainda, quando ensaiados a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, todos os corpos de prova tiveram decréscimo na energia absorvida, no entanto, para o tratamento de Q&Pd, este decréscimo foi menor (9,6%), principalmente em relação ao AUS (14,0%), considerando que estes dois tiveram os melhores desempenhos neste ensaio.

Não há como afirmar que estes resultados se devem a ação da austenita residual em função das amostras não terem sido analisadas pelo método de difração de raios-X, no entanto, a consideração de que o resultado do Q&Pd foi superior em relação aos demais e que a austenita residual possa ter contribuído para tal, é admissível — considerando que é uma das microestruturas esperadas em tratamentos térmicos de Q&P.

4.2.1 Análise Metalográfica AUS, Q&Pd e T&Ra

Como complemento dos resultados do item anterior, a análise metalográfica destes três tratamentos térmicos é apresentada na sequência.

Fotografia 18 – Microestrutura do AUS com ataque químico de Nital a 2%

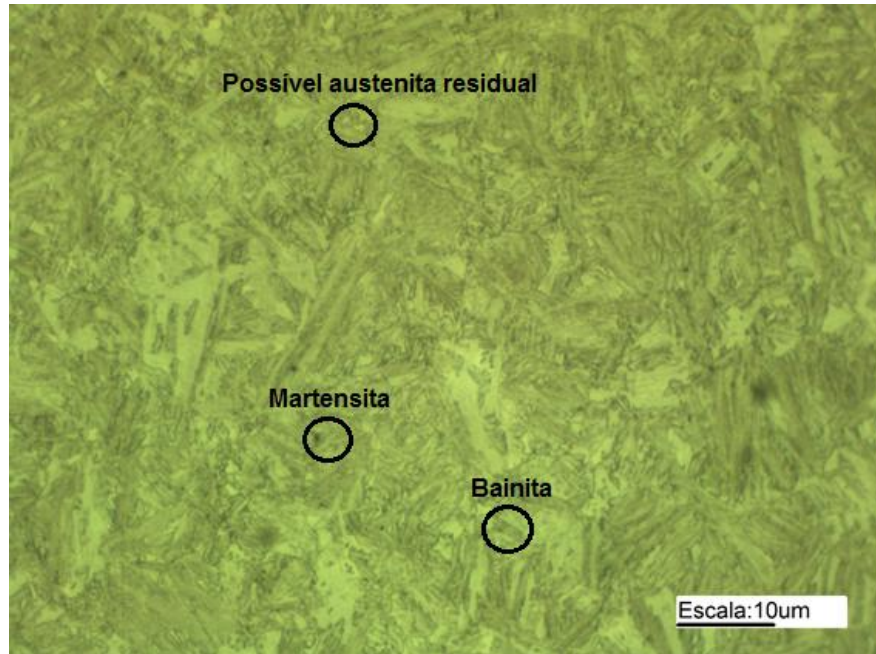


Fonte: Registrada pelo autor.

Nesta amostra, é observada a formação de bainita, objetivo do tratamento térmico de austêmpera, e que, já era esperado, conforme descrito no item 3.4.2 (Parâmetros da Austêmpera). Esta microestrutura confere ao aço relevantes propriedades relacionadas à tenacidade, o que é confirmado pelos resultados dos ensaios apresentados no item anterior. Há, também, formação de martensita — considerando que a austêmpera foi parcial —, oriunda do resfriamento até a temperatura ambiente após a austêmpera.

A fotografia 19 revela a microestrutura resultante do tratamento Q&Pd.

Fotografia 19 – Microestrutura do Q&Pd com ataque químico de Nital a 2%



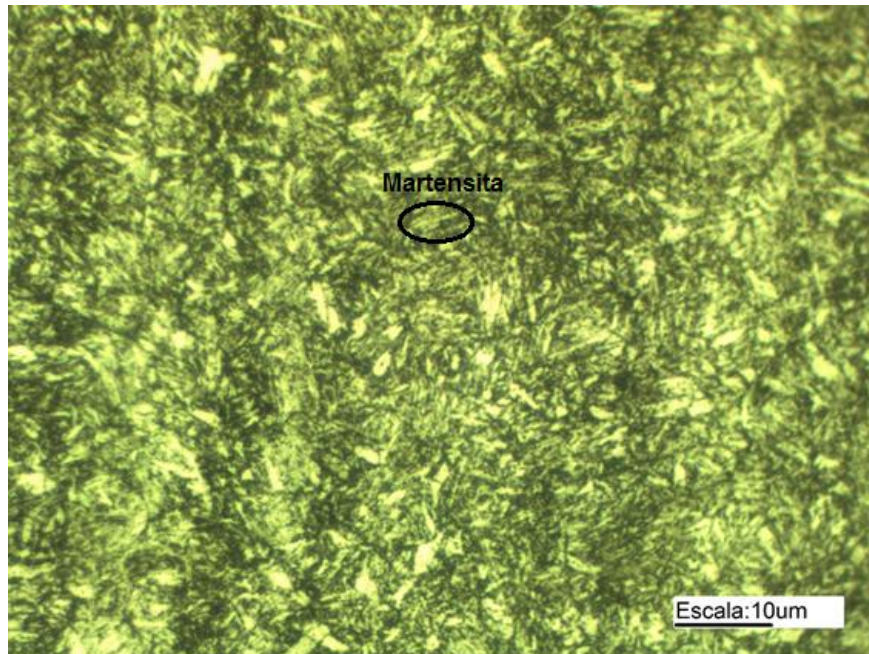
Fonte: Registrada pelo autor.

As microestruturas reconhecidas nesta análise são: a martensita — proveniente da têmpera parcial — e também a bainita, que, devido ao longo tempo de particionamento (1800 s), formou-se a partir da austenita que não se transformou em martensita na têmpera parcial. Ainda, há regiões mais claras que são, possivelmente, formadas por austenita residual enriquecida com carbono durante o particionamento.

Esta combinação de microconstituintes conferiu ao Q&Pd a melhor combinação de propriedades mecânicas dentre todos os tratamentos térmicos deste trabalho.

Na fotografia 20, a microestrutura do tratamento T&Ra.

Fotografia 20 – Microestrutura do T&Ra com ataque químico de Nital a 2%



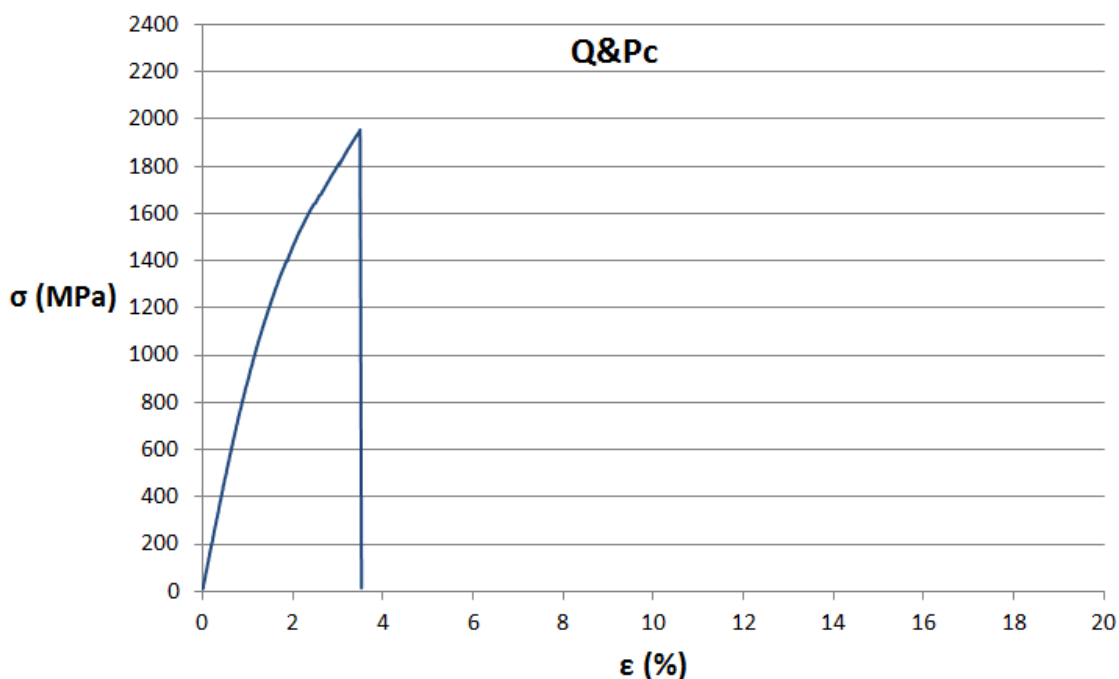
Fonte: Registrada pelo autor.

Por se tratar de um tratamento de têmpera com resfriamento contínuo até temperaturas próximas a ambiente, a microestrutura resultante e dominante nesta amostra é a martensita revenida, com dureza regulada e alívio de tensões feitos durante o revenido a 450 °C em forno elétrico.

4.3 Grupo III (53,5 HRC): Tratamento Térmico Q&Pc

Este tratamento térmico de Q&P de 2-etapas apresentou um nível de dureza intermediário e não próximo aos demais tratamentos térmicos, o que motivou sua análise em particular. Na sequência, são apresentados o gráfico de tensão versus deformação e o quadro com os resultados dos ensaios para este tratamento térmico Q&Pc.

Gráfico 7 – Curva de tensão versus deformação para o tratamento de Q&Pc



Fonte: Elaborado pelo autor.

Quadro 4 – Resultados dos ensaios do Grupo III: Q&Pc

Grupo III		Q&Pc
Ensaio de Dureza	Rockwell C (HRC) na Superfície	53,5
	Vickers (HV100) na Superfície	681
	Vickers (HV100) no Núcleo	657
Ensaio de Tração	Tensão Máxima ($\sigma_{m\acute{a}x}$), em MPa	1954
	Alongamento (ϵ)	1,6%
	Tensão de Escoamento (σ_{esc}), em MPa	1240
	PSE, em MPa%	3126
	Tenacidade pela Área do Gráfico, em J/mm ³	11,75
	Estricção	-
Ensaio de Impacto	Energia Absorvida à 22 °C, em J	7
	Energia Absorvida à -20 °C, em J	6
	Decréscimo de Tenacidade	14,3%

Fonte: Elaborado pelo autor.

Pela análise do comportamento da curva do gráfico de tensão versus deformação, nota-se um comportamento característico de um material frágil neste tratamento Q&Pc. Valendo-se dos resultados expostos no quadro 4 e, avaliando o alongamento percentual ($\epsilon\%$), o PSE e a tenacidade pela área do gráfico, tal comportamento é confirmado e ainda reforçado pela estricção próxima de zero.

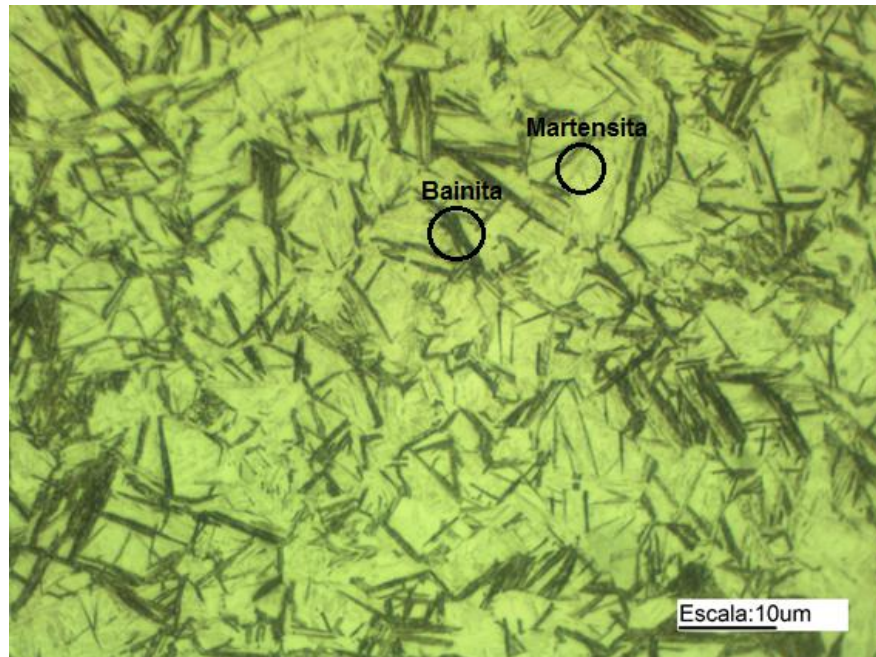
Também, a energia absorvida nos ensaios de tenacidade ao impacto foi baixa, o que indica que este tratamento térmico não conferiu ao aço AISI/SAE 9260 as propriedades relacionadas à tenacidade objetivadas, mesmo com a etapa de particionamento sendo realizada na mesma temperatura (350 °C), porém em um tempo consideravelmente menor, que o Q&Pd (120 s para o Q&Pc e 1800 s para o Q&Pd), onde os resultados foram positivos.

Ademais, os ensaios de dureza indicaram homogeneidade de dureza entre superfície e núcleo, assim como nos outros tratamentos térmicos. Os demais resultados foram melhores que os resultados dos corpos de prova com nível de dureza mais alto (grupo I), porém com inferioridade em relação a todos os corpos de prova com nível de dureza menor (grupo II).

4.3.1 Análise Metalográfica Q&Pc

A fotografia 21 revela a microestrutura formada e analisada neste tratamento Q&Pc.

Fotografia 21 – Microestrutura do Q&Pc com ataque químico de Nital a 2%



Fonte: Registrada pelo autor.

A análise desta microestrutura indica a formação de martensita e, também, formação de bainita. Na têmpera parcial, ocorreu a transformação de austenita para martensita e, no particionamento, surgiu a bainita — devido à temperatura de 350 °C —, além disso, no resfriamento para a temperatura ambiente, outra parte de austenita se transformou em martensita.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Seguindo a tendência de demanda por aços e tratamentos térmicos que apresentem melhores e mais equilibradas propriedades mecânicas, o tratamento térmico de Q&P surge como uma possibilidade de aplicação para atendimento destes requisitos. Aços com composições químicas apropriadas para o Q&P já são utilizados pela indústria — como é o caso do aço AISI/SAE 9260 —, e podem ter seu uso ampliado, inclusive em substituição a aços com maiores teores de elementos de liga, que, por esta razão, possuem maior custo de aquisição. (SPEER *et al.*, 2003).

No entanto, os aços Q&P ainda são objeto de estudo no que tange à previsão acertada de microestruturas e propriedades mecânicas obtidas com diferentes parâmetros — tempo e temperatura — aplicados a esse tratamento térmico. Os resultados deste trabalho demonstraram que para o aço AISI/SAE 9260, o tratamento de Q&P de 1-etapa não é efetivo, mesmo com longos tempos (1800 s) para o particionamento do carbono. Para tanto, temperaturas maiores de particionamento devem ser aplicadas a este aço.

Já em temperaturas superiores, o particionamento revelou-se efetivo, mais especificamente no tratamento Q&Pd, com a etapa de particionamento realizada a 350 °C durante 1800 s. Este tratamento Q&Pd apresentou superioridade de propriedades mecânicas em relação aos outros tratamentos térmicos de nível de dureza similar (43 - 44,5 HRC), com o PSE em 24633 MPa% e energia absorvida de 52 J no ensaio de impacto, contra 22572 MPa% e 43 J apresentados pela austêmpera (AUS), e 7701 MPa% e 16 J alcançados por têmpera/revenido (T&Ra).

Entretanto, com as mesmas temperaturas e menor tempo de particionamento, 120 s, os resultados dos ensaios mecânicos mostraram que o Q&Pc não conferiu ao aço AISI/SAE 9260 resultados relevantes nas propriedades relacionadas à tenacidade. Todavia, tanto esses resultados abaixo do esperado quanto aqueles considerados positivos, indicam possibilidades para outros estudos, com diferentes abordagens e objetivos semelhantes.

Por fim, a partir dos resultados deste trabalho, sobretudo do Q&Pd, é reconhecida a importância do entendimento da formação de microestruturas combinadas e complexas nos aços, já que é a partir destas que a demanda por melhores propriedades mecânicas em aços utilizados pela indústria é atendida. O tratamento térmico de Q&P no aço AISI/SAE 9260 vêm para reforçar isso.

5.1 Sugestões para Trabalhos Futuros

Como sugestão do autor para futuros trabalhos, as etapas do Q&P poderiam ser mais bem exploradas, com ênfase nas microestruturas resultantes para os diversos parâmetros, sobretudo, do particionamento, onde tempos de 300 a 1800 s e temperaturas entre 200 e 450 °C possivelmente entregariam os melhores resultados. Além disso, aços com composições químicas semelhantes à do aço AISI/SAE 9260 poderiam ser submetidos ao tratamento térmico de Q&P com os mesmos objetivos deste trabalho, exemplo do aço AISI/SAE 9254, que possui teores de carbono e silício menores.

REFERÊNCIAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR ISO 148-1**: Materiais Metálicos – Ensaio de Impacto por Pêndulo Charpy. 1. ed. Rio de Janeiro: ABNT, 2013a.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR ISO 6892-1**: Materiais Metálicos – Ensaio de Tração. 1. ed. Rio de Janeiro: ABNT, 2013b.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR NM ISO 6507-1**: Materiais Metálicos – Ensaio de Dureza Vickers. 1. ed. Rio de Janeiro: ABNT, 2008a.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). **ABNT NBR NM ISO 6508-1**: Materiais Metálicos – Ensaio de Dureza Rockwell. 1. ed. Rio de Janeiro: ABNT, 2008b.

CALLISTER JR., William D.; RETHWISCH, David G. **Ciência e Engenharia de Materiais**: Uma Introdução. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CHANDLER, Harry. **Heat Treater's Guide**: Practices and Procedures for Irons and Steels. 2nd ed. Ohio: ASM International, 1995.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, 2008.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia Mecânica**: Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986a.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia Mecânica**: Materiais de Construção Mecânica. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986b.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. rev. e atual. por André Luiz V. da Costa e Silva. São Paulo: Blucher, 2008.

DIGGES, Thomas G.; ROSENBERG, Samuel J. **Heat Treatment and Properties of Iron and Steel**. 1st ed. Washington: National Bureau of Standards, 1960.

DURFERRIT. **Austêmpera, Martêmpera, Revenimento – Sais AS**: Catálogo 11. Diadema: Durferrit, 2005.

EDMONDS, D. V. *et al.* Quenching and Partitioning Martensite: A Novel Steel Heat Treatment. In: **Materials Science and Engineering**: A. Amsterdã: Elsevier, 2006. v. 438-440. p. 25-34.

GAN, Yong. Advanced Steel on Our Society: Better Steel, Better World (Opening Address and the Introduction of the Specific Proceedings). In: WENG, Yuqing; DONG, Han; GAN, Yong. **Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology**. 1st ed. Berlin: Springer, 2011. p. 3-7.

GARCIA, Amauri; SPIM, Jaime Alvares; SANTOS, Carlos Alexandre dos. **Ensaio dos Materiais**. 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

GORNI, Antonio Augusto. Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas. In: **Corte e Conformação de Metais**. ed. Dezembro 2008. p. 26-57.

KWIETNIEWSKI, Carlos Eduardo Fortis; KISS, Francisco José. **Metalografia e Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos**. 3. ed. Porto Alegre: UFRGS, 2011.

LIU, Bin *et al.* Microstructure and mechanical properties of high product of strength and elongation Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys fabricated by spray deposition. In: **Materials and Design**. 1st ed. Amsterdã: Elsevier, 2016. v. 96 p. 217-223.

NORTON, Robert L. **Projeto de Máquinas: Uma Abordagem Integrada**. 4. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013.

SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais**. 3. ed. rev. São Paulo: Blucher, 2010.

SOUZA, Sérgio Augusto de. **Composição Química dos Aços**. 1. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1989.

SPEER, J. *et al.* Carbon Partitioning into Austenite after Martensite Transformation. In: **Acta Materialia**. 9th ed. Amsterdã: Elsevier, 2003. v. 51. p. 2611-2622.

SPEER, J. G. *et al.* Quenched and Partitioned Steels. In: HASHMI, Saleem. *et al.* **Comprehensive Materials Processing**. 1st ed. Amsterdã: Elsevier, 2014. v. 1. p. 217-224.

SPEER, John G. *et al.* The "Quenching and Partitioning" Process: Background and Recent Progress. In: **Materials Research Bulletin**. 4th ed. Amsterdã: Elsevier, 2005. v. 8. p. 417-423.

WANG, Li; SPEER, John G. Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment. In: **Metallography, Microstructure and Analysis**. 4th ed. Berlin: Springer, 2013. v. 2. p. 268-281.

ANEXO A – NÚMERO DA CORRIDA E COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Método: Fe-10-M
Comentário: Aço Baixa/Media Liga
Análises singulares

126329/08

14/11/2018 08:41:12

Elementos: Concentração

Amostra No: 5668
Corrida: 48072584

Liga: SAE 9260
Obs.:

Nr.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %
1	0.61	1.86	0.80	0.018	0.013	0.104	0.086	0.033
2	0.57	1.77	0.77	0.017	0.013	0.103	0.089	0.034
3	0.56	1.88	0.81	0.019	0.014	0.106	0.081	0.033
4	0.61	1.83	0.80	0.019	0.014	0.104	0.086	0.033

Nr.	Al %	Cu %	Co %	Ti %	Nb %	V %	W %	Pb %
1	0.016	0.210	0.010	0.0033	0.012	<0.0010	0.022	<0.0010
2	0.016	0.220	0.011	0.0028	0.010	<0.0010	0.028	0.0020
3	0.016	0.210	0.011	0.0036	0.013	<0.0010	0.031	0.0024
4	0.017	0.208	0.011	0.0034	0.013	<0.0010	0.024	0.0010

Nr.	B %	Sb %	Sn %	Zn %	As %	Bi %	Ta %	Ca %
1	<0.0002	0.0074	0.016	0.0032	0.0085	0.0055	0.016	0.0008
2	0.0008	0.0091	0.016	0.0037	0.0097	0.0071	0.017	0.0008
3	0.0006	0.011	0.016	0.0032	0.013	0.0074	0.018	0.0008
4	<0.0002	0.010	0.016	0.0029	0.0092	0.0075	0.017	0.0008

Nr.	Ce %	Zr %	La %	Se %	N %	Fe %
1	<0.0020	<0.0015	<0.0003	0.014	<0.0020	96.1
2	<0.0020	<0.0015	<0.0003	0.014	<0.0020	96.3
3	<0.0020	<0.0015	<0.0003	0.016	<0.0020	96.1
4	<0.0020	<0.0015	<0.0003	0.020	<0.0020	96.1

Método: Fe-10-M
Comentário: Aço Baixa/Media Liga
Média (n=4)

126329/08

14/11/2018 08:41:12

Elementos: Concentração

Amostra No: 5668
Corrida: 48072584

Liga: SAE 9260
Obs.:

	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %
↓	0.56	1.80	0.75	0.0000	0.0000			
x	0.59	1.84	0.80	0.018	0.013	0.104	0.086	0.033
↑	0.64	2.20	1.00	0.035	0.040			

	Al %	Cu %	Co %	Ti %	Nb %	V %	W %	Pb %
↓								
x	0.016	0.212	0.011	0.0033	0.012	<0.0010	0.026	0.0015
↑								

	B %	Sb %	Sn %	Zn %	As %	Bi %	Ta %	Ca %
↓								
x	<0.0002	0.0094	0.016	0.0033	0.010	0.0069	0.017	0.0008
↑								

	Ce %	Zr %	La %	Se %	N %	Fe %
↓						
x	<0.0020	<0.0015	<0.0003	0.016	<0.0020	96.2
↑						