

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M**

LAURO CORRÊA ROMEIRO

**TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA
E PARTICIONAMENTO EM AÇO SAE 9260**

Porto Alegre

2020

LAURO CORRÊA ROMEIRO

**TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA
E PARTICIONAMENTO EM AÇO SAE 9260**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia

Orientador: Prof. Dr. Wagner Viana Bielefeldt

**Porto Alegre
2020**

LAURO CORREA ROMEIRO

**TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA
E PARTICIONAMENTO EM AÇO SAE 9260**

Esta tese foi analisada e julgada adequada à obtenção do título de doutor em engenharia na área de Ciência dos Materiais e aprovada em sua forma final pelo orientador e pela banca examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

**Wagner Viana Bielefeldt
Coordenador**

Aprovado em: 8 de setembro de 2020

BANCA EXAMINADORA

Dr. Afonso Reguly – PPGE3M/UFRGS

Dr. Jorge Luiz Braz Medeiros – FURG

Dr. Carlos Alberto Mendes Moraes – UNISINOS

AGRADECIMENTOS

Neste mundo em que a ciência e o conhecimento aumentam em progressão geométrica, agradeço primeiramente a Deus pela vida, pela saúde, pelo tempo, pela inspiração, pela fé e pelas muitas pessoas que colocou em meu caminho e que contribuíram de maneira significativa, direta ou indiretamente, para esta pesquisa, às quais faço menção em particular.

Agradeço ao professor Dr. Nestor Heck pelos muitíssimos dias e horas de dedicação, por sua paciência, seu tempo, sua experiência, disposição e orientação durante a elaboração deste trabalho.

Agradeço ao professor Wagner Viana Bielefeldt pela orientação na etapa final do presente trabalho, pela dedicação e pelo empenho.

Agradeço ao professor Afonso Reguly pela sugestão do tema, pelas dicas e pelos esclarecimentos de dúvidas ao longo do trabalho.

Agradeço à equipe do LAMEF, destacando o engenheiro Antônio Ricardo Stadlander pelo apoio na utilização dos equipamentos e instrumentos; Matheus Lothar Schmidt pelos ensaios mecânicos e esclarecimentos afins; e Igor Diehl pelos ensaios de difração de raios-X.

Agradeço ao engenheiro Jorge Braz pela referência da Durferrit para realização dos experimentos, assim como pelas ideias e sugestões que agregaram ao trabalho durante o processo de qualificação.

Agradeço à equipe da Durferrit Química do Brasil Ltda. por ter aberto seu laboratório experimental para realização dos tratamentos térmicos, em especial na pessoa do seu diretor engenheiro Danilo Assad Ludewigs e do técnico Carlos Antônio.

Agradeço à Siderúrgica São Joaquim S.A pelo fornecimento da matéria-prima do aço SAE 9260, em especial o gerente de vendas Cleiber Denilson Pôvoa.

Agradeço a Antônio Gremes Pereira, diretor-presidente da empresa Grefortec, que colocou as instalações da empresa à disposição para realização de vários testes que serviram de base na definição de parâmetros utilizados nesta pesquisa.

Agradeço a minha esposa, Solange, pela paciência, pelo incentivo e pela compreensão, assim como a meus filhos Rafael, Fernando e Bianca, pelo estímulo e pela motivação.

RESUMO

O tratamento térmico Q&P é um desenvolvimento relativamente recente, ainda objeto de intensos estudos, pertencente à terceira geração de aços avançados de alta resistência (AHSS), tendo por origem a indústria automobilística. Esse tratamento busca obter uma elevada fração de austenita retida com finalidade de produzir propriedades mecânicas otimizadas quanto à combinação de resistência, ductilidade e tenacidade. Essas características, aliadas ao baixo custo, fazem parte das razões da escolha do aço SAE 9260 para este trabalho. A presença elevada de silício (2%) nesse aço inibe a formação de carbonetos, facilitando a migração de carbono da martensita para a austenita durante a etapa de particionamento, permitindo maior estabilização dessa microestrutura ao final do processo. O presente estudo aborda diferentes parâmetros (temperatura de têmpera parcial, temperatura e tempo de particionamento) do tratamento térmico de têmpera e particionamento (Q&P) do aço SAE 9260, comparando as propriedades mecânicas (dureza, resistência, ductilidade, tenacidade) e a fração de austenita retida, entre si e com tratamentos convencionais de têmpera/revenimento e austêmpera do mesmo aço. A definição dos parâmetros para os experimentos dos tratamentos Q&P foi apoiada por cálculos termodinâmicos e estudos de outros pesquisadores. As melhores combinações de propriedades mecânicas com tratamento Q&P foram obtidas com têmpera parcial de 183°C, temperatura de particionamento de 400°C, com um tempo de 60 segundos. Esses parâmetros de tratamento possibilitaram a maior fração volumétrica de austenita retida, que alcançou 21,5%, um valor de PSE (produto da resistência pelo alongamento) de 42717 MPa x % e uma tenacidade à fratura elevada (50,4 MPa x \sqrt{m}) para uma resistência à tração de 1801 MPa. Todos os tratamentos Q&P apresentaram uma fração elevada de austenita retida que variou entre 11,8 e 21,5%. Vários tratamentos Q&P alcançaram melhores combinações de propriedades mecânicas (PSE e tenacidade à fratura) quando comparados com os tratamentos térmicos tradicionais referidos. Isso demonstra que o processo aplicado ao aço SAE 9260 é promissor para ampliação de suas aplicações industriais em que a resistência e a tenacidade são relevantes. O tratamento pode ser realizado facilmente em instalações convencionais de tratamento térmico com banhos de sais com custos similares, facilitando sua utilização.

Palavras-chave: Têmpera e particionamento. Aço SAE 9260. Austenita retida.

ABSTRACT

The Q&P heat treatment is a reasonably recent development belonging to the third generation of advanced high strength steels (AHSS) yet in research, having its origin in the automotive industry. This treatment seeks to reach a high fraction of retained austenite with the purpose of producing optimized mechanical properties regards to strength, ductility, and toughness combination. These characteristics, together with the low cost, are part of the reasons for choosing the SAE 9260 steel for the present study. The high silicon content (2%) in this steel inhibits the formation of carbides favoring the carbon migration from martensite to austenite during the partitioning step, allowing greater stabilization of this phase at the end of the process. The present study addresses several parameters (quenching temperature, partitioning temperature and time) of the quenching and partitioning (Q&P) heat treatment of SAE 9260 steel by comparing the mechanical properties (hardness, strength, ductility, fracture toughness), and the retained austenite fraction, among themselves and with conventional treatments of quenching/tempering and austempering of the same steel. The definition of the Q&P parameters for the experiments was supported by thermodynamic calculations and studies by other researchers. The best combinations of mechanical properties with Q&P treatment were obtained with partial quenching of 183°C, partitioning temperature of 400°C, with a time of 60 seconds. These set of parameters enabled the largest volumetric retained austenite fraction, which reached 21.5%, a PSE (product of strength by elongation) of 42717 MPa x % and a high fracture toughness (50.4 MPa x \sqrt{m}) for a tensile strength of 1801 MPa. All Q&P treatments had a high retained austenite fraction that varied between 11.8 and 21.5%. Several Q&P treatments achieved better combinations of mechanical properties (PSE and fracture toughness) when compared with the conventional heat treatments mentioned. This demonstrates that the Q&P process applied to SAE 9260 steel is promising to expand its industrial applications in which strength and toughness are relevant. The treatment can be carried out easily in conventional heat treatment facilities with salt baths with similar costs, favoring its use.

Keywords: Quenching and partitioning. SAE 9260 steel. Retained austenite.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama das três gerações de aços avançados em função da resistência e do alongamento.....	22
Figura 2 – Comparativo entre o limite de resistência e alongamento dos aços TRIP, DP e martensítico com os aços Q&P	23
Figura 3 – Diagrama esquemático do processo Q&P	27
Figura 4 – Diagrama de transformação isotérmica de um aço SAE 9260 de composição 0,57% de carbono; 0,91% de manganês; 1,95% de silício, austenitizado a 870°C e tamanho de grão 7.....	32
Figura 5 – Diagrama de transformação em resfriamento contínuo de um aço SAE 9260 de composição 0,57% de carbono; 0,91% de manganês; 1,95% de silício, austenitizado a 870°C e tamanho de grão 7.....	33
Figura 6 – Curva de temperabilidade Jominy de um aço SAE 9260	33
Figura 7 – Curva de dureza em função da temperatura de revenimento para um aço SAE 9260	34
Figura 8 – Diagrama esquemático da energia de Gibbs em função da composição (ferro-carbono), ilustrando o equilíbrio à determinada temperatura, entre ferrita martensítica e austenita no sistema binário Fe-C: (a) equilíbrio; (b) exemplos de duas possíveis condições que satisfazem as exigências de CCE (I e II), na qual o potencial químico do carbono (μ_C) é o mesmo nas duas fases	36
Figura 9 – Cálculo de CCE nas fases ferrita martensítica e austenita para um aço com 0,50% de carbono em função da temperatura de particionamento para diferentes frações volumétricas de ferrita martensítica e austenita..	37
Figura 10 – Exemplo de gráfico obtido para verificação volumétrica de ferrita α e austenita retida (γ) por meio de difração de raios-X.....	41
Figura 11 – Relação entre a carga aplicada (P) e o deslocamento da abertura da boca da trinca utilizada para cálculo do valor de CTOD ou K_{Ic}	45
Figura 12 – Fluxograma das etapas da metodologia	47

Figura 13 – Vista superior e lateral das dimensões das tiras recebidas da Siderúrgica São Joaquim: 1200 x 90 x 6 mm	48
Figura 14 – Microestrutura da matéria-prima conforme recebida; ataque Nital 2%; região do núcleo (à esquerda) e região da superfície (à direita)	50
Figura 15 – Microestrutura da superfície da matéria-prima após remoção de 0,5 mm de ambas as faces da chapa; ataque Nital 2%	50
Figura 16 – Dimensões dos corpos de prova utilizados nos experimentos dos tratamentos térmicos e para ensaios de tração.....	51
Figura 17 – Corpo de prova de ensaio de tração utilizado para tratamentos térmicos e posteriormente para realização dos ensaios de tração	52
Figura 18 – Dimensões (em mm) dos corpos de prova para teste de tenacidade à fratura: (a) antes do tratamento térmico; (b) após tratamento térmico e com presença do entalhe, rasgo e trinca por fadiga característica do ensaio; (c) detalhe das dimensões do entalhe e rasgo	53
Figura 19 – Corpos de prova de tenacidade à fratura: (a) condição antes do tratamento térmico; (b) condição após tratamento térmico com usinagem do entalhe, rasgo e trinca de fadiga	54
Figura 20 – Diagrama esquemático da carga versus deslocamento da abertura da boca da trinca em um ensaio de tenacidade à fratura, evidenciando como são obtidos os valores de P_{max} e P_Q utilizados como critério para determinação da tenacidade à fratura K_{Ic} ou CTOD.....	55
Figura 21 – Região de corte do corpo de prova para avaliação metalográfica, dureza de núcleo e austenita retida	56
Figura 22 – Teor de carbono na austenita em função da fração volumétrica de martensita (ferrita martensítica) quando em condição de equilíbrio com a austenita para as temperaturas de 280 e 400°C, considerando supressão da formação de cementita, obtido por meio do software FactSage 6.4	61
Figura 23 – Relação entre o percentual de carbono presente na austenita e a temperatura de início de transformação de martensita (M_s) para uma composição de um aço da série SAE 92XX	63
Figura 24 – Fluxograma das macroetapas do item Resultados e discussão	71

Figura 25 – Sistema de aquecimento para austenitização; (a) forno de aquecimento; (b) caixa de aquecimento de cada grupo de corpos de prova com presença do fluxo de argônio e termopar	72
Figura 26 – Fornos de resfriamento de banho de sal para (a) particionamento ou austêmpera e (b) têmpera parcial	73
Figura 27 – Comparativo entre dureza superficial (HRC), dureza de núcleo (HRC) convertida de HV 2 e dureza HRC convertida do limite de resistência à tração conforme ASTM A370-77 para cada grupo de experimentos.....	86
Figura 28 – Gráficos do limite de resistência à tração (a) e do alongamento (b) em ordem decrescente para cada grupo de experimentos. Tratamentos convencionais destacados na cor vermelha e tratamentos Q&P na cor azul.....	86
Figura 29 – Resultados do PSE: pontos em azul correspondem aos tratamentos Q&P, pontos em vermelho correspondem aos tratamentos térmicos convencionais, pontos em verde correspondem ao aço SAE 9260 na condição temperado e revenido a 425°C conforme banco de dados do software CES EduPack (CES EduPack, 2009)	88
Figura 30 – Efeito do tempo e da temperatura de particionamento no valor de PSE para diferentes tratamentos Q&P; tp (tempo de particionamento)	89
Figura 31 – Comportamento do (a) limite de resistência à tração (LRT) e do (b) alongamento em relação à temperatura e ao tempo de particionamento	91
Figura 32 – Valores de PSE para diferentes tratamentos Q&P em função da temperatura de têmpera parcial	93
Figura 33 – Comportamento do (a) limite de resistência à tração e do (b) alongamento em função da temperatura de têmpera parcial	94
Figura 34 – Limite de escoamento dos tratamentos convencionais e dos tratamentos Q&P com maior valor de PSE em ordem decrescente.....	95
Figura 35 – Valores de tenacidade à fratura K_{Ic} apresentados em ordem decrescente	97
Figura 36 – Relação entre PSE e tenacidade à fratura para tratamentos Q&Ps (pontos na cor azul) e tratamentos térmicos convencionais (pontos em vermelho)	98

Figura 37 – Relação entre a tenacidade à fratura e o limite de resistência à tração (LRT): pontos em azul correspondem aos tratamentos Q&P, pontos em vermelho correspondem aos tratamentos convencionais e os pontos em verde correspondem ao intervalo de valores do aço SAE 9260 temperado e revenido a 425°C conforme dados do software CES EduPack (CES EduPack, 2009)	99
Figura 38 – Efeito do tempo e da temperatura de particionamento na tenacidade à fratura K_{Ic} ; t_p (tempo de particionamento)	101
Figura 39 – Efeito da temperatura de têmpera parcial na tenacidade à fratura K_{Ic} para tratamentos Q&P.....	102
Figura 40 – Fração volumétrica de austenita retida, apresentada em ordem decrescente para os diferentes tratamentos Q&P (destacados em azul) e convencionais (destacados em vermelho)	103
Figura 41 – Fração volumétrica de austenita retida em função da temperatura e do tempo de particionamento para tratamentos Q&P; t_p (tempo de particionamento).....	105
Figura 42 – Efeito da temperatura de têmpera parcial na fração de austenita retida em tratamentos Q&P	106
Figura 43 – (a) Diagrama binário do sistema Fe-C tradicional; (b) Diagrama Fe-C para condição de equilíbrio entre austenita e ferrita tetragonal abaixo da temperatura crítica conforme base de dados do TCFE (banco de dados do software Thermocalc 6.2); (α) ferrita CCC, (γ) austenita CFC; (α') ferrita tetragonal (TCC)	108
Figura 44 – Microestrutura da periferia dos corpos de prova de alguns tratamentos/experimentos: (a) tratamento térmico de austêmpera AUJ com aumento de 100X; (b) tratamento térmico de austêmpera AUJ com aumento de 400X; (c) tratamento térmico de têmpera e particionamento QPD com aumento de 100X; (d) tratamento térmico de têmpera e particionamento QPD com aumento de 400X; ataque Nital	110
Figura 45 – Microestrutura da região do núcleo dos experimentos (a) QPA; (b) QPB; (c) QPC; (d) QPD; (e) QPE; (f) QPF; (g) QPG; (h) QPH; (i) TRI; (j) AUJ; ataque Nital	111

Figura 46 – Efeito do tempo e da temperatura de particionamento nos parâmetros: (a) LRT, (b) Alongamento, (c) PSE, (d) tenacidade à fratura e (e) austenita retida; t_p (tempo de particionamento)	115
Figura 47 – Efeito da temperatura de têmpera parcial nos parâmetros (a) LRT, (b) alongamento, (c) PSE, (d) tenacidade à fratura e (e) fração de austenita retida	119
Figura 48 – Efeito da austenita retida em (a) LRT, (b) Alongamento, (c) PSE, (d) tenacidade à fratura para os experimentos com tratamento Q&P	122

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço SAE 9260	30
Tabela 2 – Valores máximos de PSE com diferentes tratamentos Q&P para diferentes percentuais de carbono em aços reportados por vários pesquisadores	43
Tabela 3 – LRT, Alongamento, PSE e tenacidade à fratura de alguns tipos de aços empregados para molas na condição temperado e revenido.....	46
Tabela 4 – Resultados da composição química da matéria-prima conforme certificado do fabricante (empresa Gerdau) e recebido da Siderúrgica São Joaquim com verificação pelo LAMEF; resultados estão comparados com a especificação conforme ASM Handbook	49
Tabela 5 – Temperatura de têmpera parcial e respectivas frações volumétricas de martensita e austenita calculadas a partir da equação de Koistinen-Marburguer.....	60
Tabela 6 – Teor de carbono teórico da austenita estimado para condição de equilíbrio termodinâmico da ferrita martensítica e austenita a partir dos dados do gráfico da Figura 24, obtida por meio de cálculos termodinâmicos do FactSage 6.4 para as temperaturas de 183 e 150°C	62
Tabela 7 – Esquema dos parâmetros dos testes com tratamento Q&P e identificação dos experimentos	69
Tabela 8 – Esquema dos parâmetros dos testes com tratamento térmico convencional	69
Tabela 9 – Descrição dos ensaios, parâmetros e equipamentos utilizados	70
Tabela 10 – Diferenças de temperatura entre planejado e realizado nos experimentos dos tratamentos térmicos Q&P	74
Tabela 11 – Diferenças de temperatura entre planejado e realizado nos experimentos dos tratamentos térmicos convencionais	74
Tabela 12 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPA.....	75
Tabela 13 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPB.....	76
Tabela 14 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPC	76
Tabela 15 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPD	77
Tabela 16 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPE.....	77

Tabela 17 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPF	78
Tabela 18 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPG	78
Tabela 19 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPH	79
Tabela 20 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento TRI	79
Tabela 21 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento AUJ	80
Tabela 22 – Comparativo da dureza superficial média (HRC) com a dureza de núcleo (HV2) e respectiva conversão para a dureza HRC	81
Tabela 23 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPA	82
Tabela 24 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPB	83
Tabela 25 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPC	83
Tabela 26 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPD	83
Tabela 27 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPE	83
Tabela 28 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPF	83
Tabela 29 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPG	83
Tabela 30 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPH	84
Tabela 31 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento TRI	84
Tabela 32 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento AUJ	84
Tabela 33 – Resultados (valores médios) das propriedades obtidas no ensaio de tração, de dureza superficial e de núcleo de cada grupo de experimento	85
Tabela 34 – Resultados da tenacidade à fratura K_{Ic} dos tratamentos de têmpera e particionamento (Q&Ps) assim como os tratamentos convencionais	96
Tabela 35 – Comparativo entre os percentuais de austenita retida ao final dos tratamentos Q&P em relação à quantidade de austenita teoricamente presente na têmpera parcial nas temperaturas de 183 e 150°C	107
Tabela 36 – Fração de austenita retida teórica calculada com base no equilíbrio entre a ferrita tetragonal e austenita conforme exposto por Badheshia e colaboradores e constante na Figura 45b	109
Tabela 37 – Efeito do aumento do tempo de particionamento de 60 para 1200 segundos na resistência (LRT), alongamento, PSE, tenacidade à fratura e fração de austenita retida	116
Tabela 38 – Efeito do aumento da temperatura de particionamento de 280 para 400°C na dureza, PSE, tenacidade à fratura e fração de austenita retida	117

Tabela 39 – Efeito do aumento da temperatura de têmpera parcial de 150 para 183°C na resistência, alongamento, PSE, tenacidade à fratura e fração de austenita retida	120
---	-----

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

a	Parâmetro de rede de uma célula unitária cúbica
a	Comprimento da trinca
a_{γ}	Parâmetro de rede da austenita
A	Alongamento de ruptura
Ac3	Temperatura de transformação em austenita no aquecimento
AHSS	Aços avançados de alta resistência
AR	Austenita retida
ASTM	American Society for Testing and Materials
C_i	Conteúdo de carbono inicial do aço
C_m	Conteúdo de carbono na martensita
C_{γ}	Conteúdo de carbono na austenita
CCE	Equilíbrio de carbono restringido (<i>Constrained carbon equilibrium</i>)
CCT	Diagrama de transformação em resfriamento contínuo
CMOD	Deslocamento da abertura da boca do entalhe (<i>Crack mouth opening displacement</i>)
CTOD	Deslocamento da abertura da extremidade da trinca (<i>Crack tip Opening Displacement</i>)
d_{hkl}	Distância entre dois planos adjacentes
DP	Aços bifásicos (<i>Dual phase steels</i>)
f_m	Fração de martensita
K_C	Tenacidade à fratura
K_{Ic}	Tenacidade à fratura em deformação plana
IT	Diagrama de transformação isotérmica
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
LRT	Limite de resistência à tração
LE	Limite convencional de escoamento
M_f	Linha de final de formação de martensita
M_s	Linha de início de formação de martensita
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MFEP	Mecânica da Fratura Elastoplástica
n	Número inteiro de comprimentos de onda

PSE	Produto da resistência à tração com o alongamento de ruptura
PST	Produto da resistência à tração com tenacidade à fratura
PT	Temperatura de particionamento
P_{max}	Força máxima obtida no gráfico Força pela abertura do entalhe em teste de medida de tenacidade à fratura
P_Q	Força correspondente à inclinação de 0,95 no gráfico Força pela abertura do entalhe em teste de medida de tenacidade à fratura
QT	Temperatura de têmpera
Q&P	Tratamento térmico de têmpera e particionamento
r	Fator rotacional
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
t_p	Tempo de particionamento
TRIP	Transformation induced plasticity [Plasticidade induzida por transformação]
TWIP	Twinning induced plasticity [Plasticidade induzida por maclação]
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
UNISINOS	Universidade do Vale do Rio dos Sinos
V	Abertura da boca do entalhe
W	Espessura do corpo de prova de tenacidade à fratura
X_C	Teor médio ponderal em peso de carbono na austenita
X_{Mn}	Teor médio ponderal em peso de manganês na austenita
Y	Parâmetro adimensional para cálculo da tenacidade à fratura dependente da geometria, tamanho do corpo de prova e de como a carga é aplicada

LISTA DE SÍMBOLOS

θ	Ângulo
λ	Comprimento de onda
h,k,l	Índices de Miller
δ	Abertura da extremidade da trinca
σ_c	Tensão crítica para propagação de uma trinca
σ_{Ic}	Tensão necessária para propagação de uma trinca na condição modo I
Δ	Diferença entre valores

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
1.1	OBJETIVOS	25
1.1.1	Objetivo geral	25
1.1.2	Objetivos específicos	25
2	REVISÃO DA LITERATURA	26
2.1	PROCESSO Q&P.....	26
2.2	AÇO SAE 9260.....	29
2.2.1	Composição química	30
2.2.2	Características metalúrgicas	31
2.3	TERMODINÂMICA DO TRATAMENTO Q&P	34
2.4	TEMPERATURA DE FORMAÇÃO DE MARTENSITA M_s	38
2.5	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA.....	39
2.5.1	Determinação da fração volumétrica de austenita retida	39
2.6	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	42
2.6.1	Propriedades mecânicas obtidas por meio do ensaio de tração	42
2.6.2	Tenacidade à fratura	43
2.6.2.1	<i>Ensaio de tenacidade à fratura CTOD e K_{Ic}</i>	44
2.6.2.2	<i>Resultados de tenacidade à fratura K_{Ic}</i>	45
3	METODOLOGIA	47
3.1	CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA	48
3.2	CONFECÇÃO DE CORPOS DE PROVA, DIMENSÕES E QUANTIDADE	50
3.2.1	Corpos de prova para ensaio de tração	51
3.2.2	Corpos de prova para ensaio de tenacidade	52
3.2.3	Corpos de prova para ensaio de dureza, metalografia e difração de raios-X	55
3.3	TRATAMENTO TÉRMICOS.....	57
3.3.1	Instalações	57
3.3.2	Tratamentos térmicos Q&P	58
3.3.2.1	<i>Etapa de austenitização</i>	58
3.3.2.2	<i>Etapa de têmpera parcial</i>	59
3.3.2.3	<i>Etapa de particionamento</i>	64

3.3.2.4	<i>Etapa de resfriamento</i>	66
3.3.3	Tratamentos térmicos convencionais	66
3.3.3.1	<i>Têmpera e revenimento</i>	66
3.3.3.2	<i>Austêmpera</i>	67
3.3.4	Resumo dos parâmetros dos tratamentos térmicos e identificação dos experimentos	68
3.4	ENSAIOS	69
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	71
4.1	PRÁTICA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS	72
4.2	RESULTADOS DA DUREZA SUPERFICIAL	75
4.2.1	Resultados dos tratamentos térmicos Q&P	75
4.2.2	Resultados dos tratamentos térmicos convencionais	79
4.3	RESULTADOS DA DUREZA DE NÚCLEO.....	81
4.4	RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO	82
4.5	RESULTADOS DO ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA	96
4.6	RESULTADOS DA FRAÇÃO DE AUSTENITA RETIDA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	102
4.7	RESULTADOS DA ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	110
4.8	DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS	113
4.8.1	Tratamentos Q&P versus tratamentos térmicos convencionais	113
4.8.2	Comparação entre os tratamentos Q&P em função dos parâmetros de processo	115
4.8.2.1	<i>Efeito do aumento do tempo de 60 para 1200 segundos</i>	115
4.8.2.2	<i>Efeito do aumento da temperatura de particionamento de 280 para 400°C</i>	117
4.8.2.3	<i>Efeito da temperatura de têmpera parcial</i>	118
4.8.3	Efeito da austenita retida nas propriedades mecânicas dos tratamentos Q&P	121
5	CONCLUSÕES	123
6	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	125
	REFERÊNCIAS	126
	APÊNDICE A – TABELA COM RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TENACIDADE PARA DIVERSOS AÇOS E TRATAMENTOS Q&P CONSTANTES EM DIFERENTES ARTIGOS PESQUISADOS	135

ANEXO A – ANÁLISE QUÍMICA DA MATÉRIA-PRIMA (AÇO SAE 9260)	137
ANEXO B – TEOR DE CARBONO DE EQUILÍBRIO NA FERRITA (MARTENSÍTICA) E AUSTENITA CONFORME CÁLCULO TERMODINÂMICO DO FACTSAGE 6.4	138
ANEXO C – GRÁFICOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO REPRESENTATIVOS DE CADA TRATAMENTO (EXPERIMENTO)	139
ANEXO D – GRÁFICOS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DE CADA EXPERIMENTO PARA VERIFICAÇÃO DA AUSTENITA RESIDUAL.....	144

1 INTRODUÇÃO

Os aços avançados de alta resistência (AHSS) estão crescendo em importância, particularmente na indústria automotiva, e sua aplicação possibilita a redução no consumo de combustível por meio da redução da massa do veículo, assim como maior segurança passiva dos passageiros, como, por exemplo, em colisões (SAMODAJEV, 2019). A redução no peso é obtida por meio de um *design* apropriado e pela redução nas dimensões de componentes pelo uso de aços mais resistentes; e a segurança é determinada pela capacidade de absorção de energia do aço em peças estruturais do veículo (BHATTACHARYA, 2011; DE MOOR *et al.*, 2008). Existe uma tendência em substituir os aços convencionais automotivos em uso por aços de alta resistência, permitindo maior capacidade de absorção de energia, maior redução de peso e, em consequência, maior proteção ao meio ambiente, fatores que estão alinhados às exigências internacionais quanto à redução do nível de emissões a serem implementadas em curto prazo (BHATTACHARYA, 2011; ZHANG *et al.*, 2014; FONSTEIN, 2015).

A denominação “aços avançados” refere-se aos aços desenvolvidos nos últimos 30 anos, tendo como um dos focos principais a austêmpera automobilística, os quais têm permitido uma reversão da redução da participação do aço no peso dos veículos, tendo sido verificado um aumento de sua presença em veículos leves de aproximadamente 53-55% para 60% na América do Norte, devido aos resultados alcançados em termos de menor consumo de combustível, maior segurança, maior durabilidade, qualidade e menor custo (TAMARELLI, 2011; MORRISON, 2018).

Em função de sua evolução histórica e dos desafios envolvidos, os aços avançados têm sido classificados em três gerações.

Os aços avançados da primeira geração (estudos preliminares a partir da década de 1980) (DOCOL, [2020]) são os aços completamente desenvolvidos e em uso industrial, tais como os aços bifásicos (*dual phase steels* – DP), aços TRIP (*transformation induced plasticity steels*) e aços martensíticos (*MS steels*), entre outros. Estes aços possuem composição química balanceada para prover boas propriedades mecânicas para o fim que se destinam, tendo um teor de elementos de liga como silício, alumínio, manganês, nióbio, cromo e molibdênio,

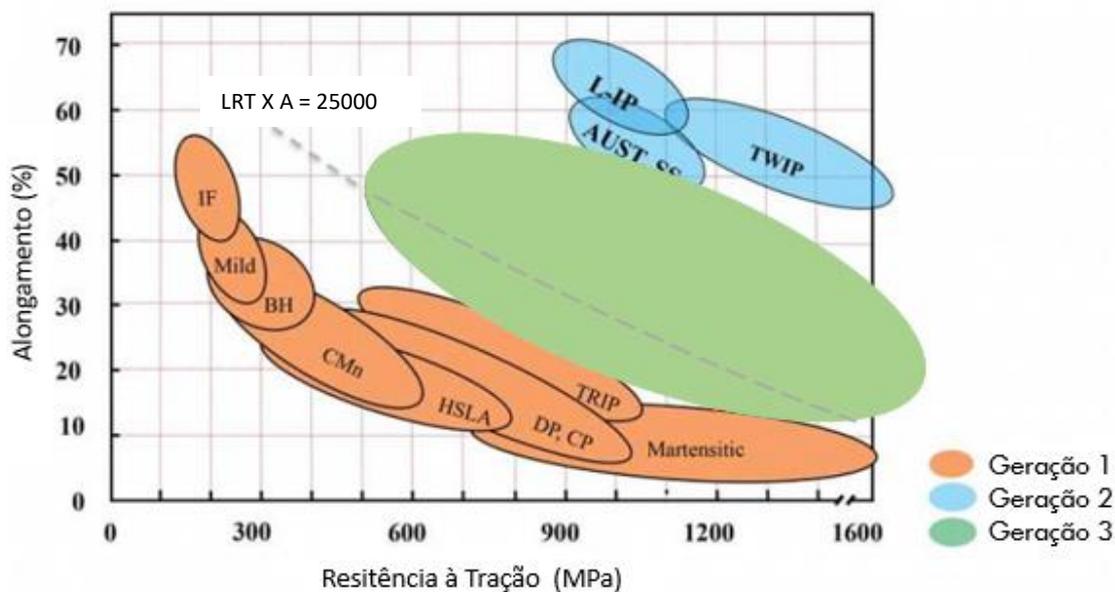
em percentuais que variam conforme o tipo de aço avançado, embora todos eles apresentando um somatório inferior a 4% (DEMERI, 2013).

A segunda geração (estudos a partir de 2004) (DOCOL, [2020], SPEER, *et al.*, 2004) inclui aços desenvolvidos, mas com aplicação limitada devido a seu alto custo. Um exemplo desses tipos de aços é o TWIP (*twinning-induced plasticity steels*). Os aços avançados da segunda geração apresentam uma combinação de resistência e ductilidade caracterizada pelo valor do produto do alongamento de ruptura pela resistência à tração (PSE) consideravelmente superior aos aços da primeira geração (BILLUR; DYKEMAN; ALTAN, 2014); no entanto, apresentam custo muito alto devido à elevada quantidade de elementos de liga. Os aços TWIP, por exemplo, apresentam 15 a 30% de manganês como principal elemento de liga e teores de silício e alumínio em níveis aproximados de 1 e 2% respectivamente (TOTTEN; COLÁS, 2016); alguns aços denominados como L-IP (*light weight steels with induced plasticity*) possuem manganês entre 18 e 28% com presença de alumínio entre 9 e 12% (KIM; SUH; KIM, 2013). Além dos custos mais elevados relativos aos elementos de liga, alguns desses aços apresentam desafios para a técnica de fabricação em larga escala.

A terceira geração, a mais nova, corresponde à categoria de aços que estão em fase de pesquisa e desenvolvimento, ainda com pouca ou nenhuma utilização industrial. Os aços da terceira geração apresentam algumas vantagens com relação aos seus antecessores: menor custo em relação aos da segunda geração e melhor balanço de propriedades mecânicas em termos de resistência, ductilidade e tenacidade em relação aos da primeira geração de aços avançados, com custos similares. O somatório dos elementos de liga dos aços testados com tratamento Q&P para carrocerias de automóveis raramente ultrapassa 4%, e geralmente são silício, alumínio, cromo (GHAZVINLOO; HONARBAKHSR-RAOUF, 2014; DIEGO-CALDERÓN *et al.*, 2015; MAHESWARI *et al.*, 2014; WANG; FENG, 2011; ACHARYA; BHAT, 2018; WOLFRAM, 2014).

A posição dessas três gerações com relação à resistência e à ductilidade está indicada na Figura 1, na qual os aços denominados Q&P (*quenching and partitioning steels*) estão incluídos e são objeto da presente pesquisa (DEMERI, 2013; DE MOOR *et al.*, 2011; INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON NEW DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGH-STRENGTH SHEET STEELS, 2013).

Figura 1 – Diagrama das três gerações de aços avançados em função da resistência e do alongamento



Fonte: Adaptado de DAVENPORT, 2017

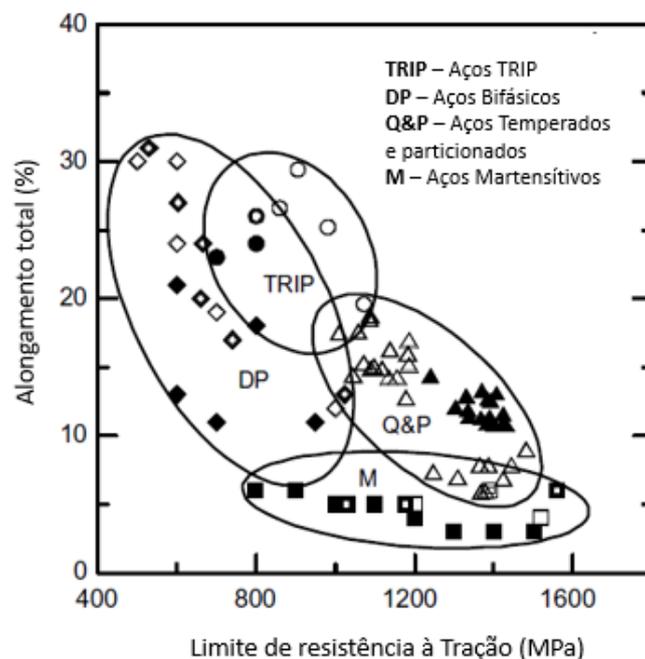
Ao observar a Figura 1, é nítida a diferença entre os aços da primeira e da terceira geração com relação à melhor combinação de resistência e ductilidade (índice PSE – *elongation strength product*), com valores da ordem de 30 a 40 GPa x % para a terceira geração e de 12 a 20 GPa x % para a primeira geração.

Os aços Q&P (*quenching and partitioning*), pertencentes à terceira geração de aços avançados, foram originalmente propostos por Speer (SPEER *et al.*, 2004) e a denominação está vinculada ao tratamento térmico com desenvolvimento relativamente recente e denominado de têmpera e particionamento. Esses aços têm sido objeto de intensos estudos devido às características promissoras em termos de resistência e ductilidade e redução de custos com aplicações em protótipos (CASALINO, 2018) ou componentes para reforço de sustentação do veículo (HASHMI, 2014). O processamento de aços com tratamento Q&P está incluído entre as tecnologias inovadoras que permitem a redução dos custos com energia e racionalização nos processos industriais (DE MOOR, 2016). Conforme boletim emitido pelo Escritório de Eficiência de Energia e Energia Renovável do Departamento de Energia dos Estados Unidos, a economia potencial anual associada com a produção de peças em aços Q&P

para 10 milhões de carros é de aproximadamente de 30 trilhões de Btu (aproximadamente 9 bilhões de kWh), além de benefícios adicionais, como, por exemplo, a redução de tempo de manufatura (FONSTEIN, 2015; US DEPARTMENT OF ENERGY, 2015).

Valores de resistência na ordem de 1200 MPa e alongamento na ordem de 15% têm sido obtidos para alguns aços com tratamento Q&P, como é demonstrado por meio da Figura 2, apresentando, portanto, um bom potencial de utilização quando comparados com os aços avançados da primeira geração, como é o caso dos aços TRIP, DP e martensíticos.

Figura 2 – Comparativo entre o limite de resistência e alongamento dos aços TRIP, DP e martensítico com os aços Q&P



Fonte: Adaptado de SPEER *et al.*, 2004 apud STREICHER *et al.*, 2004

A obtenção de uma boa combinação de propriedades como resistência e ductilidade dos aços Q&P se deve ao tratamento térmico não convencional capaz de produzir uma combinação microestrutural de martensita, elevada quantidade de austenita na temperatura ambiente e, eventualmente ferrita (MAHESWARI *et al.*, 2014; ZHANG *et al.*, 2014; DE MOOR *et al.*, 2008): a martensita é responsável pela maior resistência e dureza, e a austenita, pela ductilidade, pela capacidade de absorção de energia e pelo efeito do aumento de resistência durante o impacto como em uma colisão em função de sua

transformação instantânea em martensita (SPEER *et al.*, 2004; DE MOOR *et al.*, 2008; DE MOOR *et al.*, 2011; MARTINS, 2007 apud MATLOCK; KRAUSS; SPEER, 2001).

O tratamento térmico, em essência, consiste no aquecimento do aço em temperatura intercrítica ou de completa austenitização, com resfriamento rápido até uma temperatura intermediária, entre a de início (M_s) e de fim (M_f) de formação de martensita, seguido de uma etapa de particionamento realizada na mesma temperatura de têmpera (*one step-process*) ou em temperatura mais elevada (*two-step-process*). Durante a etapa de particionamento, parte do carbono da martensita migra para a austenita em quantidade suficiente para deixá-la estável mesmo após seu posterior resfriamento até a temperatura ambiente (SPEER *et al.*, 2004; DE MOOR *et al.*, 2008).

Os aços comumente utilizados em pesquisas na última década têm sido principalmente de composição química similar aos aços TRIP, secundariamente o aço SAE 9260, e alguns tipos de aços inoxidáveis e de ferros fundidos nodulares, todos eles apresentando elevada quantidade de silício (EDMONDS *et al.*, 2006; SPEER *et al.*, 2005; TOJI; MIYAMOTO; RAABE, 2014; DE COOMAN, 2013). O silício atua no sentido de evitar ou inibir a formação de carbonetos durante a etapa de particionamento, possibilitando o enriquecimento de carbono pela austenita (DE MOOR *et al.*, 2011), o qual permite que uma grande parcela dessa fase se mantenha na temperatura ambiente.

A presente pesquisa se propõe a estudar o tratamento térmico Q&P aplicado ao aço SAE 9260, devido a sua composição química compatível com este processo, aplicando diferentes parâmetros de tratamento térmico buscando encontrar propriedades mecânicas suficientemente adequadas em termos de resistência, ductilidade e tenacidade, expandir os estudos no sentido de verificar sua potencialidade em aplicações tecnológicas e industriais não vinculadas necessariamente com componentes de carrocerias de veículos, como é o caso, por exemplo, de produtos como molas e aços ferramenta para resistência ao choque, visto que o aço SAE 9260 apresenta um elevado teor de carbono e, em consequência, baixa soldabilidade.

Por meio da pesquisa, são verificados os efeitos: (i) da temperatura de têmpera (parcial), (ii) da temperatura de particionamento e (iii) do tempo de particionamento na fração final de austenita retida e seu reflexo nas propriedades

mecânicas do aço SAE 9260. Adicionalmente, as características obtidas com os diferentes tratamentos Q&P são comparadas com os tratamentos térmicos convencionais de têmpera e revenimento a 400°C e de austêmpera a 280°C/60 minutos.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo geral

A presente pesquisa tem como objetivo geral avaliar o comportamento do aço SAE 9260 com diferentes parâmetros de tratamento de têmpera e particionamento (Q&P), com a finalidade de identificar as melhores combinações de propriedades mecânicas, como resistência, ductilidade e tenacidade,

1.1.2 Objetivos específicos

Os objetivos específicos desta pesquisa são:

- a) Verificar o comportamento de diferentes parâmetros do tratamento Q&P nas propriedades mecânicas, como dureza, resistência à tração, alongamento e tenacidade à fratura;
- b) Identificar entre os parâmetros do tratamento Q&P os mais promissores em termos de combinação de propriedades mecânicas;
- c) Verificar a influência dos parâmetros de processo do tratamento Q&P na fração volumétrica de austenita retida analisada por meio de difração de raios-X e a relação entre essa fração e as propriedades mecânicas;
- d) Comparar as propriedades mecânicas e metalúrgicas obtidas entre os diversos tratamentos Q&P com determinados tratamentos térmicos convencionais (têmpera/revenimento e austêmpera) com resistências similares para o mesmo aço SAE 9260;
- e) Verificar a adequabilidade do emprego dos tratamentos Q&P em instalações industriais com tratamentos térmicos em banhos de sais.

2 REVISÃO DA LITERATURA

O presente capítulo apresenta tópicos relevantes para concepção do trabalho buscando um aprofundamento da fundamentação teórica, em especial com relação ao tratamento térmico de têmpera e particionamento, acrescido de particularidades importantes como os aspectos metalúrgicos do aço SAE 9260, a determinação da fração da austenita retida e de propriedades mecânicas de interesse de forma a apoiar a metodologia aplicada, a execução e análise posterior dos resultados.

2.1 PROCESSO Q&P

O processo de tratamento térmico Q&P é de desenvolvimento relativamente recente, tendo os estudos iniciados em 2004 (SPEER *et al.*, 2004). A partir desse ano, intensas pesquisas têm sido realizados devido a suas potencialidades em termos de combinação de resistência e ductilidade possuindo aplicações iniciais como pilar de reforço de automóveis (HASHMI, 2014; SATIENDRA, 2015) sendo adequado, também, para outras peças estruturais e de segurança automotivas, como travessas, vigas longitudinais, soleiras e reforços de para-choques (WANG; SPEER, 2013)

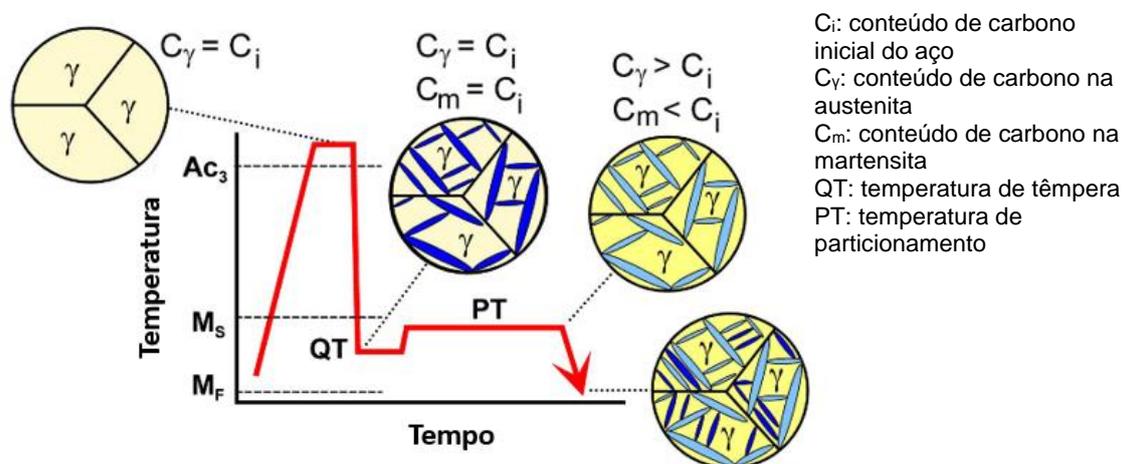
O processo Q&P (têmpera e particionamento) consiste no aquecimento do aço em temperatura de completa austenitização, ou em temperatura intercrítica (com quantidade de ferrita e austenita previamente estabelecida), seguido de resfriamento rápido a uma temperatura entre as linhas de início (M_s) e final (M_f) de formação de martensita (denominado no presente trabalho como têmpera parcial), com um tratamento térmico de particionamento subsequente, para enriquecimento da austenita com carbono de maneira a estabilizá-la quando resfriada à temperatura ambiente (quanto maior o teor de carbono da austenita menor será a temperatura M_f) (DE MOOR *et al.*, 2008).

As etapas do processo podem ser verificadas por meio do diagrama esquemático apresentado na Figura 3 (WANG; SPEER, 2013). Observa-se nessa figura que o teor de carbono presente na liga (C_i) é o mesmo nas fases martensita e austenita até a etapa de têmpera parcial (QT); no entanto, durante o particionamento (PT), o carbono supersaturado da martensita migra por

difusão para a austenita, de modo que o teor de carbono da martensita (C_m) existente resulta em um valor inferior ao inicial do aço (C_i), assim como o carbono da austenita (C_γ) em um valor superior a C_i . Na etapa de particionamento, diferentemente da etapa de revenimento após têmpera, a precipitação de carboneto é inibida, diminuindo a possibilidade de decomposição da austenita existente em ferrita e cementita (SPEER *et al.*, 2005).

O diagrama da Figura 3 apresenta uma temperatura de completa austenitização, embora, como mencionado anteriormente, essa temperatura pode ser opcionalmente intercrítica caso seja desejada determinada quantidade de ferrita ao final do tratamento (TOJI; MIYAMOTO; RAABE, 2014). Essa opção permite também que na etapa de aquecimento a austenita apresente um percentual de carbono superior ao do aço, o qual pode ser mais apropriado para aços originalmente de carbono mais baixo a fim de que, ao final do tratamento, haja maior possibilidade de obtenção de uma maior fração de austenita retida.

Figura 3 – Diagrama esquemático do processo Q&P



Fonte: WANG; SPEER, 2013

O tratamento de particionamento pode ainda ser realizado em uma etapa apenas (*one-step quenching and partitioning process*), na qual a temperatura de têmpera parcial (temperatura entre M_i e M_f) e a temperatura de particionamento são as mesmas (HAN *et al.*, 2014).

A partição de carbono entre martensita e austenita retida geralmente é ignorada em aços temperados, porque a temperatura de têmpera é,

normalmente, muito baixa para que quantidades substanciais de difusão de carbono ocorram após a têmpera e porque a supersaturação de carbono na martensita é normalmente eliminada por um mecanismo diferente, como, por exemplo, a precipitação de carboneto durante o revenimento (SPEER *et al.*, 2005).

A ausência ou a mínima formação de carbonetos é fundamental para o processo Q&P, visto que qualquer formação de carboneto significa que menos átomos de carbono estarão disponíveis para enriquecer a austenita. A formação de cementita pode ser eliminada ou suprimida por meio da adição de silício. O alumínio e mesmo o fósforo podem produzir um efeito similar (DE MOOR *et al.*, 2008; EDMONDS; MATLOCK; SPEER, 2011; GHAZVINLOO; HONARBAKHSH-RAOUF, 2014; SUN; YU, 2013). Tais elementos, portanto, apresentam um papel muito importante no processo Q&P.

Cabe ressaltar que ao final do processo Q&P haverá dois tipos de martensita presentes: uma delas correspondendo à martensita formada na têmpera parcial que durante o particionamento perdeu carbono (para a austenita) e que pode ser revenida pelo menos de maneira parcial (dependendo do tempo de particionamento) e outra fração de martensita (com maior teor de carbono) que foi proveniente da austenita enriquecida de carbono (mas não o suficiente para permanecer estável na temperatura ambiente) durante o particionamento (KIM; SIETSMA; SANTOFIMIA, 2017).

Para auxiliar no cálculo da quantidade de martensita e austenita na etapa de têmpera parcial, é apropriada a utilização da equação de Koistinen-Marburguer (Equação 1), a qual relaciona a fração de martensita esperada em função da temperatura M_s e a temperatura de têmpera parcial (EDMONDS *et al.*, 2006; SPEER *et al.*, 2004).

$$f_m = 1 - e^{-0,011 (M_s - Q_T)} \quad (1)$$

Na Equação 1, f_m é a fração em volume de martensita transformada na têmpera a partir da austenita na temperatura Q_T , M_s é a temperatura de início de formação de martensita do aço e Q_T , a temperatura de têmpera parcial.

A transformação martensítica é universalmente aceita por ser um processo de transformação de fase sem mecanismo de difusão, de tal modo que

a ferrita fica supersaturada de carbono em baixas temperaturas. É também reconhecido que o carbono pode migrar da martensita para a austenita após transformação martensítica em função da solubilidade do carbono na austenita ser muito maior (SPEER *et al.*, 2005).

Os parâmetros e meios do tratamento Q&P variam conforme o tipo de aço utilizado e os objetivos do experimento realizado. Entre dezenas de artigos publicados entre 2005 e 2017, foram verificados de maneira resumida os seguintes parâmetros:

- a) Resfriamento para têmpera parcial em banho de sal, banho de Sn-Bi, óleo, ou mesmo água, com tempos variáveis conforme espessura das amostras testadas, em temperaturas que variam desde a temperatura ambiente até 300°C;
- b) Particionamento realizado em banho de sal, em intervalos de temperatura de 250 a 550°C com tempos variando entre 2 e 3600 segundos;
- c) Resfriamento em água ou ar até a temperatura ambiente.

Com tratamentos Q&P, dentre as dezenas de trabalhos de pesquisa (incluídos nas referências do presente trabalho), foram verificados ou citados os maiores níveis de austenita retida (AR) para os seguintes percentuais de carbono em aços: para um aço com 0,60% de carbono até aproximadamente 23% de AR conforme descrito no trabalho de Edmonds *et al.* (2006); para um aço com 0,43% até 20% de AR conforme descrito no trabalho de Jirková *et al.* (2014); e para um aço com 0,20% de carbono até 13% de AR conforme descrito no trabalho de Yan *et al.* (2017).

Com relação ao banho de sal, cabe ressaltar que devido às novas tecnologias, apresenta equipamentos modernizados, automatização, segurança no manuseio dos produtos químicos possibilitando a execução de tratamentos térmicos seguros, ambientalmente melhor controlados, e com custo de energia e mão de obra reduzidos (REID, 2006).

2.2 AÇO SAE 9260

O aço SAE 9260 é um aço de baixa liga da série 9XXX, apresentando silício como principal elemento de liga com aplicação principal em molas,

notadamente molas helicoidais enroladas a quente. O aço SAE 9260 apresenta composição química muito próxima do aço S4, pertencente à família dos aços ferramenta resistentes ao choque que pode ser empregado em matrizes de cunhagem onde a característica de resistência ao impacto é importante (CHANDLER, 1995). O aço SAE 9260 também pode ser utilizado com baixo custo em lâminas de corte de madeira, componentes ferroviários e automotivos em que é necessário boa resistência e tenacidade (LINDSTRÖN, 2006; ACHARYA; KUMAR; BHAT, 2018). O aço SAE 9260 apresenta composição química e características metalúrgicas conforme descrições dos itens que seguem:

2.2.1 Composição química

A composição química do aço SAE 9260 em forma de barra ou chapa é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do aço SAE 9260

Elemento	carbono	manganês	silício	fósforo	enxofre
(%)	0,56 – 0,64	0,75 – 1,00%	1,80 – 2,20	≤ 0,035%	≤ 0,035%

Fonte: ASM Handbook. v. 1, 1993

Observa-se, pela descrição da composição química, que é um aço de médio a alto carbono, com os elementos fósforo e enxofre limitados aos teores usuais de um aço comum, tendo o silício como elemento de liga e o teor de manganês levemente superior ao praticado em aços comuns.

O silício nos aços tem efeito de retardar a redução da dureza durante revenimento, ou seja, quando o silício está presente em teores acima dos usuais (inferior a 0,60%), consegue-se durezas mais altas para as mesmas temperaturas de revenimento, quando comparado com aços comuns no qual sua presença é em teores significativamente mais baixos (RAGHAVAN, 2015). O silício é um elemento-chave no tratamento de particionamento, pois inibe a formação de cementita, possibilitando o enriquecimento de carbono pela austenita (DE MOOR *et al.*, 2011). Com relação às propriedades mecânicas, o silício aumenta o coeficiente de encruamento e o limite de resistência por solução sólida (ALHARBI, 2014 apud VAN SLYCKEN, 2007). O silício também reduz a

temperatura de início de formação de martensita (M_s), (ALHARBI, 2014 apud BAIK, 2001). O silício é adicionado em aços para fabricação de molas devido ao efeito positivo no aumento do limite elástico sem redução da ductilidade, com boa resistência à fadiga e tenacidade (KAUSHISH, 2010; KHURMI; SEDHA, 2014). O silício também proporciona um aumento da temperabilidade do aço (TOTTEN, 2007).

O manganês é um estabilizador da austenita e, desse modo, tem efeito no sentido de aumentar a quantidade de austenita retida. Além disso, o manganês atua de maneira positiva no aumento da resistência, reduzindo bem pouco a ductilidade, além de conferir um aumento na temperabilidade do aço devido à diminuição da velocidade de transformação da austenita (KHURMI; SEDHA, 2014; SOUZA, 1989, p. 28–30). O manganês diminui a temperatura de início de formação de martensita (M_s) e também aumenta a solubilidade do carbono na austenita, permitindo que essa fase tenha maior possibilidade de enriquecimento de carbono (ALHARBI, 2014 apud TSUKATANI; INOUE, 1991). Os efeitos do manganês destacados anteriormente não são muito pronunciados para o aço SAE 9260 pelo fato de sua presença não ser muito elevada (entre 0,75 e 1%)

2.2.2 Características metalúrgicas

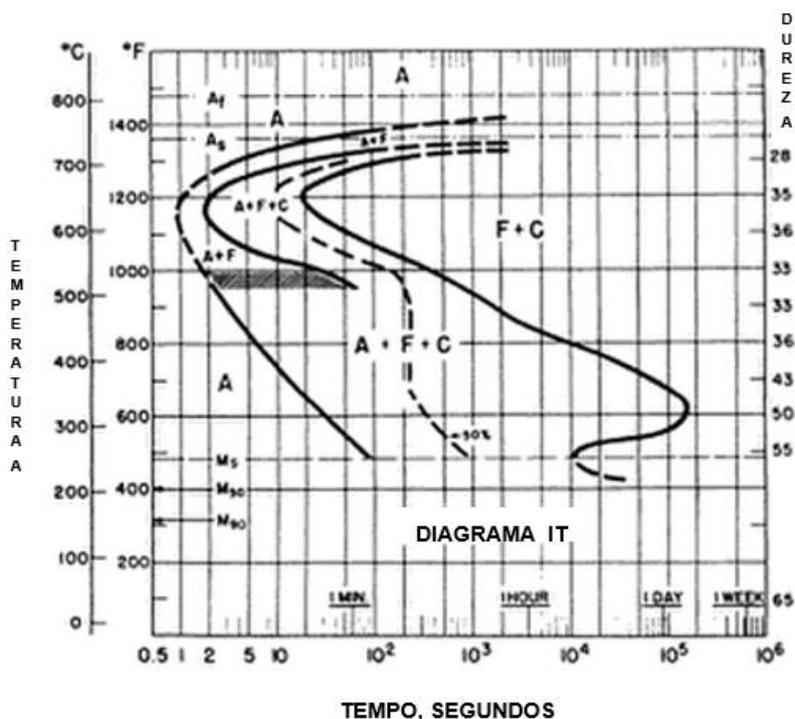
O aço SAE 9260 apresenta os seguintes parâmetros de tratamento térmico para têmpera: austenitização à temperatura entre 815 e 900°C (BROOKS, 1996) e resfriamento em óleo, polímero ou banho de sal. A temperatura de transformação em austenita no aquecimento (A_{c3}) pode também ser calculada pela equação de Andrews (Equação 2) e pode ser empregada como uma referência empregando-se um valor prático de pelo menos uns 30°C acima.

$$A_{c3} (\text{°C}) = 910 - 203 \sqrt{C} + 44.7Si - 15.2Ni + 31.5Mo + 104V + 13.1W - 30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti \quad (\text{GORNİ, 2019}) \quad (2)$$

Aplicando-se a equação de Andrews à composição nominal do aço SAE 9260 (0,60% C, 2,00% Si e 0,87%Mn), encontra-se o valor de 816°C.

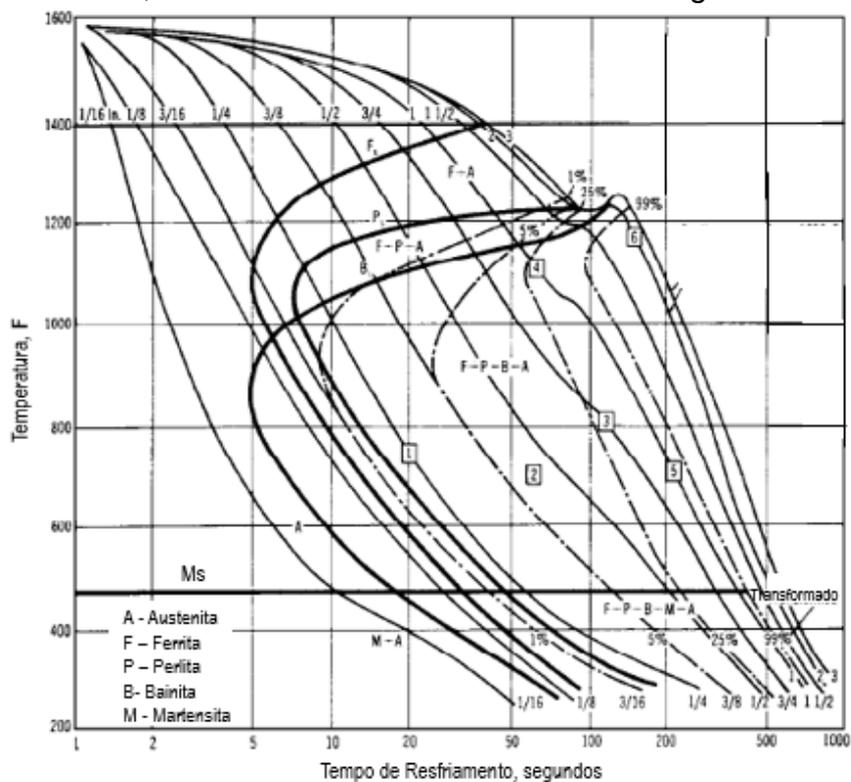
As curvas de transformação isotérmica (diagrama IT) e em resfriamento contínuo (diagrama CCT) são apresentadas respectivamente nas Figuras 4 e 5. Por meio do diagrama IT (Figura 4), foi calculada, por interpolação, a temperatura M_s em aproximadamente 472°F (244°C). Por meio do diagrama CCT (Figura 5), foi calculada, por interpolação, a temperatura de início de formação de martensita (M_s) em aproximadamente 475°F (246°C).

Figura 4 – Diagrama de transformação isotérmica de um aço SAE 9260 de composição 0,57% de carbono; 0,91% de manganês; 1,95% de silício, austenitizado a 870°C e tamanho de grão 7



Fonte: CHANDLER, 1995, p. 495

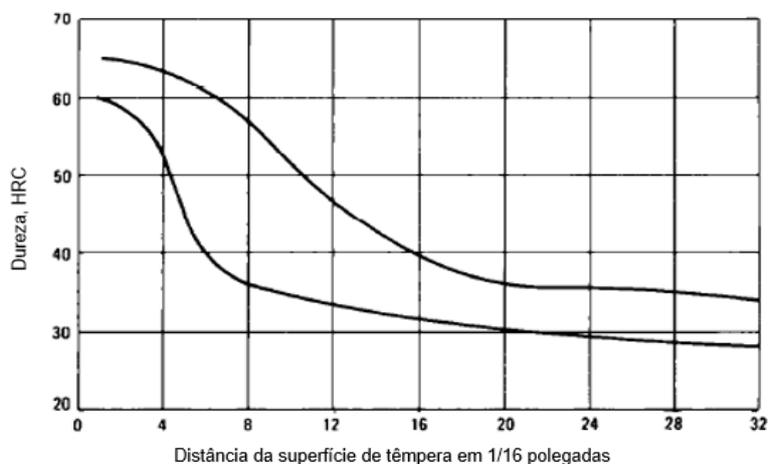
Figura 5 – Diagrama de transformação em resfriamento contínuo de um aço SAE 9260 de composição 0,57% de carbono; 0,91% de manganês; 1,95% de silício, austenitizado a 870°C e tamanho de grão 7



Fonte: CHANDLER, 1995, p. 498

A Figura 6 apresenta a curva de temperabilidade do aço SAE 9260. Os valores são moderadamente elevados (CHANDLER, 1995, p. 497), o que é explicado principalmente pelo teor de carbono médio a alto, razoável presença de manganês (0,75 a 1,00%) e presença elevada de silício (1,80 a 2,20%).

Figura 6 – Curva de temperabilidade Jominy de um aço SAE 9260

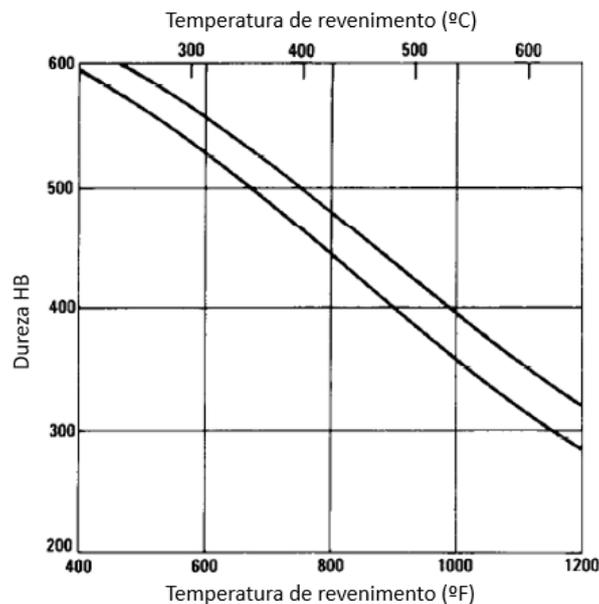


Fonte: CHANDLER, 1995, p. 497

Observa-se que a superfície do aço após têmpera atinge valores na ordem de 60 a 65 HRC e a dureza a uma distância de 2/16 polegadas ou 3,175 mm reduz ligeiramente, ficando em um intervalo aproximado de 57 a 64 HRC.

A Figura 7 apresenta a curva de dureza em função da temperatura de revenimento.

Figura 7 – Curva de dureza em função da temperatura de revenimento para um aço SAE 9260



Fonte: CHANDLER, 1995, p. 496

2.3 TERMODINÂMICA DO TRATAMENTO Q&P

A transformação martensítica é um processo sem difusão, que ocorre a partir da fase austenita, na qual os átomos de carbono não se distribuem entre ferrita e cementita devido ao rápido resfriamento, mas ficam presos nos sítios octaédricos da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), característica da ferrita formando a fase denominada martensita. Devido à distorção na estrutura cristalina provocada pela presença de carbono bem acima do limite de solubilidade na ferrita, a estrutura é deformada, assumindo o formato de uma célula tetragonal de corpo centrado (TCC). A martensita é uma fase metaestável que aparece somente pelo fato de haver a supressão da difusão. Por meio do

aquecimento da martensita (como é o caso de um revenimento), a mobilidade dos átomos é favorecida, o carbono difunde formando carbonetos e, desse modo, provoca um alívio na tetragonalidade, de modo que a martensita vai sendo substituída por uma mistura de ferrita e cementita (KRAUSS, 2005, p. 56).

Diferentemente do revenimento, após um tratamento de têmpera convencional, cuja microestrutura final é martensita revenida, a etapa de particionamento permite a manutenção de uma fração da fase austenita e eventualmente um revenimento da martensita existente (BIGG, 2011). A fase austenita permanece estável até a temperatura ambiente devido à migração de carbono (na temperatura de particionamento) proveniente da martensita supersaturada. Na temperatura de particionamento há condições suficientes para movimentação dos átomos de carbono, a ponto de elevar substancialmente seu teor na austenita e estabilizá-la à temperatura ambiente devido à redução da temperatura de início de formação de martensita (M_s). Durante o particionamento, a fim de que não ocorram reações de precipitação de carbonetos, ou que estas sejam minimizadas, deve ser considerada a presença de elementos de liga no aço, como silício e/ou alumínio (SPEER *et al.*, 2005).

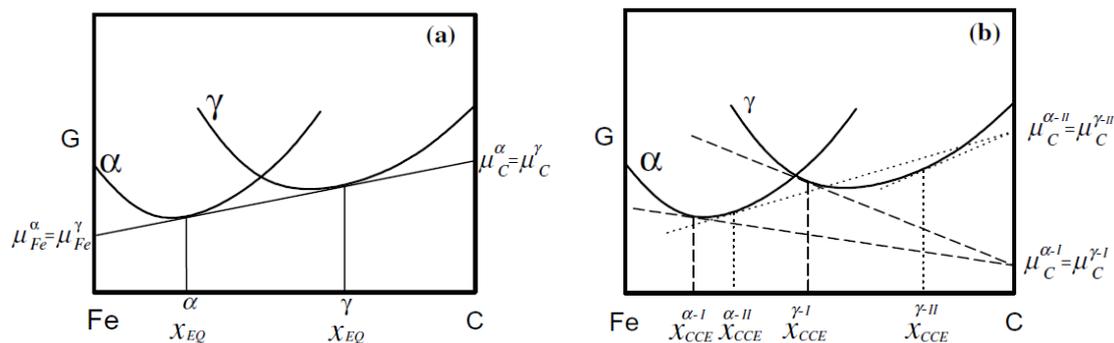
Foi proposto um modelo termodinâmico por Edmonds *et al.* (2006), com a finalidade de estudar a condição de equilíbrio da partição do carbono entre a martensita metaestável e a austenita. Nesse modelo, é assumido que as reações de formação de carbonetos são totalmente suprimidas e que as interfaces entre a martensita e a austenita são estacionárias ou imóveis. Por meio do modelo, pode ser percebida a quantidade potencial de austenita retida a ser alcançada na temperatura ambiente, visto que ele permite verificar a quantidade de carbono que a austenita pode assumir durante o particionamento.

O estudo do equilíbrio termodinâmico entre austenita e martensita é realizado por meio das fases ferrita (nesse caso supersaturada de carbono, que corresponde à martensita) e austenita por serem as fases estáveis termodinamicamente. Edmonds *et al.* (2006) fazem referência a essa condição da ferrita como ferrita martensítica.

Por meio do modelo, frações das fases ferrita e austenita são ajustadas para assegurar a igualdade no potencial químico do carbono em cada uma dessas fases. O equilíbrio alcançado entre as fases ferrita martensítica e austenita com um completo particionamento foi denominado de equilíbrio

constrito de carbono (CCE, *constrained carbon equilibrium*). Esse equilíbrio é atingido com base em duas exigências: mesmo potencial químico do carbono (μ_C) nas duas fases e conservação dos átomos de ferro e outros elementos substitucionais em cada fase. A Figura 8 apresenta o diagrama de energia de Gibbs em função da composição, exemplificando situações em que o potencial químico de carbono nas duas fases pode ser alcançado, o que satisfaz as exigências do valor de CCE propostas pelo modelo. Cabe ressaltar que diferentes potenciais químicos do carbono nas fases ferrita e austenita são possíveis somente quando a quantidade volumétrica das duas fases se altera.

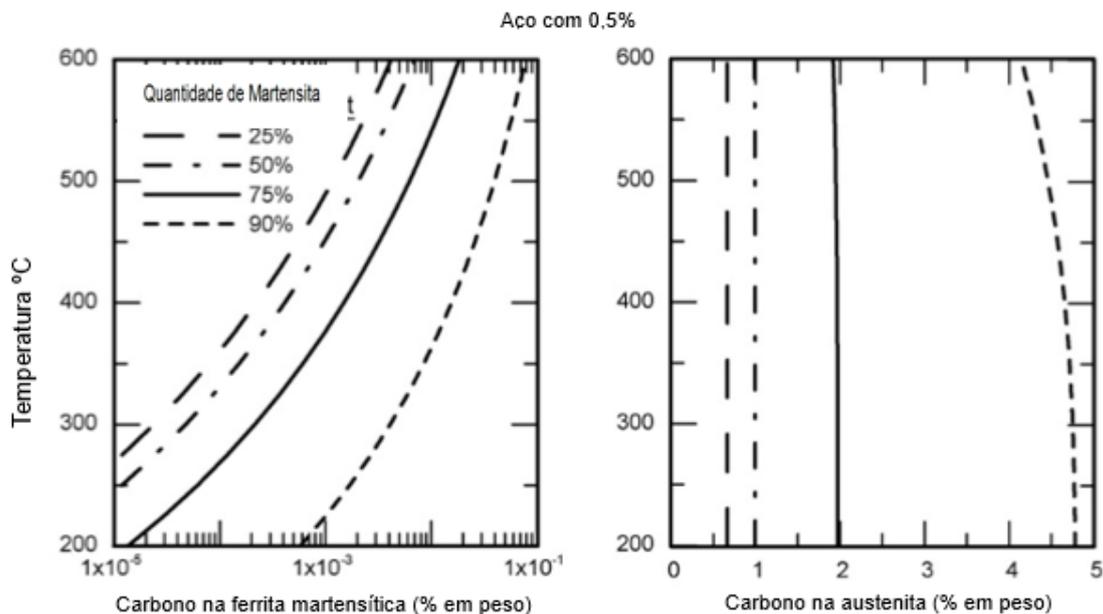
Figura 8 – Diagrama esquemático da energia de Gibbs em função da composição (ferro-carbono), ilustrando o equilíbrio à determinada temperatura, entre ferrita martensítica e austenita no sistema binário Fe-C: (a) equilíbrio; (b) exemplos de duas possíveis condições que satisfazem as exigências de CCE (I e II), na qual o potencial químico do carbono (μ_C) é o mesmo nas duas fases



Fonte: SPEER *et al.*, 2004

No modelo proposto, a quantidade de carbono particionado para uma determinada temperatura pode ser calculada combinando as exigências da termodinâmica com o balanço de massa conforme a concentração total de carbono e as frações volumétricas da ferrita martensítica e da austenita não transformada. Um exemplo desse tipo de cálculo é apresentado na Figura 9 para um aço com 0,50% de carbono para temperaturas que abrangem a temperatura de particionamento.

Figura 9 – Cálculo de CCE nas fases ferrita martensítica e austenita para um aço com 0,50% de carbono em função da temperatura de particionamento para diferentes frações volumétricas de ferrita martensítica e austenita



Fonte: EDMONDS *et al.*, 2006

Por meio dos gráficos da Figura 9, observa-se o seguinte:

- a austenita apresenta grande potencial de enriquecimento de carbono e em consequência grande capacidade de estabilização à temperatura ambiente;
- quanto menor a fração de martensita, menor será o enriquecimento de carbono pela austenita e menores serão as possibilidades de estabilização à temperatura ambiente. Por exemplo: para 25% de martensita à temperatura (de particionamento) de 400°C, o enriquecimento potencial de carbono pela austenita é de aproximadamente 0,7%C; e para a fração de 75% de martensita, o enriquecimento potencial de carbono pela austenita é de aproximadamente de 2%C;
- frações muito elevadas de martensita (temperatura de têmpera parcial próxima de M_f), como, por exemplo, de 90%, permitem um elevado enriquecimento de carbono pela austenita, a qual é capaz de ficar estabilizada na temperatura ambiente; no entanto, as frações finais resultantes de austenita não seriam elevadas pelo fato de que sua fração é inicialmente baixa (10%); cabe ressaltar que teores de

carbono presentes na austenita superiores a 2,11% (máxima solubilidade do carbono na austenita) são termodinamicamente possíveis na região da interface devido à supressão da possibilidade de formação de cementita conforme modelo proposto;

- quanto maior a temperatura (de particionamento) para as mesmas frações de austenita e martensita, não há uma alteração significativa na quantidade potencial de carbono para enriquecimento da austenita.

Com relação ao tempo para migração do carbono da martensita para a austenita, em simulações efetuadas com o software de transformações por difusão (DICTRA) a partir de considerações como geometria, espessuras das fases e para um aço de baixo carbono, foram determinados valores da ordem de poucos segundos para migração e homogeneização do carbono na austenita (BORGENTAM, 2000, p. 269–280 apud EDMONDS *et al.*, 2006).

2.4 TEMPERATURA DE FORMAÇÃO DE MARTENSITA M_s

Em um tratamento Q&P, é importante conhecer a fração de austenita e de martensita formada na etapa de têmpera parcial visto que o equilíbrio do teor de carbono na etapa de particionamento vai ocorrer entre essas duas fases. A quantidade de cada uma das fases impacta diretamente na quantidade de carbono que pode ser enriquecido pela austenita (conforme destacado no item anterior), assim como o potencial de austenita retida que poderá estar presente ao final do tratamento. A equação de Koistinen e Marburguer (Equação 1) apresenta a relação entre a fração volumétrica de martensita e as temperaturas de têmpera e temperatura M_s de início de formação de martensita.

A temperatura M_s , por sua vez, depende da composição química do aço, com destaque para a quantidade de carbono, de modo que, quanto maior a quantidade de carbono que migra da martensita para a austenita, maior será a possibilidade do aço apresentar maior quantidade de austenita retida na temperatura ambiente. A seguir são apresentadas equações que relacionam a composição química do aço com a temperatura M_s . A Equação 3 foi proposta por Steven e Haynes, a Equação 4 foi proposta por Andrews e a Equação 5 foi proposta por Imai *et al.* Esta última é mais específica para um aço de composição

similar à dos aços TRIP, que normalmente apresentam silício e alumínio mais elevados (FONSTEIN, 2015, p. 329).

$$M_s (^{\circ}C) = 561 - 474\%C - 33\%Mn - 17\%Cr - 17\%Ni - 21\%Mo \quad (3)$$

$$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423\%C - 30,4\%Mn - 12,1\%Cr - 17,7\%Ni - 7,5\%Mo \quad (4)$$

$$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423\%C - 30,4\%Mn - 7,5\%Si + 30\%Al \quad (5)$$

Seja qual for a equação, pode ser observado que, quanto maiores os teores de carbono e elementos de liga em geral, menor será a temperatura de início de formação de martensita (M_s), em consequência serão maiores as possibilidades de presença de austenita retida na temperatura ambiente.

2.5 FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA

A fração volumétrica de austenita retida é um dos aspectos mais relevantes no tratamento Q&P, pois essa microestrutura exibe um papel relevante nas propriedades finais do aço por proporcionar elevada ductilidade e tenacidade ao material, além de elevada capacidade de endurecimento por deformação pela transformação da austenita em martensita (HIDALGO; FINDLEY; SANTOFIMIA, 2017; SANTOFIMIA; ZHAO; SIETSMA, 2011; HSU; JIN; RONG, 2011). Entre dezenas de artigos pesquisados (referenciados os mais recentes), foram reportadas frações volumétricas que variaram de 0,8 até 25,9% conforme o aço utilizado (incluído o aço SAE 9260) e diferentes parâmetros de têmpera parcial, temperatura e tempo de particionamento (GHAZVINLOO; HONARBAKHSR-RAOUF, 2014; DIEGO-CALDERÓN *et al.*, 2015; MAHESWARI *et al.*, 2014; WANG; FENG, 2011; ACHARYA; BHAT, 2018; WOLFRAM, 2014).

2.5.1 Determinação da fração volumétrica de austenita retida

A austenita retida pode ser determinada por metalografia óptica, difração de raios-X, saturação magnética ou difração de nêutrons (RAKHIT, 2013; DE MOOR *et al.*, 2008). Conforme Rakhit (2013), a metalografia óptica não é suficientemente confiável para quantificação da austenita (observável somente

para níveis de 15% ou mais (HERRING, 2005) e o métodos mais utilizado entre os apontados são o de difração de raios-X e, em menor proporção, os métodos de saturação magnética (MS – ARLAZAROV *et al.*, 2015) e a difração de nêutrons (ALP; WYNTER, 2006). A quantificação da fase austenítica por difração da raios-X está baseada na verificação do tamanho do parâmetro de rede.

Os raios-X são uma forma de radiação eletromagnética com alta energia e pequeno comprimento de onda na ordem do espaçamento atômico dos sólidos. Quando o feixe de raios-X incide em um material sólido, parte do feixe é espalhada em todas as direções pelos elétrons associados de cada átomo ou íon que estão no caminho do feixe. Interferências construtivas do feixe satisfazem a Lei de Bragg (Equação 6), em que n é um número inteiro correspondendo à ordem de reflexão, d_{hkl} é a distância entre dois planos adjacentes de átomos e Θ é o ângulo no qual ocorre a interferência construtiva.

$$n\lambda = 2d_{hkl}\text{sen}\Theta \quad (6)$$

Para calcular o parâmetro de rede a de uma célula cúbica, que é o caso da austenita, é utilizada a Equação 7, na qual h , k e l são os índices de Miller (sistema de notação dos planos das redes cristalinas).

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \quad (7)$$

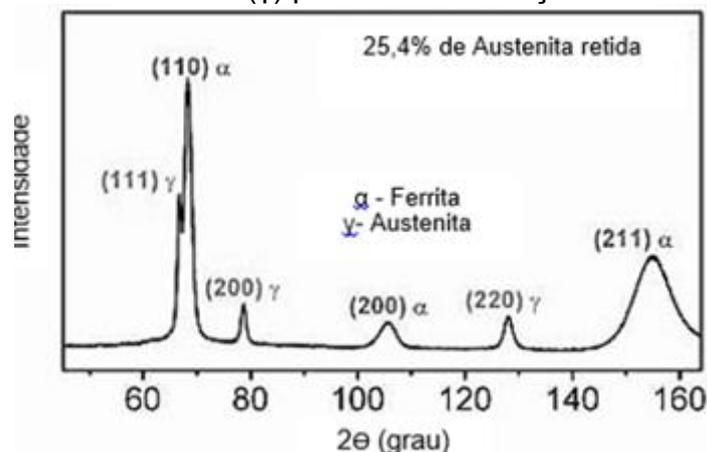
Desse modo, o parâmetro de rede a_γ da austenita pode ser determinado a partir das posições de interferência construtiva de acordo com a Equação 8.

$$a_\gamma = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \frac{\lambda}{2 \text{sen } \theta} \quad (8)$$

Essas direções de interferência construtiva correspondem aos picos em que a Lei de Bragg é satisfeita para um aço conforme exemplificado na Figura 10 (KOLK, 2014). Os picos simbolizados por α se referem aos planos característicos da presença de ferrita e os picos simbolizados por γ se referem aos planos característicos da austenita. A fração volumétrica das fases é

calculada por meio das intensidades integradas dos picos medidos (HÜBSCHEN *et al.*, 2016, p. 98).

Figura 10 – Exemplo de gráfico obtido para verificação volumétrica de ferrita α e austenita retida (γ) por meio de difração de raios-X



Fonte: KOLK, 2014

Conforme norma ASTM E-975-13 (*X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*), a radiação utilizada para difração de raios-X é preferencialmente cromo ou molibdênio (MASEK *et al.*, 2011), sendo possível também utilizar cobalto ou cobre conforme executado por alguns pesquisadores (ZHANG *et al.*, 2014; TOJI; MIYAMOTO; RAABE, 2014).

Para verificação da quantidade de austenita, a norma ASTM E-975-13 indica para cálculo os picos (111), (200) e (220), e os picos (110), (200) e (211) para a ferrita quando utilizado cromo como fonte de radiação.

Uma questão importante na verificação da austenita retida por difração de raios-X é a preparação das amostras em função do fato de que, sob determinadas condições de tensão e deformação, a austenita pode se transformar em martensita. Em função dessa questão, a norma sugere, após preparação mecânica por meio de lixamento e polimento, que seja efetuado um polimento eletrolítico ou químico a fim de evitar uma eventual interferência da preparação nos resultados (MASEK *et al.*, 2011; NORMA ASTM E-975-13). Embora essa situação possa acontecer, muitos trabalhos de pesquisa desconsideram a questão do polimento químico ou eletrolítico, enxergando esse fato de maneira vantajosa no sentido de verificar a fração estável de austenita

(BIGG, 2011, p. 83). Na experiência profissional do autor, em aços cementados com alto potencial de carbono, não foram observados problemas na verificação da austenita retida por meio de microscopia óptica, com preparação mecânica metalográfica convencional.

2.6 PROPRIEDADES MECÂNICAS

As propriedades mecânicas são fundamentais para avaliação das características de um material assim como para sua seleção e especificação. Especialmente para o tratamento Q&P, as propriedades mecânicas são de singular importância para comparação com outros tratamentos térmicos e verificação da possibilidade de aplicação como uma alternativa a ser considerada.

2.6.1 Propriedades mecânicas obtidas por meio do ensaio de tração

O ensaio de tração é um dos ensaios mecânicos mais conhecidos e mais praticados, sendo caracterizado por um esforço axial em um corpo de prova padronizado no qual características como limite de resistência, limite de escoamento e alongamento são obtidas.

Além das propriedades mecânicas convencionais como limite de resistência (LRT), tensão convencional de escoamento (LE) e alongamento de ruptura (A), o Índice PSE, que corresponde ao produto do limite de resistência com o alongamento (PSE – *product of strength with elongation*), tem sido utilizado quando se deseja quantificar por meio de um parâmetro a combinação da resistência com a ductilidade, o que é muito útil para inúmeras aplicações (ZHANG *et al.*, 2014; HAN *et al.*, 2014; WU; WANG; JIN, 2013; TARIQ; BALOCH, 2013; ZHAO *et al.*, 2015).

Os valores típicos de PSE reportados em diversos artigos para diversos percentuais de carbono com diferentes parâmetros utilizados com tratamento Q&P são apresentados de maneira resumida na Tabela 2. Com relação aos aços com 0,60% de carbono, o número de experimentos é relativamente escasso e em muitas situações não são reportados valores relativos ao ensaio de tração, impossibilitando o cálculo do PSE.

Tabela 2 – Valores máximos de PSE com diferentes tratamentos Q&P para diferentes percentuais de carbono em aços reportados por vários pesquisadores

Percentual de carbono do aço (%)	Valores máximos verificados de PSE * (MPa x %)	Referências
0,20 a 0,29	24000	DIEGO-CALDERÓN <i>et al.</i> , 2016 ARLAZAROV <i>et al.</i> , 2016 MANDAL <i>et al.</i> , 2016 DE MOOR, 2011 WANG, 2010
0,30	32400	LI; HUANG; HUANG, 2016
0,42	31400	ZHANG <i>et al.</i> , 2014
0,43	32400	JIRKOVÁ, 2014
0,60	14375	CHOI <i>et al.</i> , 2017
0,60	22320	ACHARYA; BHAT, 2019

(*) Os valores apresentados foram calculados com base nos limites de resistência e alongamento descritos nos diversos artigos que tratam do tratamento Q&P.

2.6.2 Tenacidade à fratura

A avaliação da tenacidade apresenta grande importância nos tratamentos Q&P, pois é um dos principais objetivos a serem alcançados por esse tratamento (BAGLIANI *et al.*, 2013).

A tenacidade é um termo mecânico utilizado sob vários contextos (CALLISTER, 2014, p. 145) e ao mesmo tempo com diferentes maneiras de ser avaliada conforme as circunstâncias de carregamento e presença de concentradores de tensão e trincas: tenacidade à fratura avaliada quando há presença de trincas, tenacidade ao impacto avaliada em ensaios de impacto em corpos de prova com ou sem entalhe, tenacidade calculada a partir da área abaixo da curva tensão x deformação obtida por meio de um ensaio de tração.

A tenacidade à fratura indica a habilidade do material em resistir à fratura quando está presente uma trinca (ANTAKI, 2005). Essa situação é relevante visto ser difícil e muito caro fabricar estruturas sem defeitos ou prevenir que defeitos surjam durante condições de serviço. A avaliação dessa propriedade é realizada por meio de ensaios de tenacidade à fratura normatizados, entre os quais se destaca o método de ensaio conforme Norma ASTM E-1820.

Conforme o comportamento do material, duas abordagens para avaliação da tenacidade à fratura podem ser aplicadas:

- Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), na qual a tenacidade à fratura é avaliada por intermédio do parâmetro K_{Ic} ; esta situação ocorre quando não há deformação plástica na extremidade da trinca ou a deformação plástica é muito pequena em relação às dimensões da peça, o que é característico de estruturas mais frágeis;
- Mecânica da Fratura Elastoplástica (MFEP), na qual o parâmetro de avaliação é a abertura na extremidade da trinca (δ) obtido pela técnica do CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*); esta situação ocorre quando a deformação plástica é significativa na extremidade da trinca com relação às dimensões da peça, o que é característico de estruturas mais dúcteis.

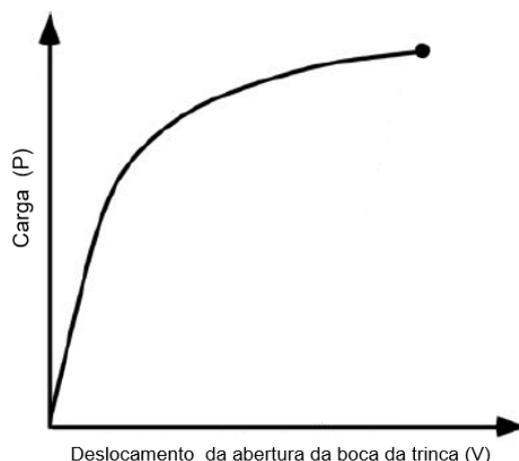
2.6.2.1 Ensaio de tenacidade à fratura CTOD e K_{Ic}

Conforme a norma ASTM E-1820, as etapas para execução do ensaio de tenacidade à fratura K_{Ic} ou técnica do CTOD são essencialmente as mesmas e são muito apropriadas quando não há uma definição quanto ao comportamento do material, se ele vai ser conforme a MFLE ou a MFEP.

Para a execução do ensaio, é feito, inicialmente, um entalhe e um rasgo no centro do corpo de prova, normalmente por usinagem; e, na sequência, é induzida uma trinca de fadiga em sua base. O motivo da formação da trinca por fadiga é levar a concentração de tensão a um nível elevado, de modo a possibilitar a avaliação da tenacidade para situações que simulem tal condição. No ensaio, o corpo de prova é submetido a um carregamento crescente com baixa velocidade de aplicação, na qual são medidos os deslocamentos da abertura da boca da trinca, gerando um gráfico P por V conforme apresentado na Figura 11. A partir do gráfico, observa-se o comportamento do material à fratura com relação à ductilidade/fragilidade e são determinados os valores de tenacidade à fratura K_{Ic} ou CTOD.

Ao final, o ensaio deve ser validado por meio da verificação da profundidade total da trinca a (entalhe, rasgo e trinca de fadiga), a qual deve estar dentro dos limites estabelecidos pela norma (entre 0,45 e 0,70 do valor de W).

Figura 11 – Relação entre a carga aplicada (P) e o deslocamento da abertura da boca da trinca utilizada para cálculo do valor de CTOD ou K_{Ic}



Fonte: Adaptado de ANDERSON, 2015, p. 107

2.6.2.2 Resultados de tenacidade à fratura K_{Ic}

A verificação da tenacidade à fratura, e mesmo de outros modos de avaliação da tenacidade, raramente consta em trabalhos científicos que tratam de tratamento Q&P, os quais contemplam principalmente as propriedades obtidas no ensaio de tração, na metalografia e na verificação da quantidade de austenita retida por difração de raios-X. Entre 37 artigos pesquisados e três teses de doutorado, todos específicos sobre tratamento Q&P, somente sete artigos indicaram a realização de ensaios específicos de tenacidade. Indicações completas dos resultados de tenacidade constantes nesses sete artigos são descritas no Apêndice A. Observa-se que, entre esses sete artigos mencionados, nos quais o valor da tenacidade foi calculado, em somente um deles foi realizado ensaio de tenacidade à fratura e não correspondeu a um aço SAE 9260. Segue um resumo desses resultados:

- Tenacidade à fratura:
 - 49 a 62 MPa.mm^{1/2} para um aço com 0,37% de carbono (TARIQ; BALOCH, 2014);
- Tenacidade ao impacto com entalhe em V:

- 13 a 30J/cm² para um aço com 0,37% de carbono (TARIQ; BALOCH, 2014);
- 83J/cm² para um aço com 0,40% de carbono (ZHAO *et al.*, 2015);
- 33 a 68 J para um aço com 0,28% de carbono (BAGLIANI *et al.*, 2013);
- Tenacidade ao impacto com entalhe em U:
 - 90 a 108 J para um aço com 0,30% de carbono (LI; HUANG; HUANG, 2016);
- Tenacidade calculada a partir do ensaio de tração:
 - 199 a 230 MJ/m³ para um aço com 0,20% de carbono (MANDAL *et al.*, 2016);
 - 48 a 188 MJ/m³ para aços com carbono 0,29 e 0,22% respectivamente (MAHESWARI *et al.*, 2014);
 - 207 MJ/m³ para um aço com 0,60% de carbono (ACHARYA; BHAT, 2018).

Valores de tenacidade à fratura em deformação plana para alguns aços empregados para molas são apresentados na Tabela 3, na qual são também incluídos os valores de resistência à tração, alongamento, PSE, dureza e condição de tratamento térmico.

Tabela 3 – LRT, Alongamento, PSE e tenacidade à fratura de alguns tipos de aços empregados para molas na condição temperado e revenido

Aço	Tratamento térmico	LRT (MPa)	A (%)	PSE * (MPa*%)	Dureza (**) (HRC de HV)	K _{Ic} (***) (MPa x m ^{1/2})
SAE 4150	Temperado em óleo e revenido a 205°C	1740 a 2120	8 a 12	16960 a 20880	47,3 a 48,0	23 a 47
	Temperado em óleo e revenido a 425°C	1360 a 1680	9 a 15	15120 a 20400	40,3 a 48,0	30 a 56
SAE 6150	Temperado em óleo e revenido a 205°C	1740 a 2130	6 a 10	12780 a 17400	48,0 a 54,9	24 a 49
	Temperado em óleo e revenido a 425°C	1290 a 1590	8 a 12	12720 a 15480	38,5 a 46,4	31 a 56
SAE 9260	Temperado em óleo e revenido a 425°C	1580 a 1940	6 a 10	11640 a 15800	42,7 a 50,5	29 a 56

(*) Os valores de PSE foram calculados pelo autor com base nos dados de resistência à tração e alongamento apresentados. Os valores correspondem ao máximo valor de LRT pelo mínimo valor do alongamento e vice-versa.

(**) Os valores de dureza originais do software são apresentados em HV, sendo que na tabela foram convertidos para HRC por meio da norma ASTM A370-77 para facilitar a comparação com dados posteriores apresentados.

(***) Conforme fonte, valores de tenacidade à fratura são estimados.

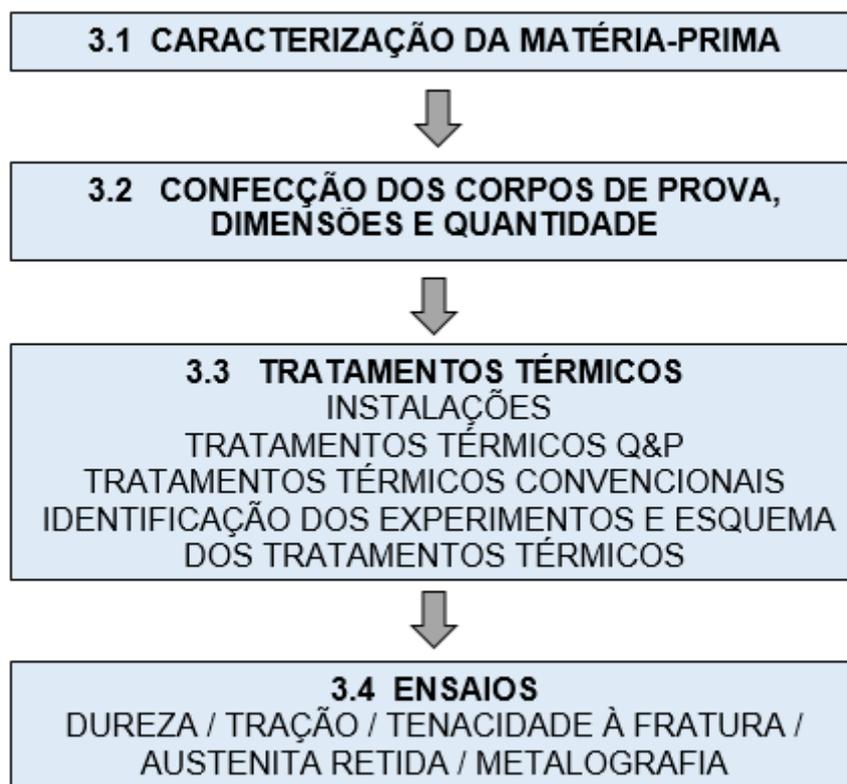
Fonte: CES EduPack, 2009 (adaptado pelo autor)

3 METODOLOGIA

Na presente etapa, serão abordados os métodos utilizados para a caracterização e preparação do material, o procedimento adotado para definições dos processos de tratamentos térmicos Q&P e convencional, a confecção e geometria dos corpos de prova utilizados nos tratamentos, os ensaios mecânicos e metalúrgicos, finalizando com os meios de verificação dos resultados.

O fluxograma apresentado na Figura 12 mostra de maneira esquemática as principais etapas da metodologia adotada no presente trabalho.

Figura 12 – Fluxograma das etapas da metodologia

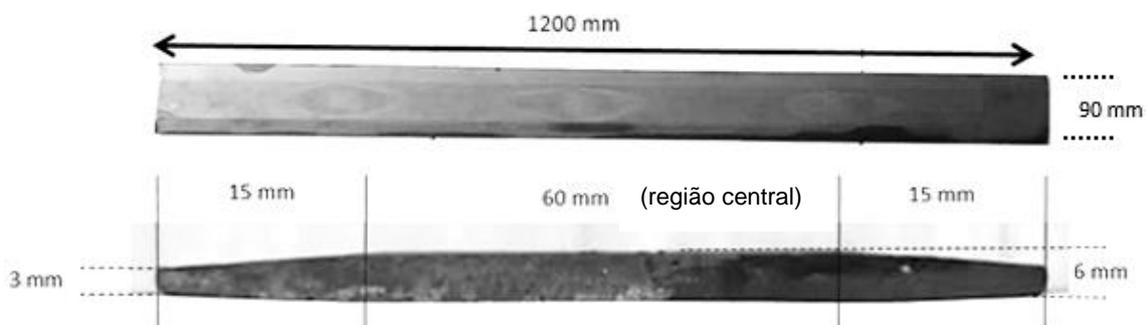


Fonte: Elaborado pelo autor

3.1 CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA-PRIMA

O aço utilizado nos ensaios foi o SAE 9260 em forma de barra de secção quadrada de 100 mm produzido pela empresa Gerdau. Esse material foi posteriormente laminado a quente pela Siderúrgica São Joaquim, até o formato de tiras com dimensões conforme apresentado na Figura 13. Oito tiras com as dimensões descritas foram recebidas da referida empresa.

Figura 13 – Vista superior e lateral das dimensões das tiras recebidas da Siderúrgica São Joaquim: 1200 x 90 x 6 mm



Fonte: Elaborado pelo autor

A composição química constante no certificado da empresa Gerdau conforme enviado pela Siderúrgica São Joaquim está descrita na Tabela 4, tendo sido acrescentados também os resultados verificados pelo Espetrômetro de Emissão Óptica Spectrolab, do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), da UFRGS, e comparados com a especificação, demonstrando se tratar efetivamente do aço SAE 9260. Certificados constam no Anexo A.

Tabela 4 – Resultados da composição química da matéria-prima conforme certificado do fabricante (empresa Gerdau) e recebido da Siderúrgica São Joaquim com verificação pelo LAMEF; resultados estão comparados com a especificação conforme ASM Handbook

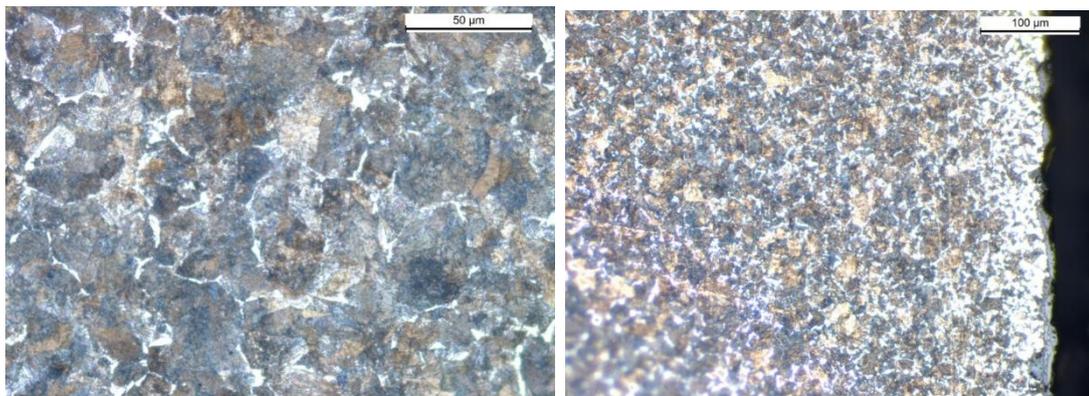
Elemento químico	Certificado Gerdau	Verificado LAMEF	Especificação *
C	0,60	0,599	0,56 – 0,64
Si	1,86	1,82	1,80 – 2,20
Mn	0,81	0,879	0,75 – 1,00
P	0,013	< 0,001	< 0,035
S	0,014	< 0,001	< 0,035
Cr	0,12	0,181	
Ni	0,08	0,0611	
Mo	0,03	0,0115	
V	0,006	< 0,001	
Al	0,011	0,0065	
Cu	0,18	0,192	
Sn	0,013	0,00136	

(*) Conforme ASM Handbook – Volume 1 – Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys – ASM International – Tabela 7 – 1993, p. 553.

Os demais elementos não incluídos na especificação da Tabela 4 são elementos em níveis residuais com teores normais de fabricação pelas usinas siderúrgicas, os quais são aceitáveis conforme o exposto na norma SAE relativa aos aços (ASM HANDBOOK, v. 1, 1993). Embora elementos como Cr, Ni, Mo e V aumentem a temperabilidade do aço, nos níveis residuais verificados, sua influência é pequena, não representando alterações significativas nos resultados dos tratamentos térmicos.

Por se tratar de um material laminado a quente, foi avaliada a possibilidade da presença de descarbonetação superficial, procedendo-se, então, à verificação da microestrutura. Foi identificada no núcleo uma microestrutura composta principalmente de perlita, com presença de ferrita e um pouco de bainita, apresentando uma dureza entre 29 e 31 HRC (convertido de HV2 conforme ASTM A 370-77). A superfície apresentou uma descarbonetação superficial de aproximadamente 0,10 a 0,15 mm. As microestruturas da matéria-prima nas regiões do núcleo e da superfície são apresentadas na Figura 14.

Figura 14 – Microestrutura da matéria-prima conforme recebida; ataque Nital 2%; região do núcleo (à esquerda) e região da superfície (à direita)

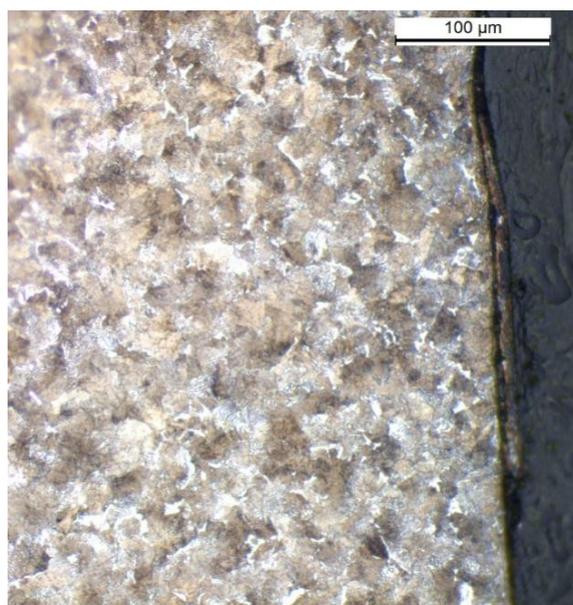


Fonte: Elaborado pelo autor

3.2 CONFECÇÃO DE CORPOS DE PROVA, DIMENSÕES E QUANTIDADE

Em função da presença de descarbonetação superficial na matéria-prima, foi removido 0,5 mm na profundidade de cada face das tiras na região de espessura de 6 mm (Figura 13) por meio de fresagem durante a confecção de todos os corpos de prova. A Figura 15 apresenta a metalografia da região superficial após usinagem das faces, na qual é evidenciada a ausência completa de descarbonetação.

Figura 15 – Microestrutura da superfície da matéria-prima após remoção de 0,5 mm de ambas as faces da chapa; ataque Nital 2%



Fonte: Elaborado pelo autor

Optou-se pela usinagem dos corpos de prova pela empresa Delmaq Máquinas e Acessórios Ltda. por ser uma empresa de usinagem especializada na confecção de corpos de prova para ensaios de tração e tenacidade à fratura para materiais de menor ductilidade e maior resistência.

3.2.1 Corpos de prova para ensaio de tração

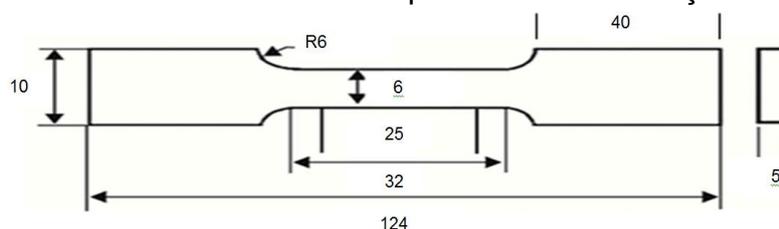
Os corpos de prova para o ensaio de tração foram retirados da região central (60 mm – Figura 13) no sentido longitudinal da matéria-prima. A fabricação iniciou pelo corte das chapas em Serra Fita com refrigeração, seguido pelo esquadreamento das faces (remoção de aproximadamente 0,5 mm de cada face superior e inferior) em Fresadora com pastilheiros até espessura indicada e finalmente realização do pescoço (raios) em Fresadora de topo.

A geometria dos corpos de prova, que também foi utilizada nos experimentos de tratamentos térmicos, seguiu as dimensões apresentadas na Figura 16. As dimensões tiveram como base os corpos de prova inseridos na categoria de tamanho *subsize* conforme norma ASTM E-8/E8M.

Foram confeccionados quatro corpos de prova para cada experimento (conforme caracterizado mais adiante), com a finalidade de garantir um mínimo de três corpos de prova tecnicamente válidos.

Os ensaios de tração foram realizados na máquina eletromecânica da marca Instron modelo 5588H, com célula de carga 5585HQ5007 e extensômetro 5585HQ5007 do LAMEF, da UFRGS.

Figura 16 – Dimensões dos corpos de prova utilizados nos experimentos dos tratamentos térmicos e para ensaios de tração

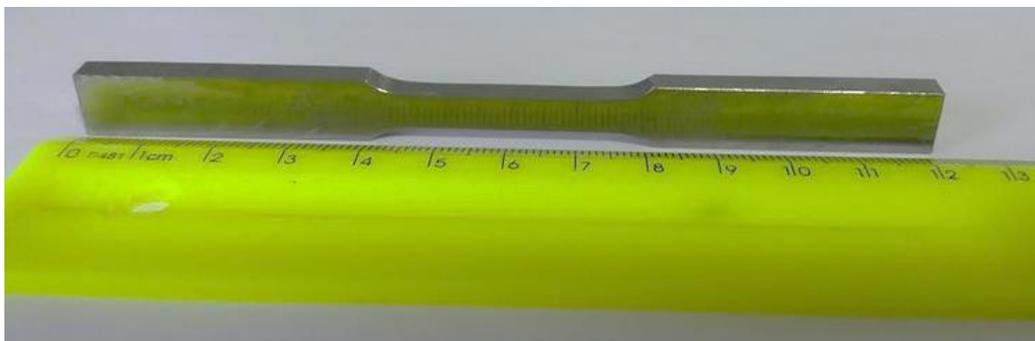


Fonte: Norma ASTM E8/E8M-13a

A Figura 17 apresenta a fotografia de um corpo de prova de tração na condição usinada antes do tratamento térmico. Devido a testes preliminares efetuados anteriormente, foi observado que um acabamento usinado com

rugosidade superficial superior a aproximadamente 1,0 Ra levou a fraturar alguns corpos de prova fora da região útil após tratamento térmico. Devido a esse fato, procedeu-se a um lixamento superficial das faces com lixa fina (grão 800) na região útil do corpo de prova até a rugosidade atingir um valor inferior a 0,20 Ra para possibilitar que a ruptura dos corpos de prova não iniciasse na superfície e não ocorresse fora da região útil. Os valores de rugosidade foram medidos no aparelho Starret SR 200 do Laboratório de Metrologia da Universidade do Vale do Rio dos Sinos (UNISINOS).

Figura 17 – Corpo de prova de ensaio de tração utilizado para tratamentos térmicos e posteriormente para realização dos ensaios de tração



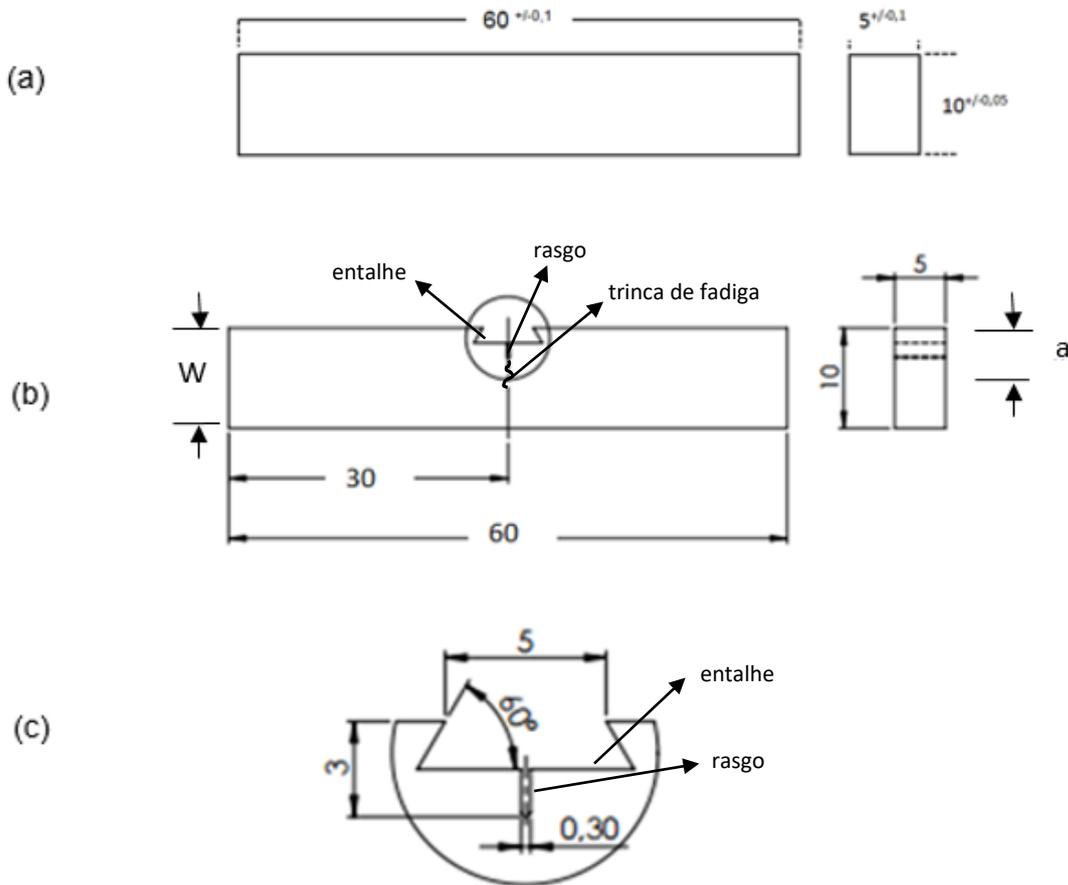
Fonte: Elaborado pelo autor

3.2.2 Corpos de prova para ensaio de tenacidade

As dimensões dos corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura são apresentadas na Figura 18, as quais atendem à norma ASTM E-1820-16 (Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness – Método de ensaio para medida da tenacidade à fratura). Os corpos de prova foram retirados da região central (60 mm – Figura 13) no sentido longitudinal da matéria-prima. A fabricação iniciou pelo corte das chapas em Serra Fita com refrigeração, seguido pelo esquadreamento das faces (remoção de aproximadamente 0,5 mm de cada face superior e inferior) em Fresadora com pastilheiros até espessura indicada.

As amostras foram tratadas termicamente sem a presença do entalhe e do rasgo para evitar fragilização. O entalhe e o rasgo foram realizados posteriormente por meio de eletro erosão a fio pela empresa Delmaq.

Figura 18 – Dimensões (em mm) dos corpos de prova para teste de tenacidade à fratura: (a) antes do tratamento térmico; (b) após tratamento térmico e com presença do entalhe, rasgo e trinca por fadiga característica do ensaio; (c) detalhe das dimensões do entalhe e rasgo



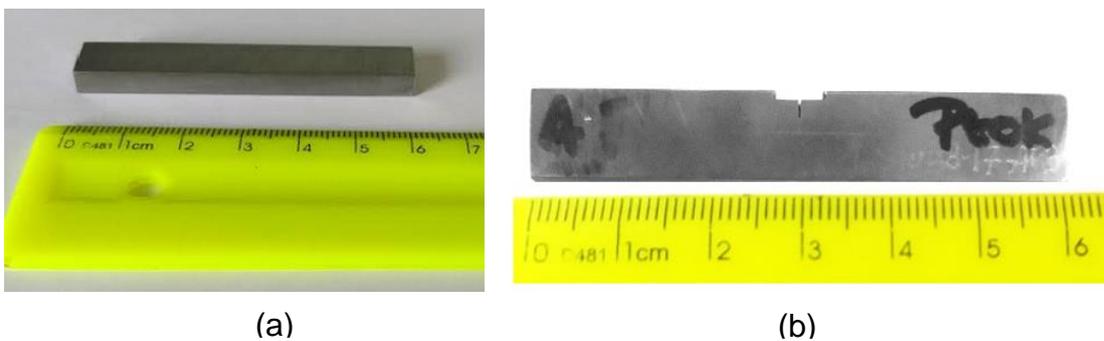
Fonte: Adaptado da Norma ASTM E-1820-16

Para execução do ensaio, os corpos de prova foram levados a ciclos de fadiga para formação de uma trinca ao final do rasgo, atendendo ao exposto na norma ASTM 1820-16. A relação a/W que deve se situar entre 0,45 e 0,70 (item 7.4.2 da norma ASTM 1820-16) para que o ensaio seja considerado válido foi verificada e atendeu ao exposto na norma.

Uma quantidade de quatro amostras para cada experimento foi realizada a fim de serem obtidos no mínimo dois resultados válidos. Os ensaios foram realizados pelo LAMEF, utilizando a máquina servo-hidráulica MTS, modelo 810; célula de carga 661.20F-03; LVDT 318.10; clip-gauge 632.02F-20, executados pelos engenheiros desse laboratório, com acompanhamento do autor.

A Figura 19 apresenta a condição dos corpos de prova de tenacidade à fratura após usinagem (a) e os corpos de prova após tratamento térmico, com a confecção do entalhe, rasgo e trinca de fadiga (b).

Figura 19 – Corpos de prova de tenacidade à fratura: (a) condição antes do tratamento térmico; (b) condição após tratamento térmico com usinagem do entalhe, rasgo e trinca de fadiga

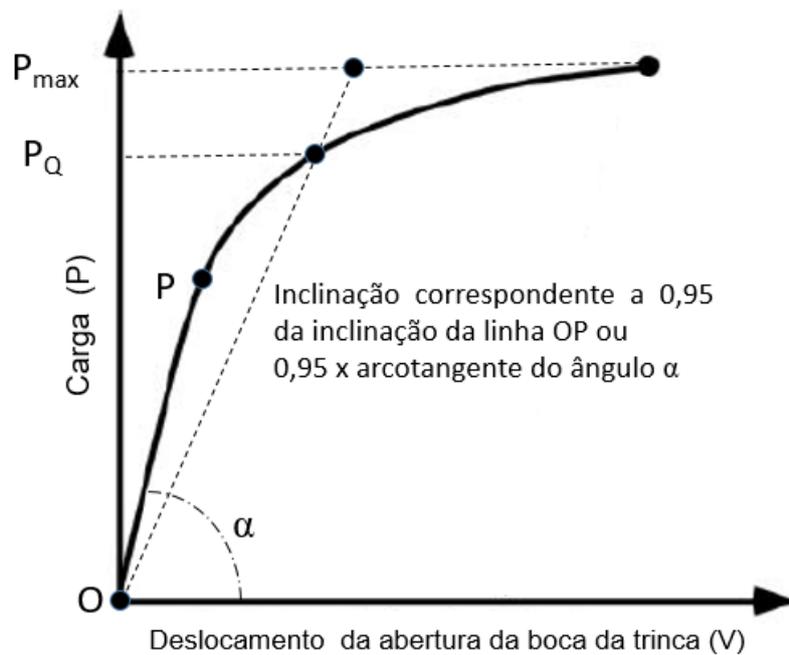


Fonte: Elaborado pelo autor

A norma ASTM E-1820-16 foi adotada, pois ela fornece um procedimento que pode ser utilizado para obtenção do valor de tenacidade à fratura para materiais metálicos para o regime linear elástico (MFLE) ou para o regime elastoplástico (MFEP).

Essencialmente, todos os resultados atenderam ao critério P_{max}/P_Q inferior a 1,1, razão pela qual foi determinado o valor de tenacidade à fratura K_{Ic} para todos os experimentos (tratamentos). Caso os valores de P_{max}/P_Q apresentassem um valor superior a 1,1, teriam sido adotados os valores correspondentes à abertura de trinca conforme técnica do CTOD em concordância com o indicado na norma ASTM E-1820-16. A Figura 20 apresenta um diagrama esquemático de como é realizada a determinação dos valores de P_{max} e P_Q a partir da curva da carga versus deslocamento da abertura da trinca conforme verificado em um ensaio.

Figura 20 – Diagrama esquemático da carga versus deslocamento da abertura da boca da trinca em um ensaio de tenacidade à fratura, evidenciando como são obtidos os valores de P_{max} e P_Q utilizados como critério para determinação da tenacidade à fratura K_{Ic} ou CTOD

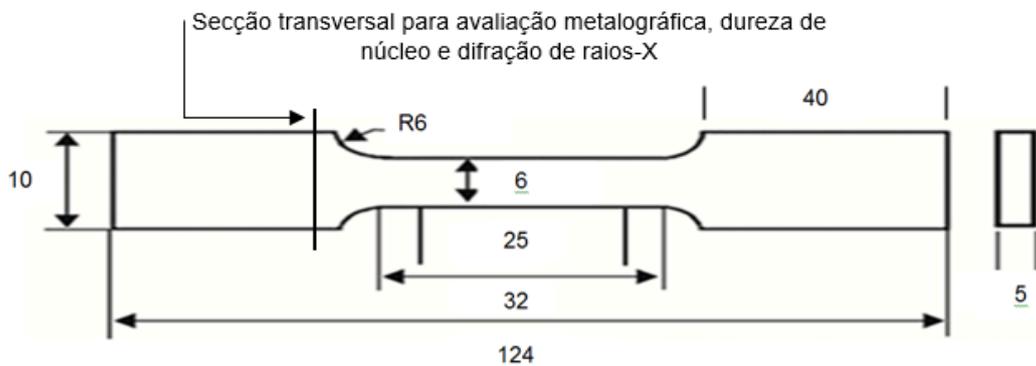


Fonte: Adaptado da Norma ASTM E-1820-16

3.2.3 Corpos de prova para ensaio de dureza, metalografia e difração de raios-X

O ensaio de dureza superficial foi realizado em duas impressões (em locais suficientemente afastados) para cada um dos corpos de prova, tanto de tração quanto de tenacidade à fratura, com objetivo de ser avaliado a homogeneidade de valores entre si e entre cada experimento, servindo, também, como ensaio adicional para comparação e verificação da coerência com demais ensaios. Para verificação da dureza superficial, foi utilizado o método Rockwell na escala C. As durezas superficiais foram realizadas no durômetro digital Mitutoyo modelo HR 400 do Laboratório de Metalurgia Física da UNISINOS. Dentre os corpos de prova de tração, foi escolhido um, representativo de cada experimento, para avaliação metalográfica, austenita retida por difração de raios-X e dureza de núcleo. A Figura 21 apresenta o local da secção de corte para essas avaliações.

Figura 21 – Região de corte do corpo de prova para avaliação metalográfica, dureza de núcleo e austenita retida



Fonte: Elaborado pelo autor

A dureza de núcleo foi verificada utilizando-se o método Vickers, com carga de 2 kgf, por meio do microdurômetro, marca Mitutoyo, modelo HM 101, do Laboratório de Metalurgia Física da UNISINOS.

Para a avaliação metalográfica, foram praticadas as instruções normalmente utilizadas, como corte suficientemente lento e com boa refrigeração na secção transversal, seguido das etapas de desbaste, lixamento (até grão 800) e polimento com pasta de diamante de 3 e 1 micrometros; ataque químico com Nital 2% e verificação em microscópio metalográfico marca Leica, modelo DM2700 M, software Leica Application Suite – LAS – Versão 4.10.0 do LAMEF.

A verificação da austenita retida foi realizada por meio de difração de raios-X, utilizando o equipamento Seifert Charon XRD M do LAMEF. Apesar da possibilidade da austenita retida poder se transformar durante um trabalho mecânico, como eventualmente é o caso de um processo de preparação metalográfica, entendeu-se que a avaliação poderia proporcionar a verificação da fração de austenita retida suficientemente estável para permanecer após uma preparação metalográfica convencional, critério, também, já adotado por outros pesquisadores (BIGG, 2011). Em várias situações similares, a experiência do autor constatou presença de austenita retida mesmo após preparação metalográfica convencional.

3.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS

O presente item aborda à respeito das instalações e a forma como os parâmetros dos tratamentos térmicos foram eacolhidos.

3.3.1 Instalações

Todos os tratamentos térmicos, tanto convencionais quanto Q&P, foram realizados no laboratório experimental da empresa HEF Durferrit do Brasil Química Ltda., em sua unidade de Diadema, no estado de São Paulo.

As instalações são dotadas de um forno para austenitização, com possibilidade de permitir uma atmosfera neutra com injeção de argônio e dois fornos de banhos de sais que permitem a realização do tratamento Q&P em duas etapas, têmpera parcial e a etapa de particionamento, de uma forma prática.

Os fornos apresentam dimensões plenamente suficientes para manter a temperatura estável durante carregamentos de peças ou corpos de prova para testes, assim como flexibilidade para alterações de temperaturas em tempos relativamente curtos, possibilitando a realização de vários experimentos em diferentes temperaturas no período de algumas horas.

Segue o detalhamento dos equipamentos utilizados para realização dos tratamentos térmicos:

- a) Forno de aquecimento para austenitização:** Forno de aquecimento elétrico Brasimet, número FO 5200, tipo KO 25/15/40, de 6,5 kW, para temperatura de até 1100°C. Para garantia de uma atmosfera neutra capaz de evitar descarbonetação, os corpos de prova foram acondicionados previamente em uma caixa de capacidade de 3,2 litros, procedendo-se conforme padrão utilizado com sucesso pela empresa HEF Durferrit para austenitização de corpos de prova de aço: remoção prévia do oxigênio por meio da entrada de argônio com vazão de 10 litros/minuto durante um minuto e após mantida vazão de 550 ml/minuto de argônio, garantindo um mínimo de 10 trocas/hora da atmosfera para remover o oxigênio e/ou evitar sua entrada durante o processo.
- b) Fornos de banho de sal:** Dois fornos Brasimet FO 5897, de 31,4 kW, dotados de cadinho, com capacidade de 35 litros cada. Os fornos se

encontram lado a lado, facilitando a execução dos tratamentos térmicos Q&P em duas etapas: têmpera parcial e particionamento. O meio de resfriamento foi banho de sal em ambos os fornos. Todos os resfriamentos das etapas de particionamento e austêmpera até temperatura ambiente foram realizados em tanque com água, com capacidade para 5 litros.

3.3.2 Tratamentos térmicos Q&P

3.3.2.1 Etapa de austenitização

A etapa de austenitização, em tratamentos Q&P, pode ser realizada em temperatura intercrítica ou de completa austenitização (SANTOFIMIA; ZHAO; SIETSMA, 2011). Para o presente estudo, foi escolhida uma temperatura de austenitização completa, visto que o aço SAE 9260 possui elevado teor de carbono, diferentemente dos aços TRIP, apresentando, assim, temperabilidade suficiente para evitar transformação da austenita em bainita ou perlita por meio de um rápido resfriamento em banho de sal em temperatura adequada. Além disso, optou-se nos estudos por evitar a interferência da presença do microconstituente ferrita nas análises, o que levaria a ter uma variável a mais para ser considerada nos estudos.

A temperatura de austenitização definida foi de 860°C, com base nos seguintes aspectos:

- a) Conforme literatura técnica, a austenitização para têmpera convencional do aço SAE 9260 está no intervalo de 815 a 900°C (BROOKS, 1996) e de 870°C (CHANDLER, 1995);
- b) Aplicando a equação de Andrews (Equação 2) para verificação da temperatura da linha Ac3 e considerando os valores verificados de composição pelo LAMEF (Tabela 4), foi encontrado o valor de 816°C;
- c) Foi realizado experimento prévio de têmpera convencional com aquecimento nas temperaturas de 820 e 880°C, utilizando forno de aquecimento do LAMEF, com resfriamento em óleo e tempo de aquecimento de 6 e 12 minutos. Todas as amostras ensaiadas

apresentaram dureza de 63 a 65 HRC e estrutura martensítica, indicando ter havido uma têmpera adequada.

O tempo de austenitização foi definido como 12 minutos em temperatura de 860°C. A definição do tempo foi baseada na literatura técnica que indica uma temperatura de encharcamento de uma hora para uma secção de uma polegada (CHOI *et al.*, 2015). Artigos técnicos pesquisados utilizaram tempos que variaram entre 3 e 5 minutos (TOJI; MIYAMOTO; RAABE, 2014; EDMONDS *et al.*, 2006) para espessuras aproximadas de 3 mm.

3.3.2.2 Etapa de têmpera parcial

Para a escolha da temperatura de resfriamento para têmpera, primeiramente foi identificada a temperatura de início de formação de martensita (Ms). Para cálculo da temperatura Ms, foi tomado como base a Equação 5 (item 2.3), visto que é a única entre as equações pesquisadas que apresenta o percentual de silício na fórmula. O valor de Ms assim calculado foi de 246°C (475°F). Esse valor coincidiu com o valor da temperatura da linha Ms obtida por interpolação do gráfico da Figura 5.

Com a temperatura Ms definida, foi possível determinar a temperatura de têmpera para frações projetadas de martensita, utilizando a equação de Koistinen-Marburguer (Equação 1). As frações volumétricas projetadas de martensita adotadas nos experimentos da presente pesquisa foram escolhidas como 65% e 50%, correspondendo a 35% e 50% de austenita (não transformada) respectivamente. O motivo da escolha desses percentuais foi o fato que uma fração muito baixa de austenita frente a de martensita não permitiria obter as propriedades finais desejadas para um tratamento Q&P, como uma boa ductilidade e tenacidade, que poderiam ser proporcionadas por uma quantidade suficiente de austenita retida ao final do tratamento. Por sua vez, um percentual muito elevado de austenita diminuiria a possibilidade dessa fase aumentar a quantidade de carbono de maneira significativa ao final da etapa de particionamento (partição reduzida de carbono da martensita para a austenita em função da pequena fração presente de martensita) e em consequência que se obtivesse uma fração elevada de austenita retida pretendida ao final do

processo (após resfriamento da temperatura de particionamento até a temperatura ambiente) conforme detalhado no item 2.3 da revisão bibliográfica.

Utilizando a Equação 1 ($f_m=1-e^{-0,11(Ms-QT)}$) para valores de f_m (frações de martensita) de 50% e 65% e temperatura M_s de 246°C, foram determinadas as temperaturas de têmpera parcial conforme apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 – Temperatura de têmpera parcial e respectivas frações volumétricas de martensita e austenita calculadas a partir da equação de Koistinen-Marburguer

Fração volumétrica de martensita	Fração volumétrica de austenita	Temperatura de têmpera (°C)
50% (0,50)	50% (0,50)	183
65% (0,65)	35% (0,35)	150

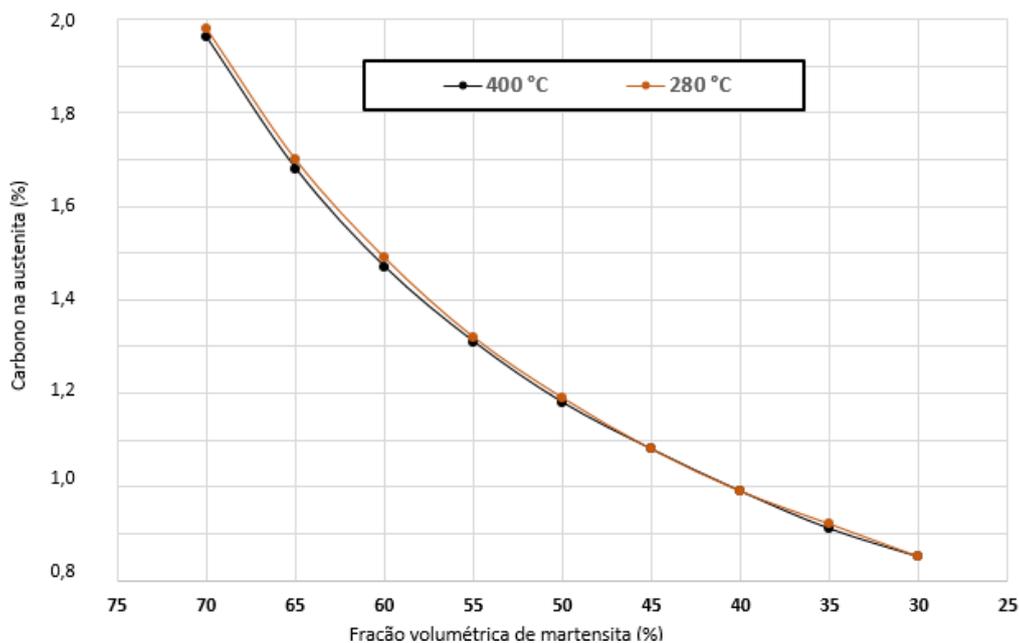
Como a temperatura de 150°C é um pouco acima da temperatura de fusão do sal AS 140 (sal escolhido para o resfriamento, o qual possui uma temperatura de fusão de aproximadamente 140°C), ela poderia acarretar um resfriamento deficiente pela presença de partículas de sal não fundido. No entanto, esse fato acabou não se confirmando na prática, optando-se por manter a temperatura de têmpera parcial em 150°C.

A fim de verificar se as temperaturas de têmpera (parcial) escolhidas seriam apropriadas para propiciar quantidade suficientemente elevada de austenita retida ao final do tratamento (considerando a migração do carbono da martensita para a austenita durante particionamento), foi realizado o cálculo teórico de quanto essa fase poderia permanecer após as etapas de particionamento e resfriamento até a temperatura ambiente. Para essa previsão, foi verificado qual seria o potencial dessa migração fornecido por meio do software termodinâmico FactSage 6.4, utilizando-se o banco de dados FSstel (banco de dados destinado às ligas de aço desenvolvidas em conjunto entre Thermfact/CRCT [Montreal, Canadá] e GTT-Technologies [Aachen, Alemanha]). Esse banco de dados permite prever o percentual de carbono na austenita quando em equilíbrio com a ferrita martensítica em temperaturas inferiores à temperatura crítica (723°C), as quais incluem as temperaturas usuais de particionamento. Para a realização deste estudo termodinâmico, a possibilidade

de formação de cementita foi suprimida, tendo por base o fato que a presença elevada do silício fosse capaz de inibir totalmente a formação do carboneto e as duas exigências conforme modelo proposto por Edmonds (item 2.3): mesmo potencial químico do carbono nas duas fases e conservação dos átomos de ferro e outros elementos substitucionais em cada fase. Os dados básicos de entrada foram a composição do aço (0,60% de carbono, 2,00% de silício e 97,4% de ferro), as fases possíveis (austenita ou ferrita) e as temperaturas de particionamento (280 e 400°C). O Anexo B apresenta um exemplo de dado assim calculado por meio do FactSage 6.4.

O gráfico da Figura 22 apresenta o percentual de carbono na austenita para esta condição, ou seja: aço com 0,60% de carbono e 2% de silício (situação do aço SAE 9260) em condição de equilíbrio termodinâmico entre ferrita martensítica e austenita para as temperaturas de 280 e 400°C (ambas temperaturas abaixo da temperatura crítica), considerando a supressão da formação de cementita (cálculos obtidos por meio do software de termodinâmica FactSage 6.4).

Figura 22 – Teor de carbono na austenita em função da fração volumétrica de martensita (ferrita martensítica) quando em condição de equilíbrio com a austenita para as temperaturas de 280 e 400°C, considerando supressão da formação de cementita, obtido por meio do software FactSage 6.4



Fonte: Elaborado pelo autor

Por meio do gráfico da Figura 22 é observado que os valores verificados não são basicamente alterados para as temperaturas de 280 e 400°C.

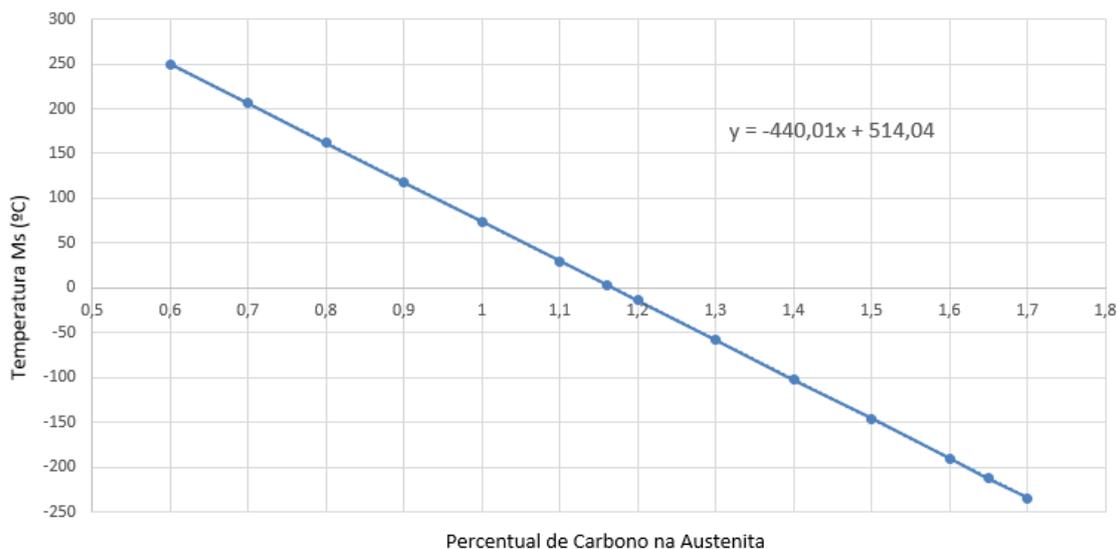
Utilizando os dados do gráfico da Figura 22 para as duas frações de austenita a serem estudadas (35 e 50%), foi estimada a quantidade de carbono de equilíbrio na austenita, a qual é apresentada na Tabela 6. Nesse caso foram desconsideradas as mínimas diferenças entre os valores obtidos para as temperaturas de 280 e 400°C.

Tabela 6 – Teor de carbono teórico da austenita estimado para condição de equilíbrio termodinâmico da ferrita martensítica e austenita a partir dos dados do gráfico da Figura 24, obtida por meio de cálculos termodinâmicos do FactSage 6.4 para as temperaturas de 183 e 150°C

Temperatura de têmpera (°C)	Fração volumétrica de martensita	Fração volumétrica de austenita	%C teórico de equilíbrio na austenita para temperaturas de particionamento
183	50% (0,50)	50% (0,50)	1,19
150	65% (0,65)	35% (0,35)	1,70

Com esses percentuais de carbono de equilíbrio na austenita, foi possível estimar a fração de austenita que poderia permanecer na temperatura ambiente após resfriamento da temperatura de particionamento por meio do cálculo da nova temperatura de início de formação de martensita (M_s), empregando-se a Equação 5 e considerando uma distribuição uniforme dos demais elementos presentes no aço nas fases austenita e martensita. A Figura 23 apresenta a relação entre o percentual de carbono presente na austenita e a temperatura M_s para a composição química nominal de um aço conforme série 92XX da designação SAE.

Figura 23 – Relação entre o percentual de carbono presente na austenita e a temperatura de início de transformação de martensita (Ms) para uma composição de um aço da série SAE 92XX



Fonte: Elaborado pelo autor

Por meio da equação linear do gráfico, foi calculado que, para percentuais de carbono superiores a aproximadamente 1,12% de carbono na austenita, não haveria nenhuma transformação dessa fase em martensita ao resfriar o aço da temperatura de particionamento até a temperatura ambiente considerada de 20°C (temperatura Ms inferior a 20°C), indicando que as frações de austenita de 50 e 35% conforme estabelecidas pelas temperaturas de têmpera parcial escolhidas poderiam permanecer ao final do tratamento. Vale ressaltar que essas frações são teóricas e que na prática os valores reais encontrados têm sido sempre menores para diversos aços estudados (CLARKE, 2006; TOJI; MIYAMOTO; RAABE, 2015).

Com relação ao meio de resfriamento, foi escolhido o banho de sal do tipo AS 140 fabricado pela HEF Duferrit do Brasil Química Ltda., que é amplamente utilizado em várias instalações de tratamentos térmicos industriais do Brasil. A escolha do banho de sal ocorreu pelo fato de ser um meio de resfriamento usual e apropriado para resfriamentos nas temperaturas de 150 e 183°C, além de possibilitar boa transferência térmica.

O tempo de permanência no sal foi escolhido como 300 segundos (5 minutos), o qual é suficiente para que superfície e núcleo atinjam as temperaturas definidas para o tratamento. Nos artigos pesquisados, o tempo

máximo verificado, independentemente do aço utilizado, foi inferior a 120 segundos com amostras de espessuras um pouco inferiores às que foram utilizadas na presente pesquisa (EDMONDS, 2006; BIGG, 2011; SPEER *et al.*, 2004; CLARKE, 2008; SPEER *et al.*, 2004; SUN; YU, 2013; WU; WANG; JIN, 2013; MAHESWARI *et al.*, 2014).

3.3.2.3 Etapa de particionamento

A etapa de particionamento pode ser realizada na mesma temperatura de têmpera parcial (*one step-process*) ou em temperatura acima desta (*two-step-process*). Para os experimentos, foi adotado o tratamento Q&P em duas etapas, visto que as temperaturas de 150 e 183°C são muito baixas para uma difusão suficiente do carbono da martensita para a austenita, como seria a situação no caso do *one-step process*; além do que, em testes realizados preliminarmente com temperatura de têmpera parcial de 167°C e tempos de resfriamento de 30 e de 1200 segundos foi verificada uma presença muito baixa de austenita retida (inferior a 1%) por meio de difração de raios-X.

As temperaturas definidas para o particionamento foram de 280°C e de 400°C. Essa definição foi baseada nos seguintes motivos:

- a) A difusão é um processo termicamente ativado e temperaturas inferiores a 280°C poderiam acarretar difusão insuficiente do carbono da martensita para a austenita.
- b) Em experimento preliminar realizado pelo autor para uma temperatura de têmpera parcial de 167°C e temperatura de particionamento de 280°C, foi verificado um percentual de austenita retida de 15%, significando que a temperatura de 280°C seria uma opção interessante.
- c) Em experimento preliminar realizado pelo autor para uma temperatura de têmpera parcial de 167°C e temperatura de particionamento de 450°C, foi verificada uma fração de austenita retida relativamente baixa (inferior a 6%), presumindo-se que essa temperatura poderia ser elevada demais para particionamento e que, mesmo com presença elevada de silício, não seria possível evitar uma precipitação de cementita durante essa etapa.

- d) Foi observado em diversas pesquisas com tratamentos Q&P que ambas as temperaturas escolhidas estão dentro do intervalo que tem sido praticado em vários tratamentos Q&P conforme apresentado em alguns exemplos constantes no Apêndice A.
- e) Por meio de um contato pessoal do autor com Emmanuel De Moor (professor assistente da Universidade Colorado School of Mines, o qual possui vários artigos publicados com tratamento Q&P), foi informado que temperaturas muito elevadas, como, por exemplo, 500°C para um aço de médio a alto carbono, poderiam provocar uma decomposição da martensita em ferrita e aparecimento de cementita, que poderia coalescer mesmo com presença elevada de silício, reduzindo ou eliminando a possibilidade de partição do carbono da martensita para a austenita, tendo como resultado valores de ductilidade e tenacidade menores que os objetivados para um tratamento Q&P.

O tempo de particionamento foi definido em 60 e 1200 segundos. O objetivo da utilização desse tempo foi verificar a influência conjugada da temperatura e do tempo na quantidade de carbono que migra da martensita para a austenita. A diferença nos tempos utilizados também teve por objetivo verificar o grau de um eventual revenimento da martensita durante o particionamento e seu efeito nas propriedades mecânicas. Os tempos utilizados em experimentos pesquisados com tratamento Q&P estão entre 2 e 3600 segundos. Os tempos de 60 e 1200 segundos também apresentam diferenças significativas, úteis para verificação do comportamento do processo Q&P frente a variável tempo de particionamento. O Apêndice A apresenta alguns exemplos de tempos de particionamento verificados entre vários artigos pesquisados.

O tempo entre a saída do banho de sal da têmpera e a entrada no forno de banho de sal para particionamento foi objetivado e verificado como inferior a cinco segundos a fim de minimizar uma eventual redução de temperatura dos corpos de prova dos experimentos ao passarem de um banho para outro, o que pode também ser enquadrado dentro da prática industrial.

3.3.2.4 Etapa de resfriamento

A partir da temperatura de particionamento os corpos de prova foram resfriados em água à temperatura ambiente por cinco minutos em tanque com capacidade superior a cinco litros utilizando agitação manual. Após esta etapa, os corpos de prova já se apresentavam suficientemente resfriados a ponto de possibilitar sua manipulação manual.

3.3.3 Tratamentos térmicos convencionais

No presente item, são abordados os tratamentos convencionais de têmpera e revenimento e de austêmpera aplicados no presente trabalho e que foram objeto de comparação dos resultados com os tratamentos de têmpera e particionamento.

3.3.3.1 Têmpera e revenimento

Os parâmetros adotados para têmpera foram os mesmos do tratamento Q&P no que concerne às condições comuns de processo a fim de proporcionar uma comparação apropriada. Os parâmetros utilizados foram:

- a) Austenitização a 860°C por 12 minutos;
- b) Resfriamento: primeiramente, efetuou-se um resfriamento em banho de sal AS 140 até a temperatura de 150°C, mantendo-se os corpos de prova por 300 segundos nessa temperatura; posteriormente houve resfriamento ao ar. Para o resfriamento a 150°C, foi empregado o mesmo critério que o utilizado para a têmpera parcial do tratamento Q&P, ou seja, não havendo problemas técnicos (com base na experiência dos técnicos da empresa em que foram realizados os experimentos com relação à ausência de problemas relacionados às partículas de sal não fundido), procedeu-se ao resfriamento normalmente. Logo após resfriamento em banho de sal, os corpos de prova foram resfriados em água em um tanque com capacidade superior a cinco litros por cinco minutos, com agitação manual;

- c) O revenimento foi realizado na temperatura de 400°C. As razões para a escolha dessa temperatura foram as seguintes:
- a temperatura de 400°C foi a mesma utilizada em um dos particionamentos do tratamento Q&P, permitindo desse modo um estudo adequado entre os processos e propriedades para ambos os grupos de experimentos;
 - a temperatura de 400°C está no intervalo de temperatura de revenimento indicada para aços mola, no qual pode ser obtida boa elasticidade (TOTTEN, 2007, p. 80);
 - a temperatura de 400°C está levemente acima do intervalo de temperatura de fragilização da martensita revenida (250 a 370°C) e um pouco abaixo do intervalo de fragilidade de revenido (450 a 600°C) conforme descrito na literatura (CANALE; MESQUITA; TOTTEN, 2008, p. 294), o que é um fator positivo no aspecto tenacidade. Cabe comentar que os intervalos de temperatura para a fragilidade da martensita revenida e fragilidade de revenimento variam ligeiramente conforme a literatura utilizada: por exemplo, Krauss (KRAUSS, 2005, p. 396–402) informa 200 a 400°C para fragilidade da martensita revenida e 375 a 575°C para a fragilidade de revenido; esta última, no entanto, seria menos propensa de ocorrer para espessuras mais finas, como é o presente caso (a espessura dos corpos de prova é de 5 mm), visto que ela é crítica para longos tempos de tratamento e, portanto, mais comum de ocorrer em peças de grandes dimensões. O tempo de revenimento foi definido em 60 minutos em banho de sal. Após revenimento, os corpos de prova foram resfriados ao ar até temperatura ambiente.

3.3.3.2 Austêmpera

Os parâmetros escolhidos para o tratamento de austêmpera foram estabelecidos levando em conta os mesmos valores adotados para o tratamento Q&P e de têmpera e revenimento no que concerne às condições comuns desses tratamentos, proporcionando uma comparação apropriada. Os parâmetros utilizados foram:

- a) Austenitização a 860°C por 12 minutos;
- b) Resfriamento em banho de sal AS 140 na temperatura de 280°C com tempo de 60 minutos com posterior resfriamento em água à temperatura ambiente por 5 minutos;
- c) A temperatura de 280°C está 36°C acima da temperatura Ms (244°C – curva IT), garantindo a formação de bainita inferior. O tempo de 60 minutos pela observação do diagrama de transformação isotérmica constante na Figura 4 garante uma quantidade superior a 50% de bainita (aproximadamente 65%, fazendo uma interpolação do gráfico), tornando interessante a comparação entre os tratamentos de austêmpera e Q&P, especialmente com temperaturas de particionamento de 280°C.

Com relação ao tempo de permanência de 60 minutos escolhido, cabe comentar que, para efeitos práticos ao longo do trabalho, o tratamento detalhado anteriormente será descrito simplesmente como austêmpera, mesmo considerando que a linha final de formação de bainita não tenha sido ultrapassada, o que demandaria um tempo em torno de 3 horas conforme diagrama IT da Figura 4.

3.3.4 Resumo dos parâmetros dos tratamentos térmicos e identificação dos experimentos

A Tabela 7 apresenta de maneira esquemática as diferentes condições dos experimentos com tratamento Q&P conforme descritas no item 3.3.2, acrescentando sua identificação no presente trabalho.

Tabela 7 – Esquema dos parâmetros dos testes com tratamento Q&P e identificação dos experimentos

Austenitização (temperatura, tempo)	Têmpera parcial (temperatura, tempo, meio)	Particionamento		Identificação dos experimentos
		Temperatura; Meio	Tempo (segundos)	
860°C 12 minutos	150°C 5 minutos Banho de sal	280°C; banho de sal	60	QPA
			1200	QPB
		400°C; banho de sal	60	QPC
			1200	QPD
	183°C 5 minutos Banho de sal	280°C; banho de sal	60	QPE
			1200	QPF
		400°C; banho de sal	60	QPG
			1200	QPH

A Tabela 8 apresenta de modo esquemático as diferentes condições dos experimentos com tratamentos térmicos convencionais conforme descrito no item 3.3.3, acrescidos de sua identificação no presente trabalho.

Tabela 8 – Esquema dos parâmetros dos testes com tratamento térmico convencional

Tratamento Térmico	Austenitização (temperatura, tempo)	Resfriamento (temperatura, tempo, meio)		Revenimento	Identificação dos experimentos
		1ª etapa	2ª etapa		
Têmpera e revenimento	860°C 12 minutos	150°C 5 minutos Banho de sal	Temperatura ambiente 5 minutos Ar	60 minutos 400°C	TRI
Austêmpera		280°C 60 minutos Banho de sal	Temperatura ambiente 5 minutos Água	–	AUJ

3.4 ENSAIOS

A Tabela 9 apresenta de maneira esquemática os ensaios realizados, os parâmetros verificados em cada ensaio, assim como os equipamentos utilizados para avaliação e comparação das propriedades mecânicas e metalúrgicas.

Tabela 9 – Descrição dos ensaios, parâmetros e equipamentos utilizados

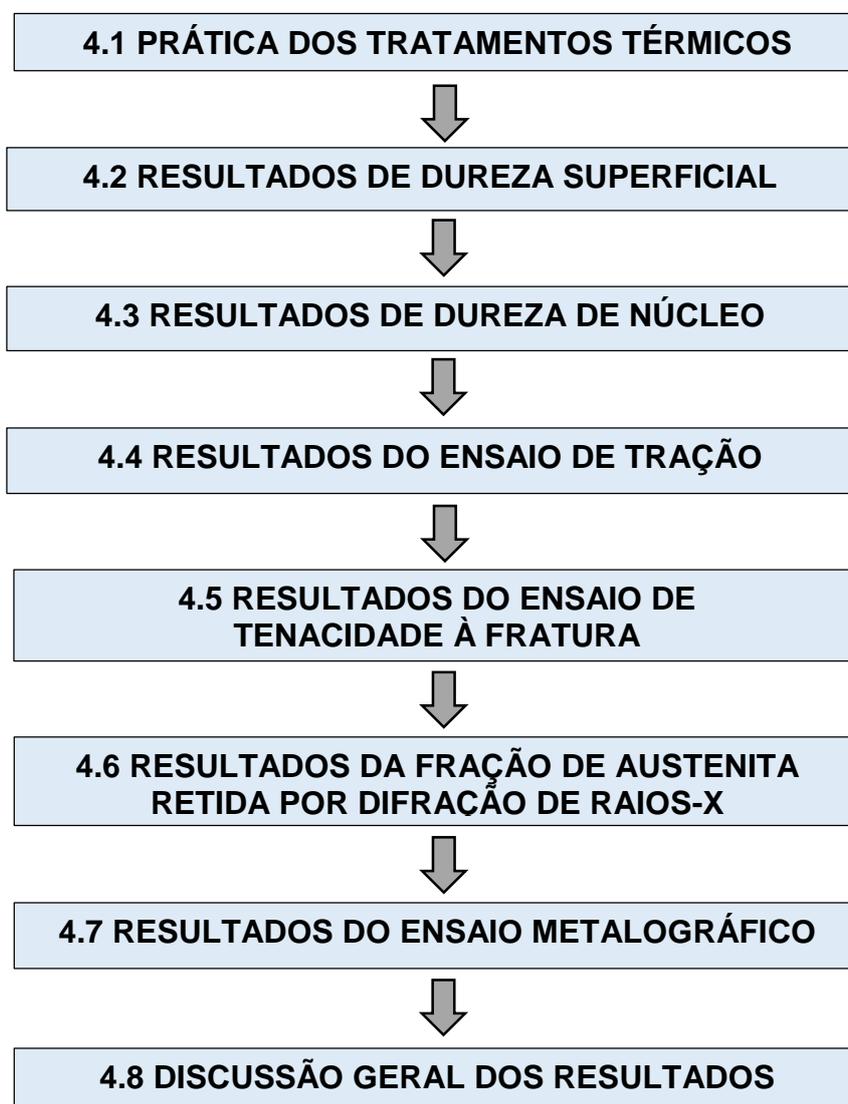
Descrição do ensaio	Parâmetros	Equipamentos utilizados
Análise química	Teor de elementos químicos típicos de aços de baixa liga	Espectrômetro de emissão óptica marca Spectro, modelo Spectrolab - LAMEF-UFRGS
Dureza	Dureza superficial HRC	<ul style="list-style-type: none"> Durômetro digital Mitutoyo, modelo HR 400, do Laboratório de Metalurgia Física da UNISINOS
	Dureza de núcleo HV 2	<ul style="list-style-type: none"> Microdurômetro Mitutoyo, modelo HM 101, do Laboratório de Metalurgia Física da UNISINOS
Tração	Limite de resistência à tração (LRT)	<ul style="list-style-type: none"> Máquina eletromecânica da marca Instron - modelo 5585H; Célula de carga 5585HQ5007 Extensômetro 5585HQ5007 Todos equipamentos do LAMEF-UFRGS
	Limite convencional de escoamento calculado para 0,2% de deformação (LE)	
	Alongamento de ruptura (A)	
	PSE (Produto de LRT * A)	
Tenacidade	Tenacidade à fratura K_{Ic}	<ul style="list-style-type: none"> Máquina servo-hidráulica da marca MTS, modelo 810 Célula de carga 661.20F-03 Dispositivo LVDT 318.10 Clip-gauge 632.02F-20 Todos equipamentos do LAMEF-UFRGS
Metalografia	Microestrutura	<ul style="list-style-type: none"> Preparação metalográfica convencional: máquina de corte, desbaste, embutimento, lixamento, polimento com pasta de diamante até 1µm. Reagente: Nital 2% Microscópio metalográfico marca Leica, modelo DM2700 M, com software Leica Application Suite - LAS - Versão 4.10.0 Todos equipamentos do LAMEF-UFRGS
Difração de raios-X	Fração volumétrica de austenita	<ul style="list-style-type: none"> Equipamento de medição GE – Seifert Charon XRD M – Research Edition do LAMEF-UFRGS Software para a análise de austenita retida: Rayflex Analyze Versão 2.503, Módulo Austenite/Nitrate Parâmetros de medição: <ul style="list-style-type: none"> Elemento do tubo de raios-X: Cr Comprimento de onda $k\text{-}\alpha$: 2,2897Å Tensão do tubo: 30 kV Corrente: 50 mA Detector: Meteor 1D Passo: 0,01° Tempo de passo: 200 s Variação do ângulo de difração: [35°-166°] Colimador 2 mm Sem fendas Picos utilizados para o cálculo das frações volumétricas: planos (110), (200), (211) para ferrita e (111), (200), (220) para a austenita

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

No presente item, são descritos os detalhes da execução dos tratamentos térmicos realizados; os resultados de cada um dos ensaios, os quais são complementados com comentários pertinentes; ao final é apresentada uma discussão geral envolvendo a combinação de todos os resultados.

A Figura 24 apresenta um fluxograma com as macroetapas deste item.

Figura 24 – Fluxograma das macroetapas do item Resultados e discussão

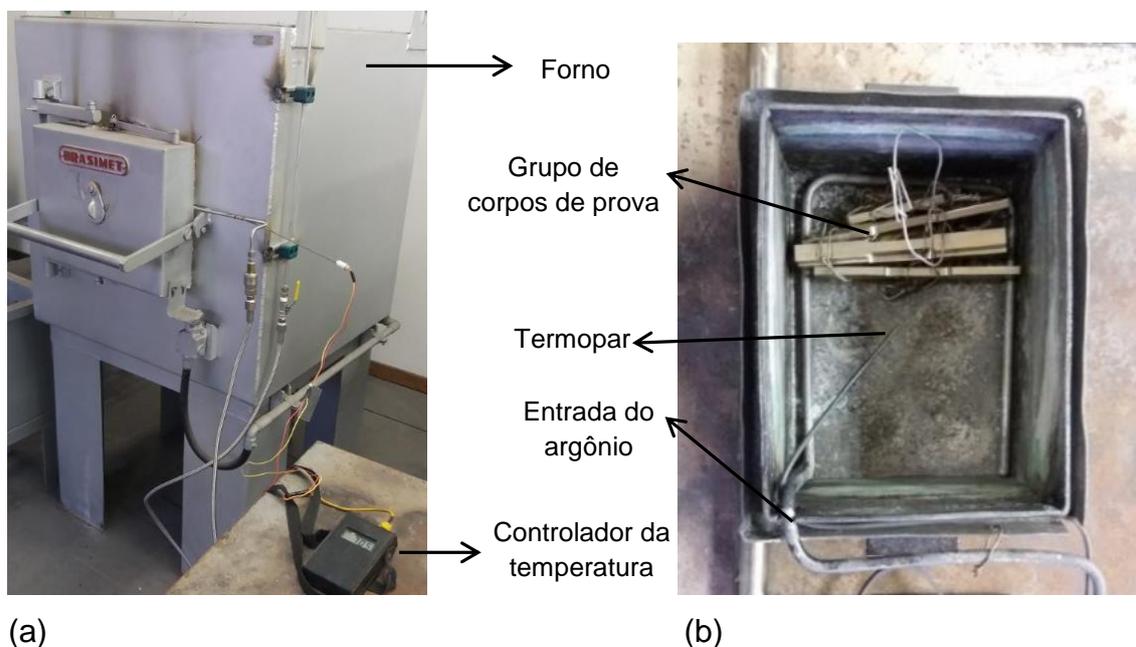


Fonte: Elaborado pelo autor

4.1 PRÁTICA DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS

Com relação à etapa de austenitização, cada grupo de corpos de prova de cada experimento ou tratamento (constituído por quatro corpos de prova de tração e quatro corpos de prova de tenacidade à fratura) foi colocado em uma caixa apropriada. Para evitar descarbonetação dos corpos de prova após fechada a caixa, procedeu-se à remoção prévia do oxigênio por meio da entrada de argônio com vazão de 10 litros/minuto durante um minuto e após mantida vazão de 550 ml/minuto de argônio, garantindo um mínimo de 10 trocas/hora da atmosfera, seguindo o padrão realizado pela empresa HEF Dufferrit conforme descrito no item 3.3.1 do presente trabalho. A Figura 25 apresenta o forno e a respectiva montagem da caixa protetora, incluindo o termopar para verificação da temperatura interna e entrada do argônio. O forno de austenitização não apresenta sistema de recirculação, no entanto a presença de termopar de arraste e a vazão de argônio na caixa durante o processo permitiram uma circulação suficiente dos corpos de prova.

Figura 25 – Sistema de aquecimento para austenitização; (a) forno de aquecimento; (b) caixa de aquecimento de cada grupo de corpos de prova com presença do fluxo de argônio e termopar



Fonte: Elaborado pelo autor

Os fornos de resfriamento para têmpera parcial, particionamento, têmpera ou austêmpera são apresentados na Figura 26.

Figura 26 – Fornos de resfriamento de banho de sal para (a) particionamento ou austêmpera e (b) têmpera parcial



Fonte: Elaborado pelo autor

Em função do elevado volume de sal (35 litros), pequeno tamanho e baixo peso de cada grupo de corpos de prova (peso total de aproximadamente 260 gramas), não foi observado um aumento superior a 1°C na temperatura do banho durante resfriamento.

Nas Tabelas 10 e 11, é apresentado um resumo dos tratamentos térmicos planejados e realizados, visto que pequenas diferenças de temperatura foram naturalmente observadas por se tratar de um processo com características similares ao realizado industrialmente. Os meios de aquecimento, resfriamento e os tempos foram os mesmos planejados.

Tabela 10 – Diferenças de temperatura entre planejado e realizado nos experimentos dos tratamentos térmicos Q&P

Experimento	Processo	Planejado	Realizado
QPA QPB	Austenitização	860°C	860°C
	Têmpera parcial	150°C	151°C
	Particionamento	280°C	279°C
QPC QPD	Austenitização	860°C	860°C
	Têmpera parcial	150°C	152°C
	Particionamento	400°C	404°C
QPE QPF	Austenitização	860°C	860°C
	Têmpera parcial	183°C	185°C
	Particionamento	280°C	280°C
QPG QPH	Austenitização	860°C	860°C
	Têmpera parcial	183°C	186°C
	Particionamento	400°C	400°C

Tabela 11 – Diferenças de temperatura entre planejado e realizado nos experimentos dos tratamentos térmicos convencionais

Experimento	Processo	Planejado	Realizado
TRI	Austenitização	860°C	860°C
	Têmpera	150°C	153°C
	Revenimento	400°C	405°C
AUJ	Austenitização	860°C	860°C
	Austêmpera	280°C	280°C

Devido à pequena diferença de temperatura entre a verificada e a planejada, entendeu-se que essas temperaturas não interferiram nos objetivos propostos, de modo que os resultados descritos ao longo do trabalho são referenciados aos parâmetros conforme planejado.

Em função da experiência do autor em tratamentos térmicos com banhos de sais, somada aos testes preliminares realizados em uma instalação industrial, e experimentos do presente trabalho, foi possível constatar a aplicabilidade do tratamento Q&P em empresas de tratamentos térmicos com banhos de sais, tanto em termos operacionais quanto em relação aos custos. Essa verificação ficou clara por constatar que as instalações (fornos principalmente) são as

mesmas, não havendo necessidade de aquisições de equipamentos, as temperaturas de particionamento empregadas são compatíveis com as utilizadas normalmente seja para martêmpera ou austêmpera, e os tempos nas diversas etapas do processo não são maiores que os empregados em uma austêmpera por exemplo.

4.2 RESULTADOS DA DUREZA SUPERFICIAL

Os ensaios de dureza superficial foram realizados em todos os corpos de prova, tanto do ensaio de tração quanto de tenacidade à fratura. Foram executados dois ensaios de dureza em cada corpo de prova cujos resultados foram explicitados, assim como a amplitude a fim de evidenciar uma eventual falta de uniformidade nos tratamentos. Foram calculados os valores médios da dureza para cada tipo de corpo de prova e a dureza média geral para facilitar a comparação dos resultados.

4.2.1 Resultados dos tratamentos térmicos Q&P

Em relação ao experimento QPA, os resultados são mostrados na Tabela 12.

Tabela 12 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPA

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	55,7	57,2	56,5
	2	57,2	56,0	56,6
	3	57,3	57,5	57,4
	4	57,6	56,1	56,9
	Média dos corpos de prova de tração			56,8
Tenacidade à fratura	1	54,9	56,1	55,5
	2	57,6	57,9	57,8
	3	56,1	57,6	56,9
	4	55,4	57,4	56,4
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			56,6
Média geral				56,7
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			3,0

Em relação ao experimento QPB, os resultados são mostrados na Tabela 13.

Tabela 13 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPB

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	55,6	53,9	54,8
	2	53,2	53,6	53,4
	3	53,6	54,2	53,9
	4	54,8	53,1	54,0
	Média corpos de prova de tração			54,0
Tenacidade à fratura	1	55,8	56,0	55,9
	2	55,2	53,5	54,4
	3	54,1	54,5	54,3
	4	54,5	55,1	54,8
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			54,8
Média geral				54,5
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			2,9

Em relação ao experimento QPC, os resultados são mostrados na Tabela 14.

Tabela 14 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPC

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	52,1	52,1	52,1
	2	52,1	51,9	52,0
	3	51,8	52,6	52,2
	4	51,9	52,5	52,2
	Média corpos de prova de tração			52,1
Tenacidade à fratura	1	53,5	53,5	53,5
	2	53,7	53,0	53,4
	3	53,3	53,4	53,4
	4	53,6	53,6	53,6
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			53,5
Média geral				52,8
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			1,9

Em relação ao experimento QPD, os resultados são mostrados na Tabela 15.

Tabela 15 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPD

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	51,5	52,1	51,9
	2	50,6	50,9	50,8
	3	51,8	50,7	51,3
	4	50,9	52,4	51,7
	Média corpos de prova de tração			51,4
Tenacidade à fratura	1	51,3	50,2	50,8
	2	50,8	51,6	51,2
	3	52,2	52,3	52,3
	4	50,5	52,3	51,4
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			51,4
Média geral				51,4
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			1,9

Em relação ao experimento QPE, os resultados são mostrados na Tabela 16.

Tabela 16 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPE

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	56,7	57,7	57,2
	2	57,1	56,2	56,7
	3	55,6	57,4	56,5
	4	57,9	55,3	56,6
	Média corpos de prova de tração			56,7
Tenacidade à fratura	1	57,5	56,3	56,9
	2	55,9	56,5	56,2
	3	57,1	56,6	56,9
	4	57,2	57,7	57,5
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			56,9
Média geral				56,8
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			2,1

Em relação ao experimento QPF, os resultados são mostrados na Tabela 17.

Tabela 17 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPF

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	53,8	53,6	53,7
	2	53,2	51,5	52,4
	3	54,4	53,8	54,1
	4	54,0	51,0	52,5
	Média corpos de prova de tração			53,2
Tenacidade à fratura	1	52,7	53,8	53,3
	2	53,6	54,1	53,9
	3	54,1	54,0	54,1
	4	53,7	53,9	53,8
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			53,7
Média geral				53,5
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			2,6

Em relação ao experimento QPG, os resultados são mostrados na Tabela 18.

Tabela 18 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPG

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	51,1	50,4	50,8
	2	50,5	49,7	50,1
	3	48,7	50,1	49,4
	4	50,2	49,6	49,9
	Média corpos de prova de tração			50,0
Tenacidade à fratura	1	49,9	50,3	50,1
	2	49,1	50,4	49,8
	3	51,3	50,9	51,1
	4	48,9	50,3	49,6
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			50,1
Média geral				50,1
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			2,6

Em relação ao experimento QPH, os resultados são mostrados na Tabela 19.

Tabela 19 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento QPH

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	48,9	50,0	49,5
	2	47,9	48,3	48,1
	3	47,8	47,6	47,7
	4	49,0	48,8	48,9
	Média corpos de prova de tração			48,6
Tenacidade à fratura	1	50,4	48,5	49,5
	2	49,7	47,7	48,7
	3	48,9	49,1	49,0
	4	48,7	48,7	48,7
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			49,0
Média geral				48,8
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			2,8

4.2.2 Resultados dos tratamentos térmicos convencionais

Em relação ao experimento TRI (têmpera e revenimento), os resultados são mostrados na Tabela 20.

Tabela 20 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento TRI

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	53,2	53,1	53,2
	2	54,8	54,7	54,8
	3	53,7	52,8	53,3
	4	53,2	54,5	53,9
	Média corpos de prova de tração			53,8
Tenacidade à fratura	1	53,5	52,1	52,8
	2	52,2	52,1	52,2
	3	52,8	53,0	52,9
	4	54,3	52,1	53,2
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			52,8
Média geral				53,3
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			2,7

Em relação ao experimento AUJ (austêmpera), os resultados são mostrados na Tabela 21.

Tabela 21 – Resultados da dureza superficial HRC do experimento AUJ

Tipo de corpo de prova	Número	Resultados (HRC)		
		Individuais		Média
Tração	1	52,5	53,9	53,2
	2	53,3	53,7	53,5
	3	52,9	52,5	52,7
	4	53,1	53,0	53,1
	Média corpos de prova de tração			53,1
Tenacidade à fratura	1	53,1	51,8	52,5
	2	52,4	54,1	53,3
	3	53,6	54,2	53,9
	4	54,0	53,4	53,7
	Média corpos de prova de tenacidade à fratura			53,3
Média geral				53,2
Amplitude	Amplitude com relação aos valores individuais			2,4

De modo geral, todos os ensaios apresentaram boa uniformidade de valores, observando-se a maior amplitude com valor 3,0 entre 16 verificações de dureza em oito corpos de prova para cada experimento. A dureza média de 53,2 HRC do tratamento térmico de austêmpera está com o valor dentro do intervalo indicado no diagrama IT apresentado na Figura 4, e a dureza média de 53,3 HRC para a dureza do aço na condição temperado e revenido na temperatura de 400°C ficou com valor correspondente ao limite superior do intervalo de temperatura indicado na Figura 7, que apresenta a curva de dureza em função da temperatura de revenimento para um aço SAE 9260. Ambos os resultados sugerem que os tratamentos térmicos foram realizados de modo apropriado.

Os resultados da dureza superficial dos tratamentos térmicos convencionais ficaram dentro do intervalo da dureza (mínimo e máximo) dos tratamentos Q&P, o que permite comparações interessantes e apropriadas para as demais propriedades mecânicas.

4.3 RESULTADOS DA DUREZA DE NÚCLEO

A dureza de núcleo foi verificada pelo método Vickers, com carga de 2 kgf conforme descrito na metodologia. Os corpos de prova utilizados para a medição foram escolhidos a partir de valores representativos do ensaio de tração (embora os valores tenham sido muito próximos, como será visto mais adiante, foi selecionada a mediana correspondente aos valores do limite de resistência à tração para cada grupo de experimento).

A Tabela 22 apresenta os valores da dureza de núcleo, tendo sido acrescentados os valores médios da dureza superficial para facilitar a comparação entre os resultados. Como a dureza de núcleo foi verificada em Vickers, são também apresentados esses valores convertidos para dureza Rockwell C (conversão da dureza conforme norma ASTM A370-77), com a finalidade de evidenciar eventuais diferenças entre os resultados de dureza superficial e de núcleo e sua coerência com a prática dos tratamentos térmicos realizados.

Tabela 22 – Comparativo da dureza superficial média (HRC) com a dureza de núcleo (HV2) e respectiva conversão para a dureza HRC

Experimentos	Dureza superficial média (HRC)	Dureza de núcleo (HV 2)	Dureza de núcleo HRC convertido de HV 2 *
QPA	56,7	644	57,5
QPB	54,5	598	55,2
QPC	52,8	563	53,2
QPD	51,4	545	52,0
QPE	56,8	639	57,3
QPF	53,5	579	54,1
QPG	50,1	521	50,5
QPH	48,8	511	49,9
TRI	53,3	572	53,7
AUJ	53,2	582	54,3

* Norma ASTM A370-77

Foi constatada coerência entre os valores da dureza superficial e de núcleo, como demonstrado de maneira gráfica por meio da Figura 27, na qual

foram também incluídos os valores do limite de resistência à tração (apresentados mais adiante).

Verificou-se que a dureza de núcleo medida em Vickers e convertida para Rockwell ficou levemente superior à dureza superficial (diferenças entre 0,4 e 1,1 HRC). Pequenas diferenças são consideradas normais e admissíveis, em razão dos princípios dos métodos de medição da dureza serem diferentes, combinados com o uso de uma tabela de conversão, as incertezas naturais do processo de medição e a própria amostragem utilizada. Uma leve decarbonetação foi descartada em virtude de não ter sido verificada por meio do ensaio metalográfico conforme apresentado mais adiante na abordagem deste item.

4.4 RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram ensaiados quatro corpos de prova de cada experimento. Os resultados do ensaio de tração descritos nas Tabelas 23 até 32 apresentam todos os resultados válidos (mínimo de três). São descritos os valores do limite de resistência à tração, limite convencional de escoamento, alongamento de ruptura com comprimento inicial l_0 de 25 mm medido em relação ao comprimento final após ruptura e o valor de PSE, que é um indicativo relevante por representar de maneira combinada a resistência e a ductilidade. Ao final, é apresentado o valor médio de cada uma dessas características para cada experimento. Foram efetuados arredondamentos para número inteiro de LRT, LE e PSE a fim de facilitar comparação e visualização. As curvas de tração representativas de cada experimento são apresentadas no Anexo C. Após a apresentação das tabelas de resultados, serão feitos os respectivos comentários.

Tabela 23 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPA

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa·%)
01	2422	1365	8,1	19618
03	2376	1111	7,0	16632
04	2429	1129	5,9	14331
Média	2409	1202	7,0	16860

Tabela 24 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPB

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa·%)
01	2186	1594	14,2	31041
02	2126	1652	16,2	34441
04	2118	1665	14,5	30711
Média	2143	1637	15,0	32064

Tabela 25 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPC

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa·%)
01	1916	1642	18,6	35638
02	1928	1724	18,0	34704
03	1924	1724	16,0	30784
Média	1923	1697	17,5	33709

Tabela 26 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPD

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa·%)
01	1854	1670	19,0	35226
02	1863	1679	15,5	28877
03	1888	1735	14,2	26810
04	1893	1742	16,1	30477
Média	1875	1707	16,2	30347

Tabela 27 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPE

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa·%)
02	2379	1154	7,9	18249
03	2310	1180	15,9	37826
04	2353	1226	11,6	27295
Média	2347	1187	11,8	27790

Tabela 283 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPF

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa·%)
01	1959	1499	15,1	29581
02	1995	1514	17,9	35711
03	1979	1480	14,3	28300
04	1956	1461	14,9	29144
Média	1972	1489	15,6	30684

Tabela 29 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPG

Corpos de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa·%)
02	1811	1607	22,5	40748
03	1788	1480	25,9	46309
04	1805	1592	22,6	40793
Média	1801	1560	23,7	42617

Tabela 30 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento QPH

Corpos de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa*%)
01	1682	1504	22,0	37004
03	1628	1434	20,4	33211
04	1625	1444	19,4	31525
Média	1645	1461	20,6	33913

Tabela 31 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento TRI

Corpos de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa*%)
01	1999	1876	11,7	23388
02	2053	1898	11,9	24431
03	2006	1885	13,6	27282
04	2069	1911	11,4	23587
Média	2032	1893	12,2	24672

Tabela 32 – Resultados do ensaio de tração para o tratamento AUJ

Corpos de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	PSE (MPa*%)
01	2023	1662	15,1	30547
02	2005	1627	14,8	29674
03	1983	1625	13,5	26771
04	2004	1567	14,8	29659
Média	2004	1620	14,6	29163

Observa-se que, de modo geral, todos os valores de cada experimento, tanto os tratamentos Q&P quanto os convencionais, apresentaram resultados uniformes entre si, divergindo um pouco o tratamento de têmpera e particionamento designado por QPE, no qual houve uma diferença mais significativa entre os valores do alongamento e em consequência do parâmetro PSE. Não foi observado um motivo em particular para tal ocorrência.

A fim de comparar os resultados entre os experimentos, são apresentados na Tabela 33 os valores médios encontrados para as propriedades obtidas no ensaio de tração, tendo sido também incluídos os valores médios da dureza superficial e de núcleo.

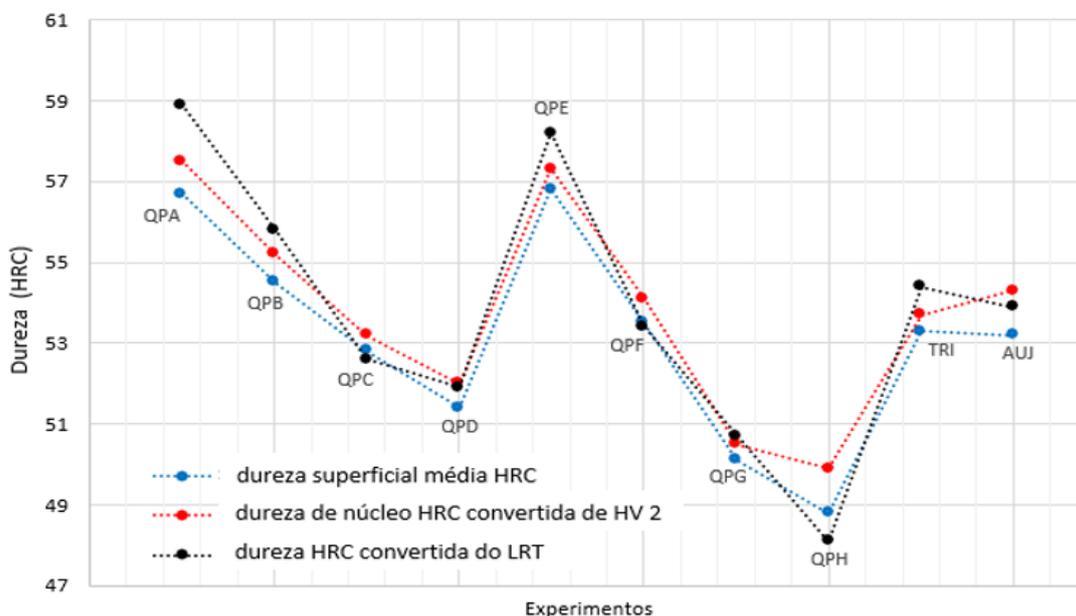
Tabela 33 – Resultados (valores médios) das propriedades obtidas no ensaio de tração, de dureza superficial e de núcleo de cada grupo de experimento

Experimentos	Dureza superficial média (HRC)	Dureza de núcleo HRC de HV 2 *	Dureza HRC convertida de LRT *	LRT (MPa)	LE (MPa)	Alongamento (%)	PSE (MPa x %)
QPA	56,7	57,5	58,9	2409	1202	7,0	16860
QPB	54,5	55,2	55,8	2143	1637	15,0	32064
QPC	52,8	53,2	52,6	1923	1697	17,5	33709
QPD	51,4	52,0	51,9	1875	1707	16,2	30347
QPE	56,8	57,3	58,2	2347	1187	11,8	27790
QPF	53,5	54,1	53,4	1972	1489	15,6	30684
QPG	50,1	50,5	50,7	1801	1560	23,7	42617
QPH	48,8	49,9	48,1	1645	1461	20,6	33913
TRI	53,3	53,7	54,4	2032	1893	12,2	24672
AUJ	53,2	54,3	53,9	2004	1620	14,6	29163

* Conversão entre métodos de dureza e de resistência à tração em dureza HRC conforme norma ASTM A370-77.

Por meio da conversão do limite de resistência à tração para dureza, é observado que houve boa harmonia e coerência entre essas propriedades, o que reforça a forma apropriada como os tratamentos foram realizados e os ensaios de modo geral. A Figura 27 apresenta essa comprovação de modo gráfico, na qual se observa que cada grupo de experimento se diferencia nitidamente dos demais grupos para todas as formas de dureza Rockwell C verificadas ou convertidas.

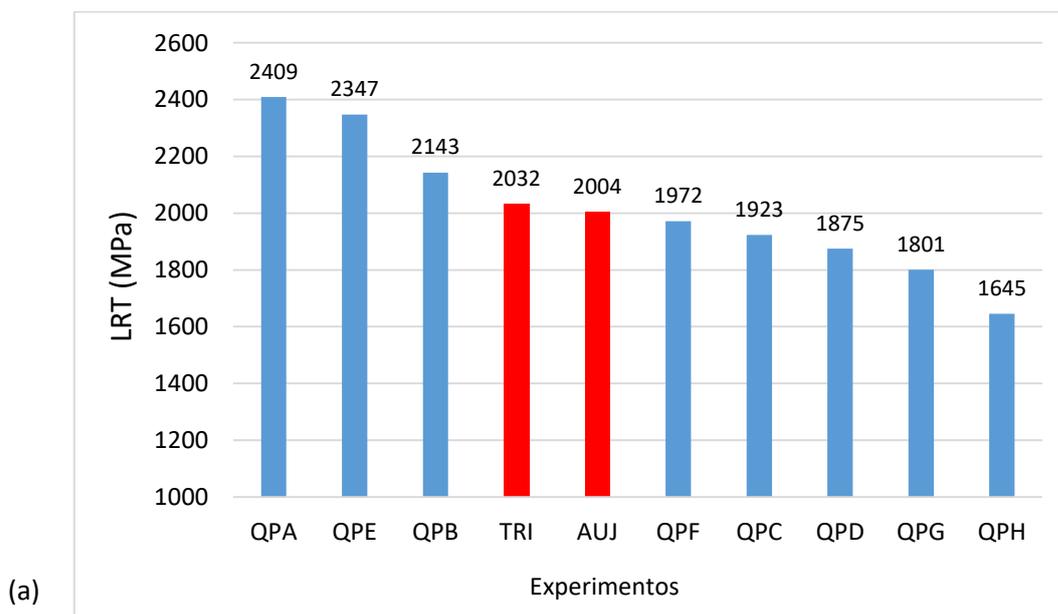
Figura 27 – Comparativo entre dureza superficial (HRC), dureza de núcleo (HRC) convertida de HV 2 e dureza HRC convertida do limite de resistência à tração conforme ASTM A370-77 para cada grupo de experimentos

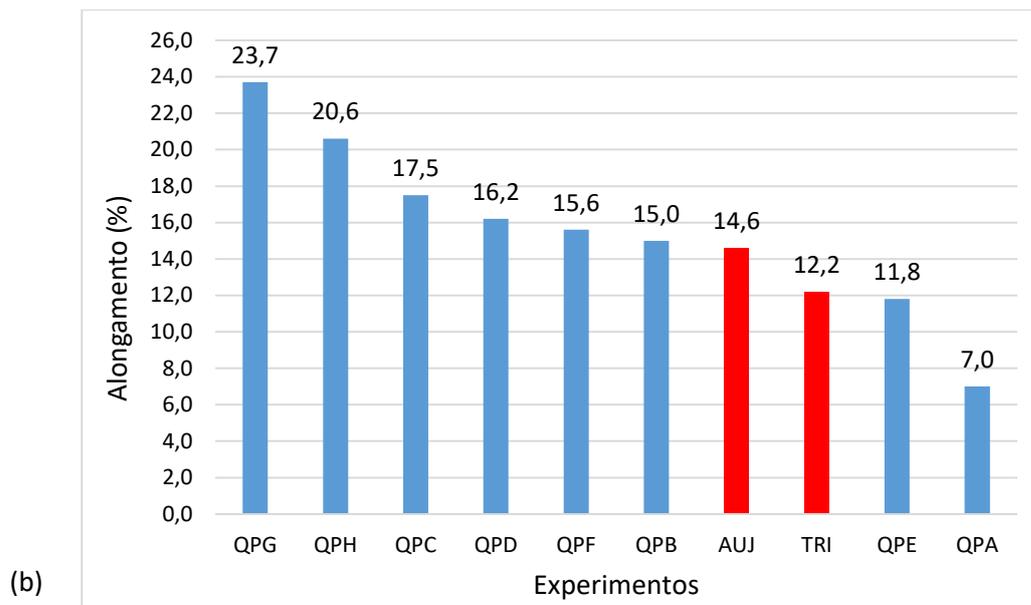


Fonte: Elaborado pelo autor

Com base nos dados da Tabela 33, foi elaborado o gráfico da Figura 28, que apresenta os valores médios de resistência à tração e do alongamento em ordem decrescente.

Figura 28 – Gráficos do limite de resistência à tração (a) e do alongamento (b) em ordem decrescente para cada grupo de experimentos. Tratamentos convencionais destacados na cor vermelha e tratamentos Q&P na cor azul

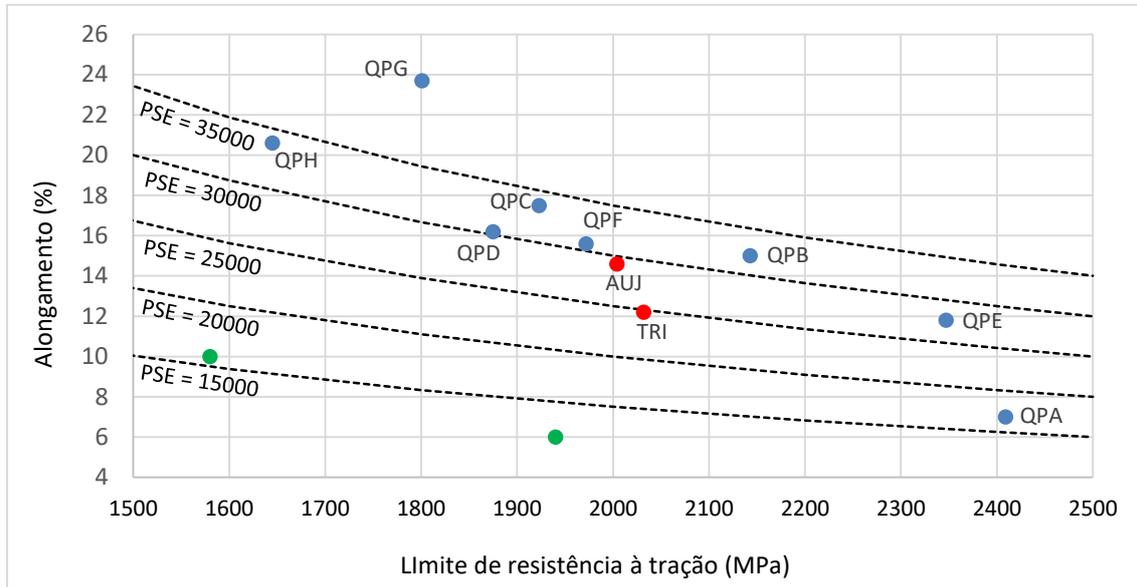




Observa-se que os tratamentos convencionais realizados ficaram dentro do intervalo de valores verificados com os tratamentos Q&P. A variação obtida com os tratamentos Q&P indica que eles foram dependentes das variáveis utilizadas: temperatura de têmpera parcial e temperatura/tempo de particionamento.

Como normalmente a tendência é ter menores valores do alongamento para maiores valores do limite de resistência, o parâmetro PSE, que combina essas duas propriedades geralmente com valores opostos, é muito importante para salientar os tratamentos mais relevantes nesse quesito. A Figura 29 apresenta os resultados do indicador PSE de maneira gráfica. Observa-se que valores de PSE acima de 30 000 (MPa x %) somente foram obtidos com tratamentos Q&P (pontos em cor azul: QPH, QPG, QPD, QPC, QPF, QPB).

Figura 29 – Resultados do PSE: pontos em azul correspondem aos tratamentos Q&P, pontos em vermelho correspondem aos tratamentos térmicos convencionais, pontos em verde correspondem ao aço SAE 9260 na condição temperado e revenido a 425°C conforme banco de dados do software CES EduPack (CES EduPack, 2009)



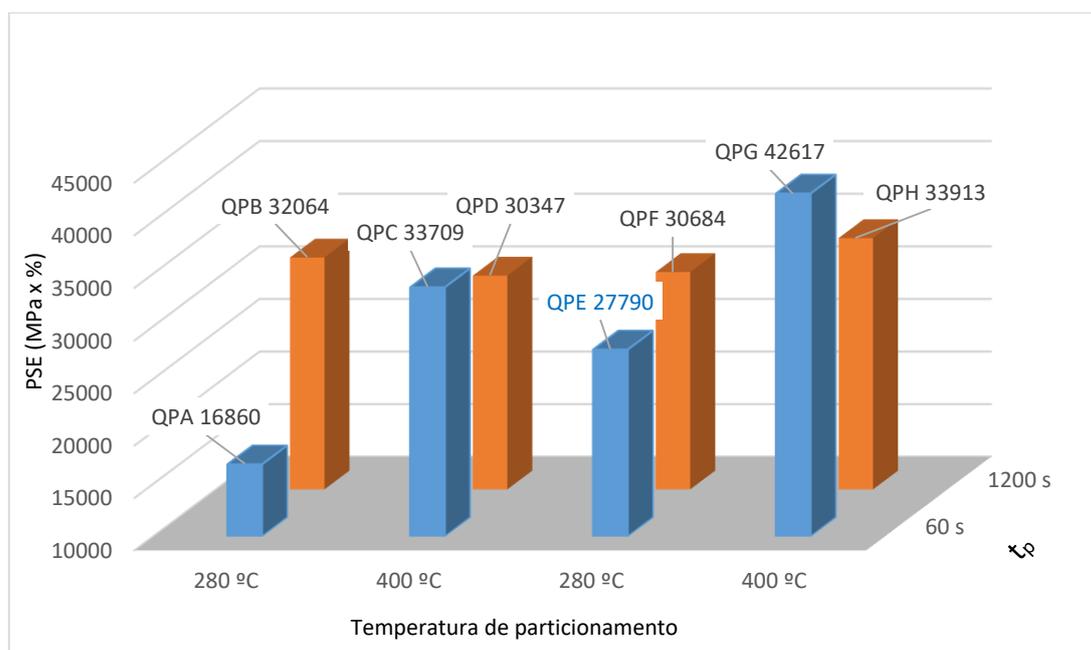
Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se que, embora o tratamento de têmpera e revenimento tenha apresentado dureza e resistência similar ao de austêmpera, o valor da ductilidade foi inferior, confirmando referência da literatura que informa ser essa a situação caso haja presença de bainita inferior obtida em um tratamento de austêmpera (SMITH, 1994, p. 29; SAMUELS, 1999, p. 230). Importante aqui destacar que o tratamento térmico de austêmpera apresentou valores inferiores quanto ao PSE em relação a muitos tratamentos Q&P. Por exemplo, o tratamento QPB, mesmo apresentando resistência superior (LRT) à da austêmpera, proporcionou um alongamento (mesmo que pouco) maior e, em consequência, melhor combinação de resistência e ductilidade (cabe observar que a temperatura de austêmpera de 280°C é a mesma que a temperatura de particionamento nesse caso); o tratamento QPG, embora apresentando resistência um pouco menor, exibiu um alongamento muito superior ao do tratamento de austêmpera (AUJ). O tratamento QPG apresentou o maior valor do PSE (42617 MPa x %), tendo se destacado mesmo entre os demais tratamentos Q&P. Em contrapartida, o tratamento QPA apresentou o mais baixo PSE entre todos os experimentos. A fim de acrescentar mais um aspecto

comparativo dos valores de PSE, foram incluídos os valores obtidos a partir do banco de dados do software CES EduPack da *Granta design* (companhia do Reino Unido especializada em tecnologia de informações de materiais). Os valores acrescentados correspondem ao mesmo aço SAE 9260 do presente estudo, na condição temperado e revenido na temperatura de 425°C (Tabela 3) e estão destacados em pontos na cor verde no gráfico da Figura 29. Observa-se que os dados de PSE nessa condição são consideravelmente inferiores aos valores obtidos para vários tratamentos Q&P (pontos em azul), ressaltando-se que mesmo alguns tratamentos Q&P apresentando maior resistência também apresentaram maior alongamento. Vale ressaltar que o indicador PSE de alguns tratamentos Q&P do presente estudo apresentou resultados superiores aos encontrados em outros tratamentos Q&P de outras pesquisas, conforme apresentado na Tabela 2, mesmo para um aço com 0,60% de carbono, o que indica que alguns dos parâmetros utilizados para os tratamentos Q&P deste estudo foram mais favoráveis em relação ao valor de PSE.

A Figura 30 apresenta um gráfico com a finalidade de comparar os resultados do parâmetro PSE entre os tratamentos térmicos Q&Ps, focando o efeito do tempo e da temperatura de particionamento.

Figura 30 – Efeito do tempo e da temperatura de particionamento no valor de PSE para diferentes tratamentos Q&P; t_p (tempo de particionamento)



Fonte: Elaborado pelo autor

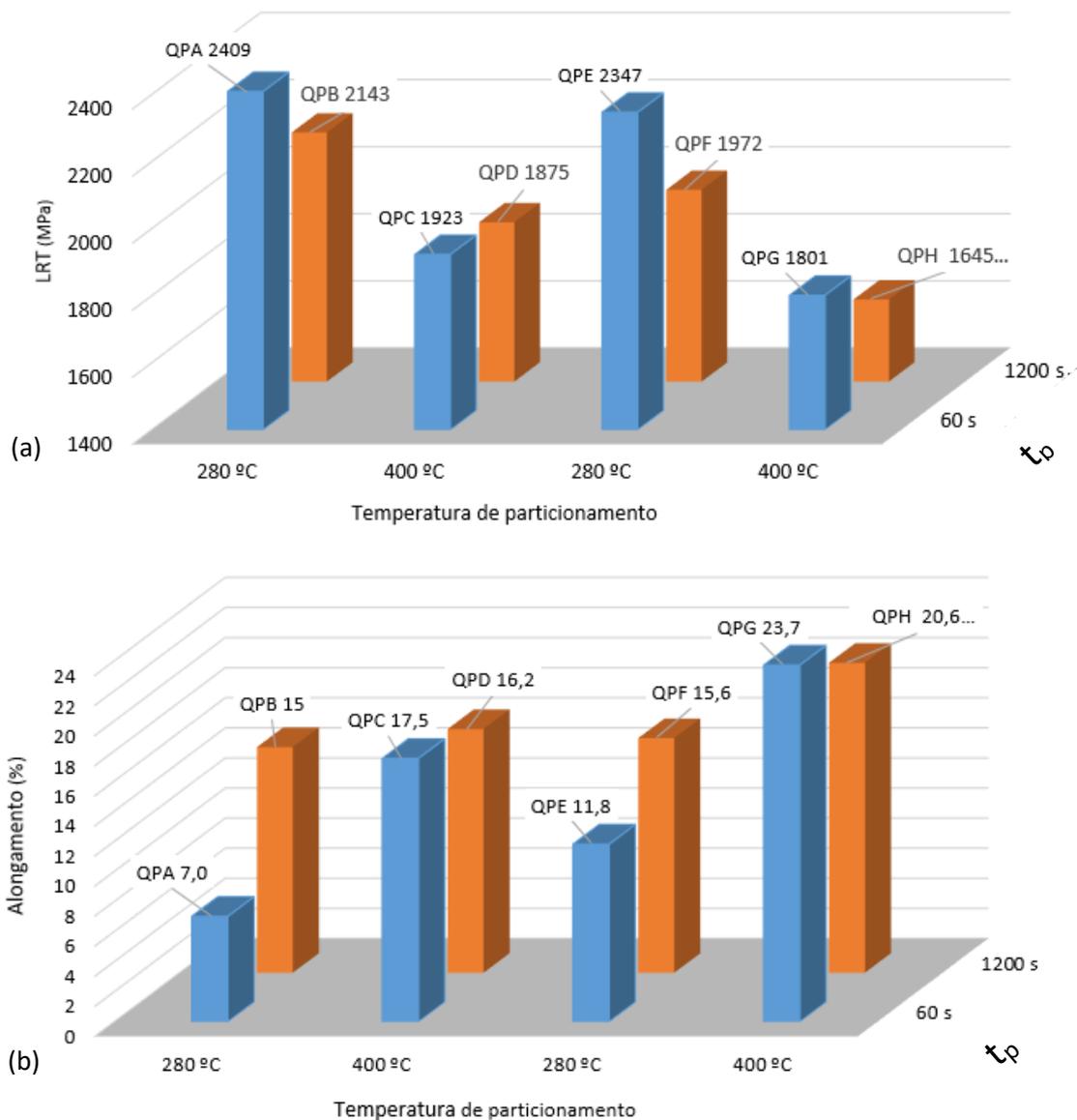
Observa-se que o valor de PSE cresceu quando aumentou o tempo de particionamento de 60 para 1200 segundos para a temperatura de particionamento de 280°C, diferentemente do que ocorre quando a temperatura de particionamento é de 400°C, na qual há um decréscimo no valor de PSE. Em virtude desse comportamento aparentemente controvertido, são pertinentes as seguintes considerações:

- a) Com relação à temperatura de particionamento de 280°C, para que ocorra um aumento no valor de PSE, com aumento do tempo de particionamento, deve haver um aumento do LRT ou do alongamento, ou de ambos. A Figura 31 esclarece o que ocorre com esses parâmetros (propriedades) do ensaio de tração em que se observa uma redução na resistência, mas um aumento, mais acentuado, do alongamento. Esta ocorrência poderia estar vinculada com os seguintes aspectos metalúrgicos: um tempo maior de particionamento poderia permitir maior migração de carbono da martensita para a austenita, com possibilidade de maior estabilidade da austenita (fase que permite maior ductilidade) concomitantemente com um menor teor de carbono dessa martensita (gerada na têmpera parcial); um tempo mais longo de particionamento proporcionaria uma redução da resistência pelo efeito da intensidade do revenimento (da martensita presente) concomitante com o fenômeno de particionamento mesmo com a presença de silício elevada; o fato de o alongamento aumentar de modo mais pronunciado que a redução na resistência (PSE mais elevado) pode ser explicado, pelo menos em parte, pelo efeito da presença de silício, o qual tende a retardar a redução da dureza durante revenimento conforme descrito no item 2.2.1; e ainda durante o particionamento pelo menos parte da austenita presente poderia se transformar em bainita.
- b) Com relação à temperatura de particionamento de 400°C, o decréscimo no valor de PSE está relacionado com a redução tanto do LRT quanto do alongamento conforme demonstrado na Figura 31. A redução do LRT pode estar vinculada com a redução da dureza devido à ocorrência de um revenimento (mesmo que parcial) concomitante com o particionamento pelo aumento do tempo de 30

para 1200 segundos; já o fato de o alongamento ter reduzido, mesmo tendo sido verificado uma redução da dureza, pode estar vinculado com a redução e não com um aumento da fração de austenita devido à decomposição dessa fase durante o particionamento (EDMONDS; MATLOCK; SPEER, 2011).

Esses fenômenos metalúrgicos serão analisados mais adiante na abordagem dos resultados da fração de austenita retida, os quais ampliam o entendimento do que teria ocorrido durante o particionamento.

Figura 31 – Comportamento do (a) limite de resistência à tração (LRT) e do (b) alongamento em relação à temperatura e ao tempo de particionamento

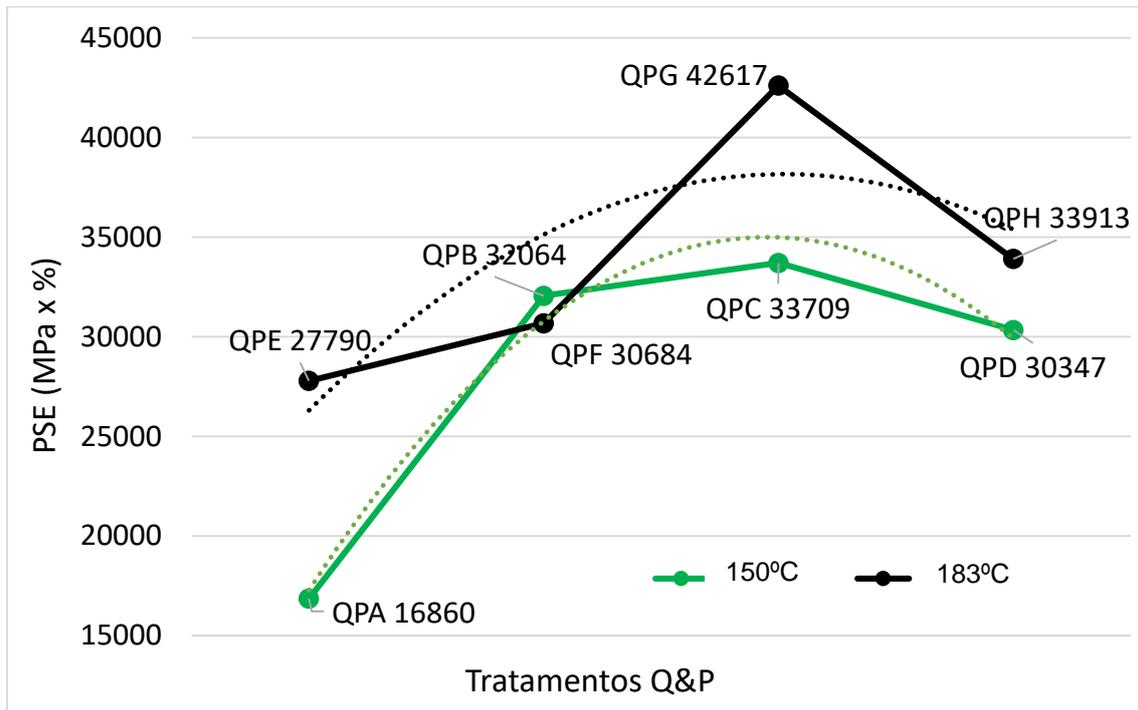


Fonte: Elaborado pelo autor

Com relação ao efeito do aumento da temperatura de 280 para 400°C, observa-se por meio da Figura 30 que ocorre um aumento no valor do PSE para todas as situações, com exceção dos tratamentos realizados com tempo de 1200 segundos e têmpera parcial de 150°C (tratamento QPB comparado com QPD), em que houve uma pequena redução no PSE. A Figura 31 ajuda a esclarecer o que acontece, de modo genérico, com o valor de PSE: um aumento mais acentuado do alongamento do que a redução da resistência, com exceção da situação descrita anteriormente. As hipóteses para esse comportamento estão relacionadas aos seguintes fenômenos metalúrgicos: o aumento da temperatura permitiria uma maior migração de carbono da martensita para a austenita, resultando em uma maior fração dessa fase à temperatura ambiente, somado à fase martensítica gerada na têmpera parcial apresentar menor teor de carbono; o efeito do revenimento (ocorrendo concomitante com o particionamento) ocasionaria maior incremento no alongamento do que na redução da dureza. É importante lembrar que o silício atua no sentido de retardar a redução da dureza conforme descrito na revisão bibliográfica (item 2.2.1).

A Figura 32 apresenta os valores de PSE em função da temperatura de têmpera parcial. Nessa figura, os tratamentos Q&P estão separados em dois grupos, conforme a temperatura de têmpera parcial, e dispostos em forma sequencial de maneira que haja correspondência entre as temperaturas e o tempo de particionamento (QPA com QPE, QPB com QPF, QPC com QPG e QPD com QPH) a fim de direcionar a análise apenas para o efeito da temperatura de têmpera parcial.

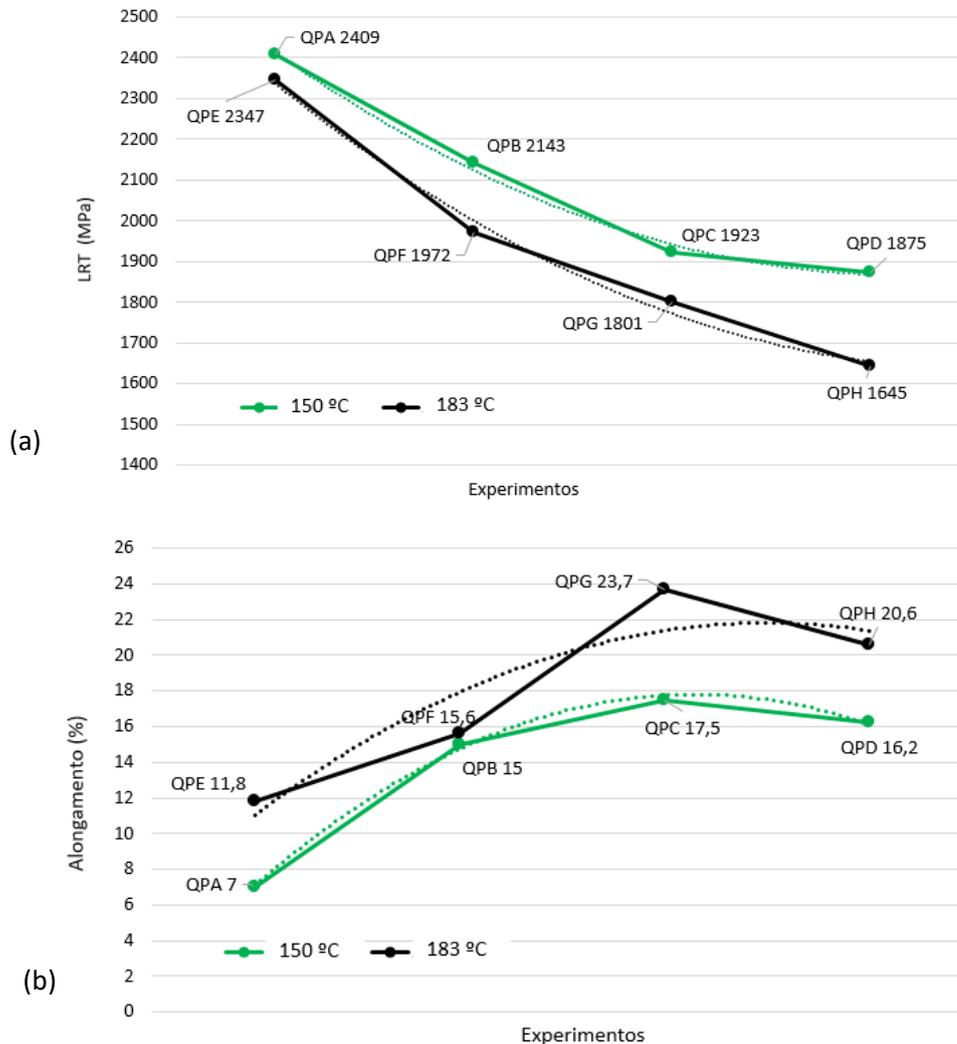
Figura 32 – Valores de PSE para diferentes tratamentos Q&P em função da temperatura de têmpera parcial



Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se, por meio da Figura 32, que a combinação de resistência e ductilidade é maior para têmpera parcial de 183°C em relação a 150°C, com exceção dos tratamentos QPB e QPF, que ocorrem com particionamento de 280°C e tempo de 1200 segundos, mas com uma diferença pequena do PSE entre ambos. Com a finalidade de melhorar o entendimento no comportamento do PSE, foi elaborado o gráfico da Figura 33, que apresenta os resultados do limite de resistência à tração e do alongamento, separadamente, em função da temperatura de têmpera parcial. Assim como na Figura 32, na Figura 33, os tratamentos Q&P estão separados em duas linhas, conforme a temperatura de têmpera parcial, e dispostos em forma sequencial de maneira que haja correspondência entre as temperaturas e o tempo de particionamento (QPA com QPE, QPB com QPF, QPC com QPG e QPD com QPH) a fim de direcionar a análise apenas para o efeito da temperatura de têmpera parcial.

Figura 33 – Comportamento do (a) limite de resistência à tração e do (b) alongamento em função da temperatura de têmpera parcial



Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se que, com a temperatura de têmpera parcial de 150°C, o valor de LRT foi maior e do alongamento menor. As seguintes hipóteses poderiam ser propostas para explicar os valores da resistência (LRT) menores para a têmpera parcial de 183°C:

- eventual maior presença da fase austenítica (menor fração da fase martensítica) ao final do processo pelo fato de a fração de austenita na têmpera parcial ser de 50% (superior à fração projetada de 35% relativa à têmpera parcial de 150°C);

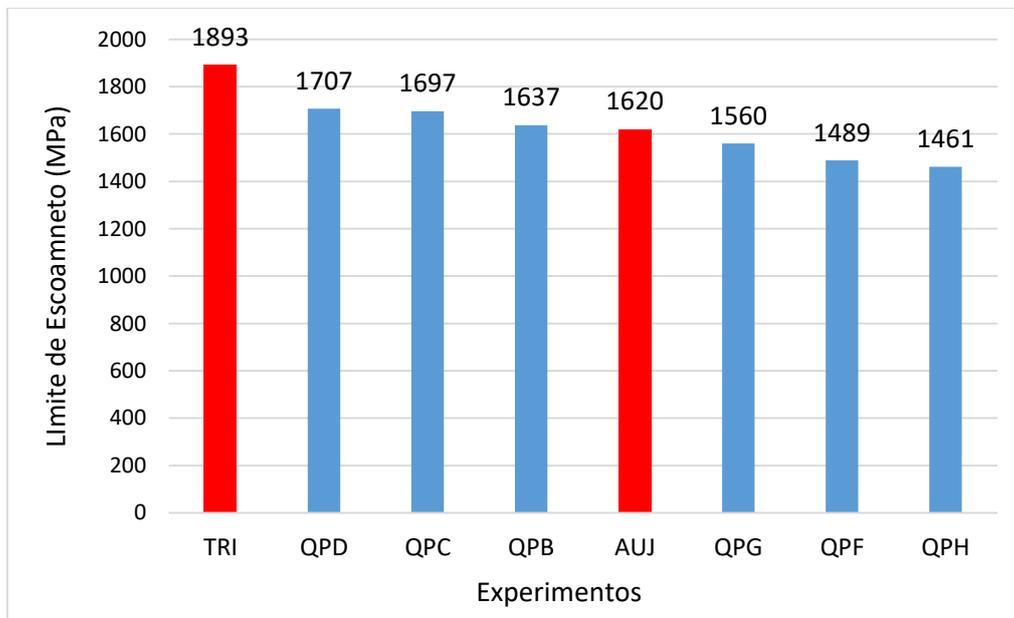
- a martensita originada na temperatura de têmpera parcial de 183°C poderia apresentar um teor menos elevado de carbono (em relação à temperatura de têmpera parcial de 150°C) após particionamento.

Um entendimento melhor sobre essas hipóteses será obtido mais adiante quando analisada a fração de austenita por difração de raios X.

As hipóteses para valores menores do alongamento com têmpera parcial de 150°C seguem o raciocínio inverso do apontado anteriormente para a resistência.

A Figura 34 apresenta os valores do limite de escoamento dos tratamentos convencionais e dos tratamentos Q&P com valores maiores quanto ao PSE. Observa-se que o maior valor foi obtido para a têmpera e o revenimento (experimento TRI). O limite de escoamento dos tratamentos QPD, QPC e QPB apresentou um valor superior à austêmpera, o que é muito útil, visto que todos eles também apresentaram melhor combinação de resistência e ductilidade do que a austêmpera (Figura 29). Os experimentos QPG, QPF e QPH apresentaram valores do limite de escoamento inferiores à austêmpera.

Figura 34 – Limite de escoamento dos tratamentos convencionais e dos tratamentos Q&P com maior valor de PSE em ordem decrescente



Fonte: Elaborado pelo autor

4.5 RESULTADOS DO ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

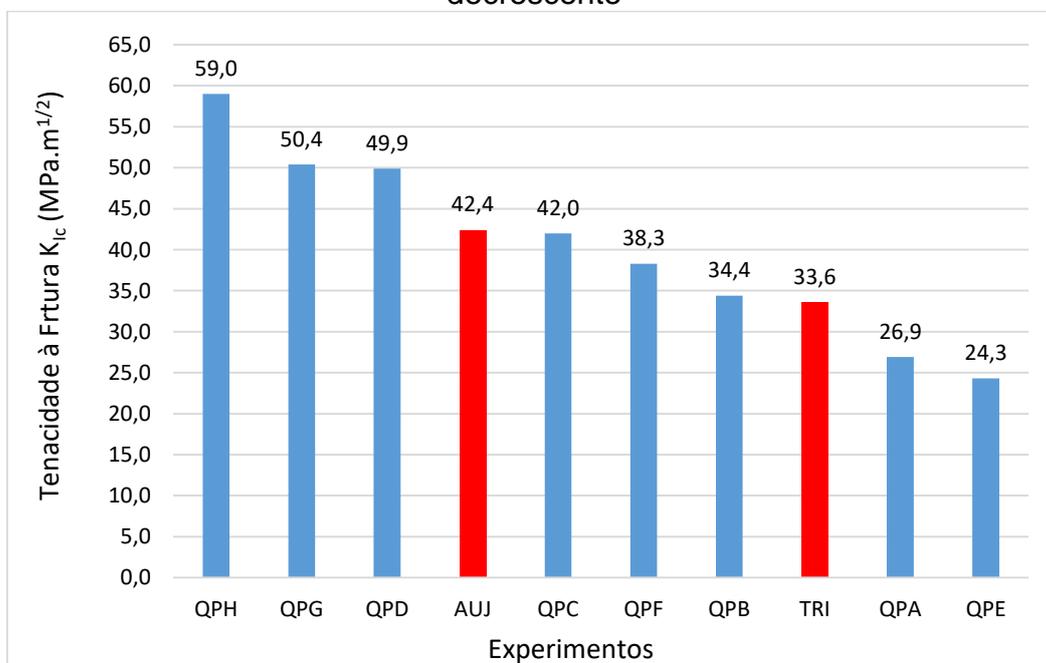
Os resultados válidos do teste de tenacidade à fratura K_{Ic} são apresentados na Tabela 34, na qual são também incluídos os valores médios verificados a fim de facilitar a comparação dos resultados. Observa-se que pelo menos dois resultados válidos foram obtidos em cada tratamento. Naqueles em que se alcançou um número maior de resultados válidos todos eles foram incluídos. Como os valores, de modo geral, foram muito próximos (para cada grupo de tratamento), entendeu-se que uma análise dos valores médios pôde ser realizada sem comprometer o estudo.

Tabela 34 – Resultados da tenacidade à fratura K_{Ic} dos tratamentos de têmpera e particionamento (Q&Ps) assim como os tratamentos convencionais

Experimento	Corpo de prova	K_{Ic} (MPa.m ^{1/2})	Experimento	Corpo de prova	K_{Ic} (MPa.m ^{1/2})
QPA	1	28,17	QPF	1	39,38
	2	25,70		2	37,53
	4	26,75		3	37,86
	Média	26,9		Média	38,3
QPB	1	34,43	QPC	2	42,25
	3	34,36		4	41,66
	Média	34,4		Média	42,0
QPD	1	50,22	QPE	1	24,35
	2	51,28		2	22,90
	3	50,20		3	26,14
	4	47,80		4	23,86
	Média	49,9		Média	24,3
QPG	1	52,60	QPH	1	60,40
	2	50,23		2	56,66
	3	49,89		3	60,47
	4	48,70		4	58,58
	Média	50,4		Média	59,0
AUJ	1	43,17	TRI	1	29,63
	2	41,45		2	36,43
	3	42,06		3	37,66
	4	42,76		4	30,67
	Média	42,4		Média	33,6

A Figura 35 apresenta os valores médios da tenacidade à fratura em ordem decrescente para facilitar a análise dos resultados. Observa-se que os valores mais elevados foram relativos aos tratamentos de têmpera e particionamento, particularmente os tratamentos QPH e QPG, os quais também apresentaram o maior valor do produto da resistência e do alongamento (PSE) conforme mostrado na Tabela 33 e na Figura 29. O valor da tenacidade à fratura para o tratamento QPH ($59 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) está muito próximo dos valores encontrados no estudo apresentado por Tariq e Baloch (2014), informado no item 2.6.2.2 (valor máximo verificado de $62 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), nesse caso para um aço com 0,37% de carbono, indicando que os valores alcançados foram muito positivos para um aço com 0,60% de carbono (SAE 9260) que ainda alcançou valores de PSE bem superiores (33913 contra 13000 encontrado nos estudos de Tarif e Baloch, 2014). Vale ressaltar também a importância dos resultados de tenacidade à fratura verificados frente à escassez de dados apresentados na literatura relacionados aos tratamentos Q&P.

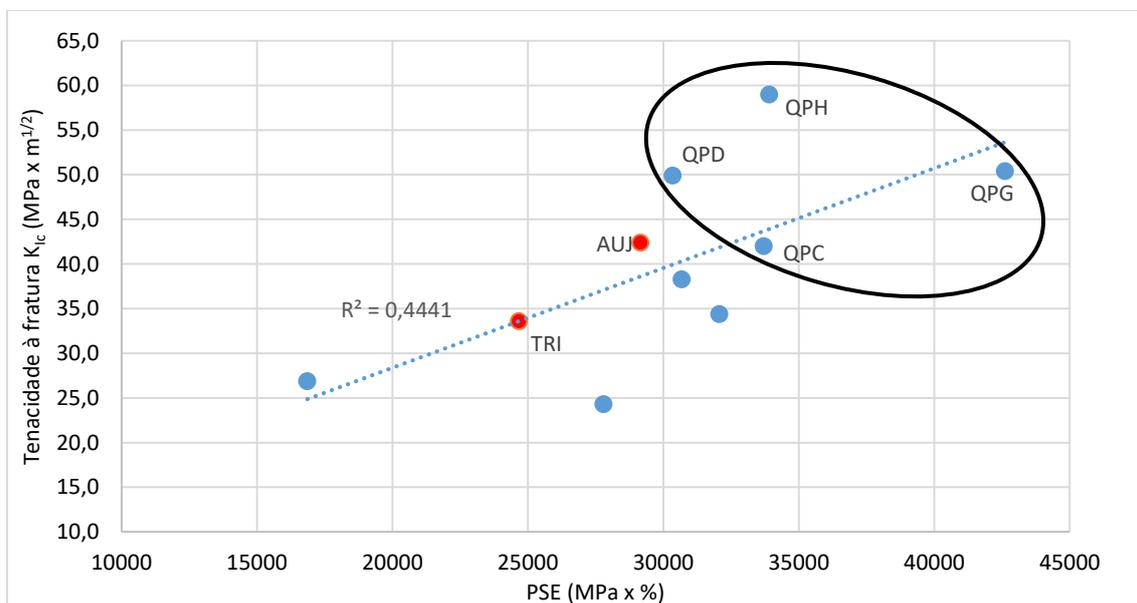
Figura 35 – Valores de tenacidade à fratura K_{Ic} apresentados em ordem decrescente



Fonte: Elaborado pelo autor

Com o objetivo de verificar uma relação entre a tenacidade à fratura e o valor da combinação de resistência e ductilidade (PSE), foi idealizado o gráfico da Figura 36. Conforme linha de tendência (correlação de 0,44 para R^2), tendo como base de dados apenas os valores dos tratamentos Q&P, observa-se que há uma relação direta (discreta) entre esses parâmetros, de modo que, quanto maior o valor de PSE, há uma tendência de serem verificados valores maiores de tenacidade à fratura. Os resultados dos tratamentos convencionais (pontos em vermelho no gráfico) também se encaixaram nessa tendência. Conforme evidenciado no gráfico por uma linha circular, alguns tratamentos Q&P se destacaram quanto aos valores mais elevados tanto para tenacidade à fratura quanto para o valor de PSE quando comparados com os tratamentos térmicos convencionais realizados, o que é um indicativo das potencialidades do tratamento Q&P para o aço SAE 9260.

Figura 36 – Relação entre PSE e tenacidade à fratura para tratamentos Q&Ps (pontos na cor azul) e tratamentos térmicos convencionais (pontos em vermelho)



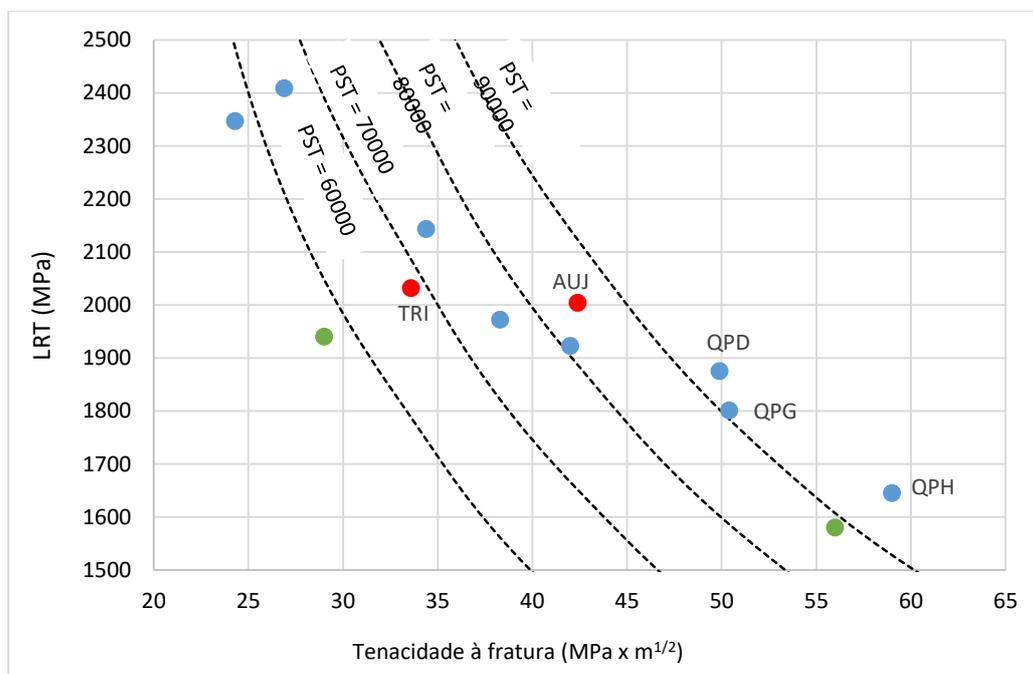
Fonte: Elaborado pelo autor

Com o objetivo de identificar quais tratamentos proporcionaram as melhores combinações de resistência e tenacidade à fratura, frente à ausência de um valor único (praticamente igual) de resistência mecânica que servisse de referência, foi elaborado um gráfico original conforme apresentado na Figura 37.

O interessante nesse gráfico é o foco na visualização de maneira clara das melhores combinações da tenacidade com a resistência.

Os valores mais altos para essa combinação corresponderam a alguns tratamentos Q&P (pontos na cor azul) com valores superiores a 90000 (tratamentos QPD, QPG e QPH) para o produto do limite de resistência à tração com a tenacidade à fratura (PST). Na mesma figura, observa-se que o tratamento térmico de austêmpera (AUJ) apresentou melhor combinação de resistência com tenacidade (PST) que o tratamento de têmpera e revenimento (TRI), o que está alinhado com os dados da literatura que sinalizam que o tratamento de austêmpera apresenta maior tenacidade que o tratamento de têmpera e revenimento durezas similares (BHADURI, 2018, p. 243). Essa convergência com a literatura reforça que a execução dos tratamentos térmicos foi apropriada, assim como os ensaios realizados, sugerindo que o tratamento térmico de têmpera e particionamento Q&P pode proporcionar boa combinação das propriedades de resistência e tenacidade para um aço SAE 9260.

Figura 37 – Relação entre a tenacidade à fratura e o limite de resistência à tração (LRT): pontos em azul correspondem aos tratamentos Q&P, pontos em vermelho correspondem aos tratamentos convencionais e os pontos em verde correspondem ao intervalo de valores do aço SAE 9260 temperado e revenido a 425°C conforme dados do software CES EduPack (CES EduPack, 2009)

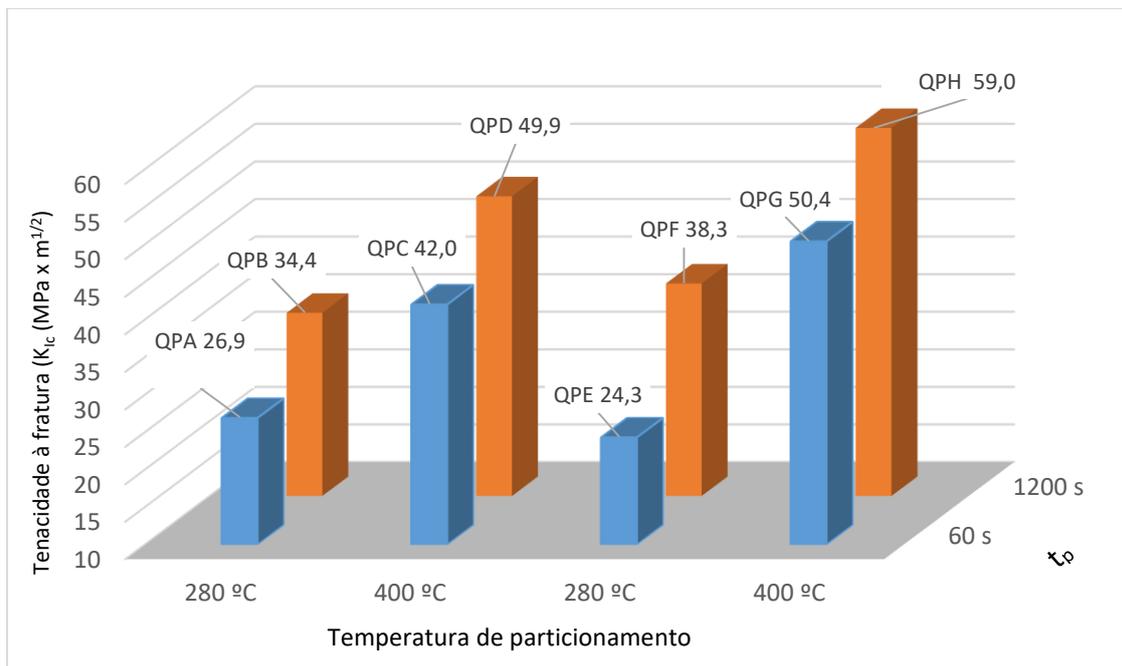


Fonte: Elaborado pelo autor

Na Figura 37 também foram incluídos os valores obtidos a partir do banco de dados do software CES EduPack da *Granta design* (CES EduPack, 2009). Os valores acrescentados correspondem ao mesmo aço SAE 9260 do presente estudo na condição temperado e revenido na temperatura de 425°C (Tabela 3) e estão destacados em pontos na cor verde. Observa-se que os dados de PST nessa condição são inferiores aos valores obtidos para alguns tratamentos Q&P (pontos em azul – tratamentos QPD, QPG E QPH).

A Figura 38 apresenta o gráfico que relaciona o efeito da temperatura e do tempo de particionamento no valor da tenacidade à fratura K_{Ic} . Por meio desse gráfico, é observado que a tenacidade à fratura sempre foi superior para tempos de particionamento mais longos e maiores temperaturas de particionamento. Esse fato expressa uma relação inversa (não necessariamente na mesma proporção) daquela que acontece com a resistência, que é maior para tempos e temperaturas menores de particionamento conforme evidenciado na Figura 31. As hipóteses para esse comportamento podem estar relacionadas aos seguintes fenômenos metalúrgicos: o aumento da temperatura e do tempo permitiriam uma maior migração de carbono da martensita para a austenita, resultando em uma maior fração dessa fase, somado à fase martensítica gerada na têmpera parcial apresentar menor teor de carbono (após particionamento); o efeito do revenimento, ocorrendo concomitantemente com o particionamento; e ainda uma eventual formação de bainita que estaria relacionada aos tempos mais longos de particionamento. Essas hipóteses serão comentadas mais adiante após apresentação dos resultados da fração de austenita retida.

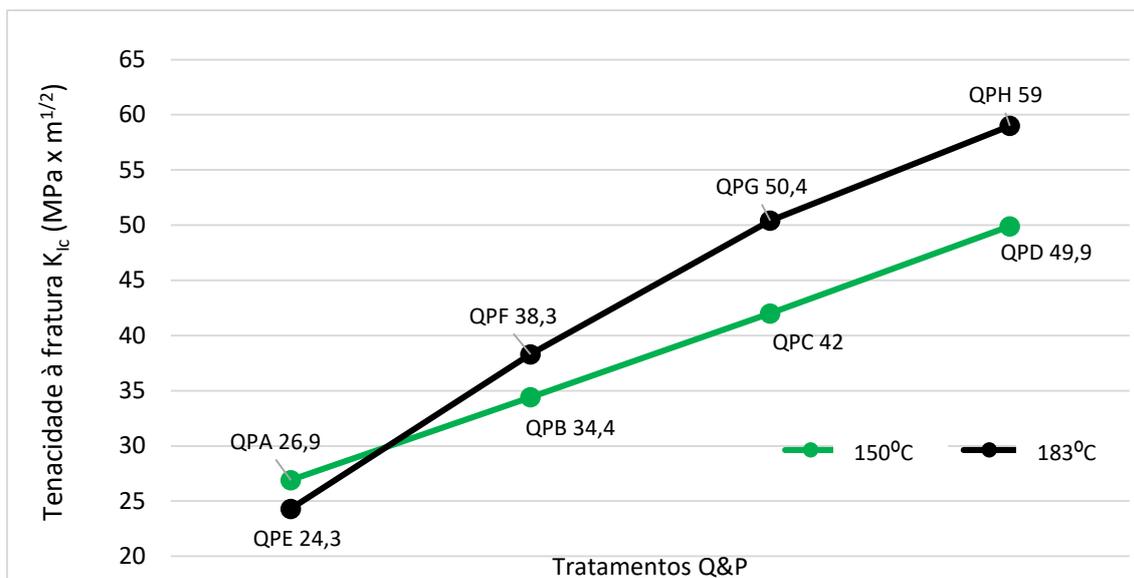
Figura 38 – Efeito do tempo e da temperatura de particionamento na tenacidade à fratura K_{Ic} ; t_p (tempo de particionamento)



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 39 apresenta o efeito da temperatura de têmpera parcial no valor da tenacidade à fratura K_{Ic} . Nessa figura, os tratamentos Q&P estão divididos em dois grupos, conforme a temperatura de têmpera parcial, e dispostos em forma sequencial, de modo que as temperaturas e o tempo de particionamento sejam os mesmos (QPA com QPE, QPB com QPF, QPC com QPG e QPD com QPH) a fim de direcionar a análise apenas para o efeito da temperatura de têmpera parcial.

Figura 39 – Efeito da temperatura de têmpera parcial na tenacidade à fratura K_{Ic} para tratamentos Q&P



Fonte: Elaborado pelo autor

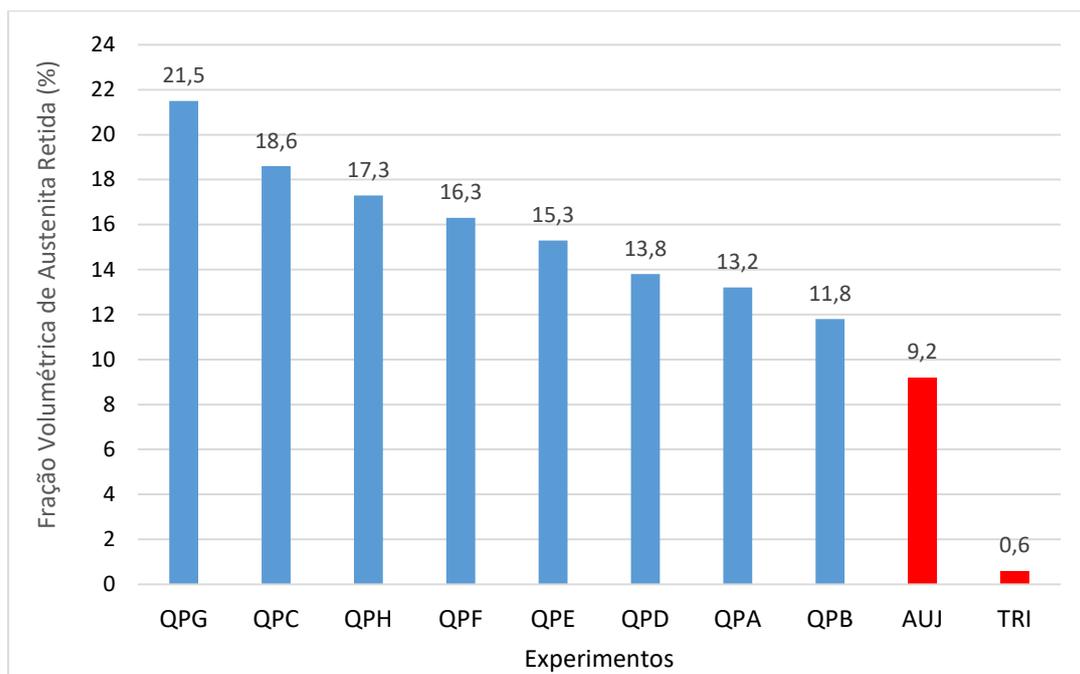
Por meio da Figura 39, observa-se uma tendência nítida para obtenção de valores maiores de tenacidade à fratura K_{Ic} para temperaturas de têmpera parcial de 183°C, com exceção dos tratamentos QPA e QPE realizados com particionamento de 280°C, com tempo de 60 segundos e ainda assim uma pequena diferença encontrada. As hipóteses para explicação desse fato estão relacionadas com valores de resistência/dureza essencialmente menores obtidos com têmpera parcial de 183°C (Figura 33) e também uma eventual maior quantidade de austenita residual, o que será abordado mais adiante.

4.6 RESULTADOS DA FRAÇÃO DE AUSTENITA RETIDA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A Figura 40 apresenta os resultados, em ordem decrescente, da fração volumétrica de austenita retida realizada por difração de raios-X em cada uma das amostras representativas do ensaio de tração de cada grupo de experimento/tratamento. No Anexo D, constam os gráficos por meio dos quais são calculadas as frações de austenita retida por intermédio da integração das intensidades dos picos para os planos (111) (200) e (220). As incertezas de medição, naturais, em qualquer processo de medida, foram desconsideradas na

apresentação por duas razões: facilitar a análise dos dados e pelo fato de que elas não são informadas em nenhum dos diversos artigos publicados a respeito do tema dos tratamentos Q&P.

Figura 40 – Fração volumétrica de austenita retida, apresentada em ordem decrescente para os diferentes tratamentos Q&P (destacados em azul) e convencionais (destacados em vermelho)



Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se, por meio da Figura 40, que todos os tratamentos Q&P apresentaram maior fração de austenita retida do que os dois tratamentos térmicos convencionais realizados, indicando o elevado potencial do tratamento Q&P do aço SAE 9260 na obtenção dessa microestrutura. Destaca-se o tratamento QPG, que alcançou a maior fração (21,5%). O tratamento QPG apresentou, também, o maior valor de PSE (Tabela 33) e o segundo maior valor de tenacidade à fratura (Figura 35), apontando para o efeito positivo da austenita retida nessas propriedades, o que está de acordo com o descrito no item 2.4 e constante em algumas das referências citadas do presente trabalho (HIDALGO; FINDLEY; SANTOFIMIAL, 2017; SANTOFIMIA; ZHAO; SIETSMA, 2011; HSU; JIN; RONG, 2013). A relação entre austenita retida, PSE e tenacidade à fratura, referente ao presente estudo, será abordada de maneira completa mais adiante (item 4.8.3). A fração de austenita retida obtida com o tratamento QPG, embora

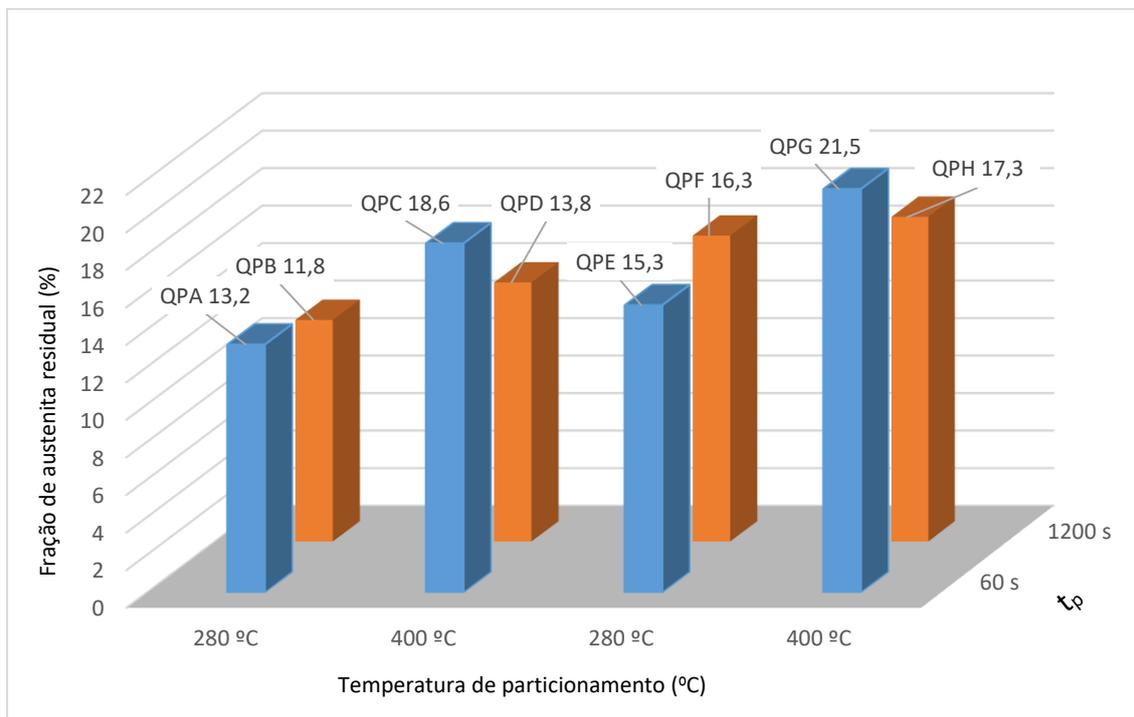
bastante elevada, ainda assim não alcançou o valor máximo encontrado na literatura para tratamentos térmicos Q&P, que foi de 25,9% conforme descrito no item 2.5.

Embora o tratamento térmico de austêmpera tenha apresentado uma fração inferior de austenita retida com relação aos tratamentos Q&P, ainda assim foi verificada uma parcela razoável (9,2%). Essa presença de austenita retida pode ser explicada por meio da abordagem metalúrgica descrita a seguir: a formação de bainita ocorre em dois estágios (primeiro estágio: ripas de ferrita nucleiam e crescem num ambiente de enriquecimento de carbono pela austenita; segundo estágio: após a austenita ficar saturada de carbono, ocorre a precipitação de cementita). Em virtude da presença elevada de silício, o segundo estágio de formação de bainita pode ser suprimido ou inibido de maneira integral ou parcial a ponto de aparecer uma microestrutura denominada por alguns autores como ausferrita (ferrita e austenita), que é na realidade um pouco diferente da bainita, que pressupõe a presença de cementita. Pelo fato de a austenita presente na ausferrita apresentar elevado carbono, a austenita pode permanecer na temperatura ambiente (LINDSTRÖN, 2006; DALWATKAR; PRABHU; SINGH, 2018), apresentando similaridade com o que ocorre nos aços TRIP (KRAUSS, 2005, p. 240). O valor relativamente elevado de tenacidade à fratura para o tratamento de austêmpera também sugere que a presença razoável de austenita retida tenha contribuído, o que também está de acordo com informações da literatura (DALWATKAR; PRABHU; SINGH, 2018).

O efeito da temperatura e do tempo de particionamento na fração de austenita retida somente para os tratamentos Q&P é apresentado no gráfico da Figura 41.

Observa-se que os tratamentos Q&P com temperatura de particionamento de 400°C apresentaram maior fração de austenita retida que os tratamentos realizados na temperatura de 280°C. Esse fato sugere que a maior temperatura de particionamento permitiu maior migração de carbono da martensita para a austenita, provavelmente em função de uma maior taxa de difusão do carbono.

Figura 41 – Fração volumétrica de austenita retida em função da temperatura e do tempo de particionamento para tratamentos Q&P; tp (tempo de particionamento)



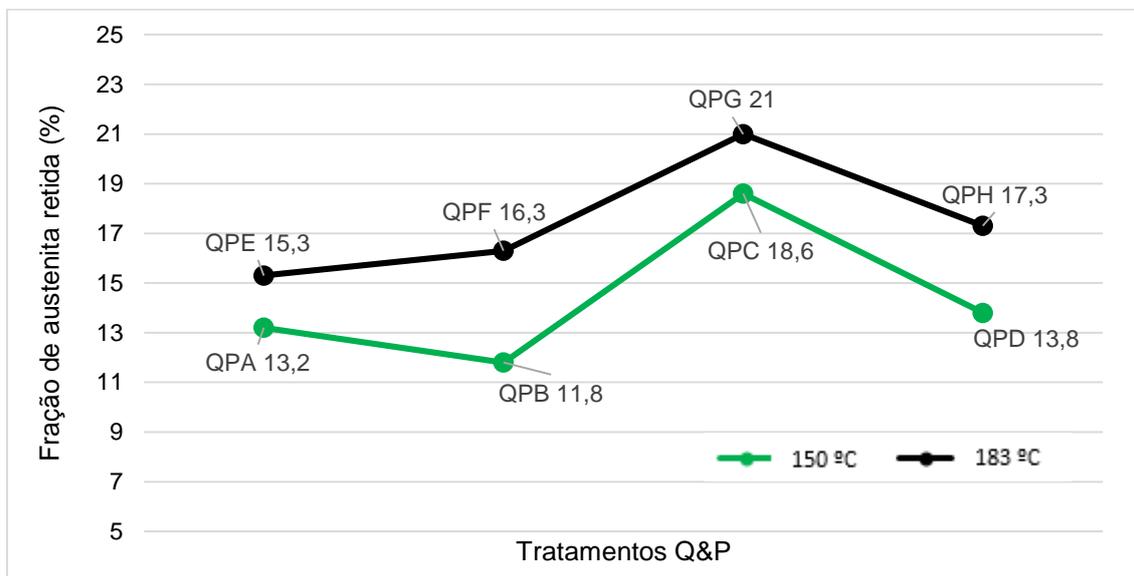
Fonte: Elaborado pelo autor

Por meio da Figura 41, também é possível observar que, para a temperatura de particionamento de 400°C, quando o tempo de particionamento aumentou de 60 para 1200 segundos, ocorreu uma redução significativa na quantidade de austenita retida, enquanto que na temperatura de 280°C ocorreu tanto um aumento (pequeno) quanto uma redução (pequena) na fração dessa fase, o que dependeu da temperatura de têmpera parcial utilizada. A tendência de redução na fração de austenita retida com o aumento do tempo sugere a existência concomitante de outros fatores metalúrgicos, além da migração do carbono da martensita para a austenita durante particionamento, como, por exemplo, o revenimento.

A Figura 42 apresenta o efeito da temperatura de têmpera parcial na fração de austenita retida. Nessa figura, os tratamentos Q&P estão divididos em dois grupos, conforme a temperatura de têmpera parcial, e dispostos de maneira sequencial de modo que as temperaturas e o tempo de particionamento sejam os mesmos (QPA com QPE, QPB com QPF, QPC com QPG e QPD com QPH) a fim de direcionar a análise apenas para o efeito da temperatura de têmpera

parcial. Os valores individuais da fração de austenita retida são informados após a denominação de cada grupo de tratamento.

Figura 42 – Efeito da temperatura de têmpera parcial na fração de austenita retida em tratamentos Q&P



Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se, de maneira muito nítida, que os tratamentos realizados com têmpera parcial de 183°C alcançaram maiores frações de austenita retida do que os tratamentos realizados com têmpera parcial de 150°C, indicando que uma maior fração inicial de austenita presente na temperatura de têmpera parcial de 183°C (50% contra 35% na temperatura de têmpera parcial de 150°C) possibilitou que ao final do tratamento uma maior fração também permanecesse.

A análise da fração de austenita retida em função da temperatura de têmpera parcial é complementada pelos dados apresentados na Tabela 35. Por meio dessa tabela, observa-se que, embora a fração de austenita retida com tratamentos na temperatura de têmpera parcial de 183°C tenha sido maior em valores absolutos quando comparados com os tratamentos Q&P realizados com temperatura de têmpera parcial de 150°C, a capacidade de retenção ou fração relativa de austenita retida (percentual de austenita retida proveniente da relação entre austenita retida ao final do tratamento em relação à austenita teoricamente presente calculada a partir da equação de Koistinen-Marburguer, Equação 1) é maior quando a têmpera parcial é realizada a 150°C (41% na média). Essa

observação sugere a tendência de que frações menores de austenita na têmpera parcial são capazes de receber mais carbono durante particionamento, o que converge com cálculos termodinâmicos (item 2.3) e indica que deve haver uma temperatura ideal de têmpera parcial que apresente uma quantidade de austenita retida suficientemente elevada e que ao mesmo tempo seja capaz de produzir maior retenção ou permanência ao final do tratamento para cada tipo de aço cujo tratamento Q&P seja aplicável.

Tabela 35 – Comparativo entre os percentuais de austenita retida ao final dos tratamentos Q&P em relação à quantidade de austenita teoricamente presente na têmpera parcial nas temperaturas de 183 e 150°C

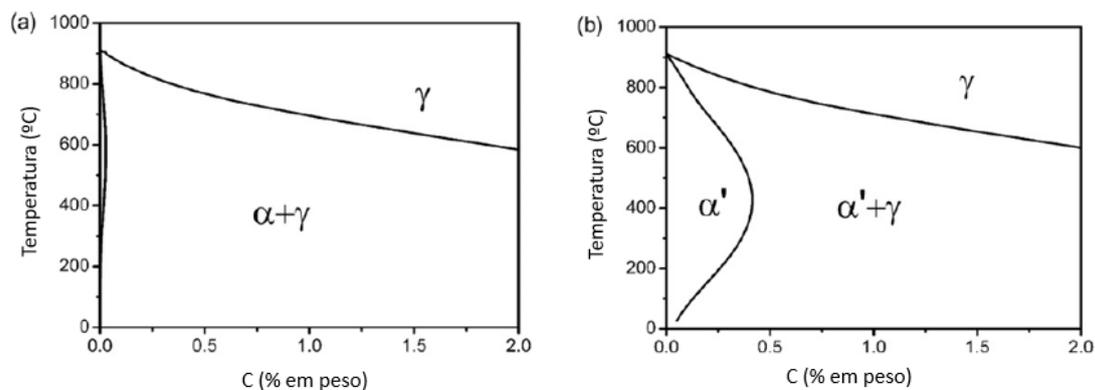
Temperatura de têmpera parcial	% de Martensita teórica (projetada) presente na têmpera parcial (*)	% de Austenita teórica (projetada) presente na têmpera parcial (Ai) (*)	Tipo de Tratamento Q&P	% de austenita retida verificada ao final do tratamento Q&P (Af)	Fração relativa de austenita que permaneceu: Percentual de austenita retida ao final do tratamento em relação à austenita teórica presente na têmpera parcial (Af/Ai x 100)
183°C	50	50	QPG	21,5	43,0
			QPH	17,3	34,6
			QPF	16,3	32,6
			QPE	15,3	30,6
			Média		
150°C	65	35	QPC	18,6	53,1
			QPD	13,8	39,4
			QPB	11,8	33,7
			QPB	13,2	37,7
			Média		

(*) Valor teórico calculado a partir da Equação 1 – Equação de Koistinen-Marburguer

O fato de o valor teórico para a quantidade final de fração de austenita retida conforme apresentado nas Tabelas 5, 6 e 35 e item 3.3.2.2 ser inferior aos valores encontrados na prática para os tratamentos Q&P encontra algumas explicações na literatura: a) ocorrência de precipitação de cementita e/ou b) pelo fato de átomos de carbono ficarem presos nas discordâncias durante etapa de particionamento conforme indicado no trabalho de Clarke (2006), e/ou c) os estudos de Jang e colaboradores (JANG; BHADSHIA; SUH, 2013), ao se referirem ao fenômeno do particionamento, apontam que o equilíbrio do carbono

entre a ferrita e a austenita não segue o previsto nos diagramas Fe-C tradicionais, visto que a ferrita, ao se encontrar supersaturada de carbono na etapa de particionamento, não está na condição cúbica de corpo centrado, e sim tetragonal de corpo centrado, alterando a condição de equilíbrio entre essas fases. Esse novo equilíbrio foi calculado por Jang *et al.* e é apresentado na Figura 43 (BHADESHIA, 2013).

Figura 43 – (a) Diagrama binário do sistema Fe-C tradicional; (b) Diagrama Fe-C para condição de equilíbrio entre austenita e ferrita tetragonal abaixo da temperatura crítica conforme base de dados do TCFE (banco de dados do software ThermoCalc 6.2); (α) ferrita CCC, (γ) austenita FCC; (α') ferrita tetragonal (TCC)



Fonte: BHADESHIA, 2013

Com a finalidade de verificar se a proposição de Jang e colaboradores (JANG; BHADESHIA, SUH, 2013; BHADESHIA, 2013) apresenta coerência com os resultados obtidos de fração de austenita nos experimentos Q&P estudados, foi realizada uma simulação para a situação de têmpera parcial de 183°C (uma das temperaturas utilizada no presente estudo) conforme segue: considerando essa temperatura de têmpera parcial, teríamos para o aço SAE 9260 frações de 50% de austenita e 50% de martensita (Tabela 6); nessa condição, tendo o aço sido particionado à temperatura de 400°C, o carbono da ferrita tetragonal (martensita) apresentaria 0,42% (obtido por interpolação da Figura 43b) de solubilidade máxima; nessa situação, a fração de 50% de austenita apresentaria 0,78% de carbono, mantendo o equilíbrio de massa; esse percentual de carbono mais elevado, por sua vez, diminui a temperatura M_s para 171°C (conforme equação do gráfico da Figura 23); ao resfriar até a temperatura ambiente (20°C), pela utilização da equação de Koistinen-Marburger (Equação 1),

permaneceriam 19% (da fração de 50%) de austenita retida, o que resultaria no final em aproximadamente 9,5% de austenita retida. A Tabela 36 apresenta os resultados da fração teórica de austenita retida, calculada com base no mesmo raciocínio exposto anteriormente, o qual considera a solubilidade máxima do carbono na ferrita tetragonal (conforme Figura 43b) ao final do tratamento para essa situação de solubilidade para demais temperaturas de têmpera parcial e de particionamento do presente estudo.

Tabela 36 – Fração de austenita retida teórica calculada com base no equilíbrio entre a ferrita tetragonal e austenita conforme exposto por Badheshia e colaboradores e constante na Figura 45b

Temperatura de têmpera parcial (°C)	183		150	
Fração de martensita calculada por meio da equação de Koistine-Marburguer (f_m)	50%		65%	
Fração de austenita calculada por meio da equação de Koistine-Marburguer (f_a)	50%		35%	
Temperatura de particionamento (°C)	400	280	400	280
Percentual de carbono em equilíbrio com a ferrita tetragonal (martensita) conforme Figura 45 (C_m)	0,42	0,36	0,42	0,36
Percentual de carbono na austenita para manter o equilíbrio de massa (C_y)	0,78	0,84	0,93	1,05
Temperatura M_s calculada em função do novo percentual de carbono na austenita C_y	171	144	105	52
Fração de austenita retida da fração f_a que permanece à temperatura de 20°C (%) – Equação da Figura 25	19	26	39	70
Fração de austenita retida teórica resultante calculada considerando a solubilidade máxima do carbono na ferrita tetragonal conforme Figura 45 (%)	9,5	13,0	13,7	24,5

Comparando os resultados da Tabela 36 (valores teóricos calculados considerando o equilíbrio entre ferrita tetragonal e austenita conforme Figura 45) com os valores reais obtidos por difração de raios-X, observa-se, de maneira genérica, que a ordem de grandeza de valores apresenta alguma coerência (embora grosseira), de modo que a proposta de Jang e colaboradores pode ser considerada apenas como parte da explicação do fato de a austenita presente na temperatura de têmpera parcial não ser mantida após final do tratamento. Como são muitas as variáveis envolvidas, observa-se também que outros fatores metalúrgicos estão agindo concomitantemente.

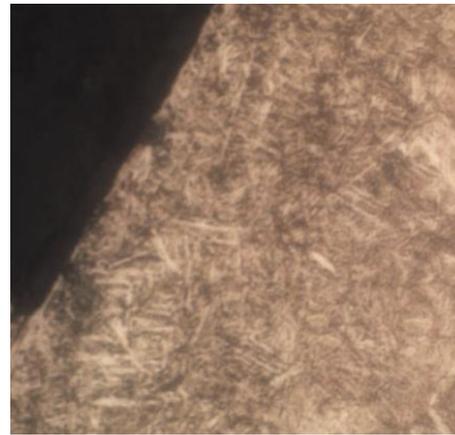
4.7 RESULTADOS DA ANÁLISE METALOGRÁFICA

A Figura 44 apresenta a metalografia da periferia de um corpo de prova de tratamento térmico de têmpera e revenimento e outro de tratamento de têmpera e particionamento escolhidos de maneira aleatória para verificar se o sistema de proteção com gás argônio foi bem-sucedido no sentido de evitar decarbonetação durante experimentos.

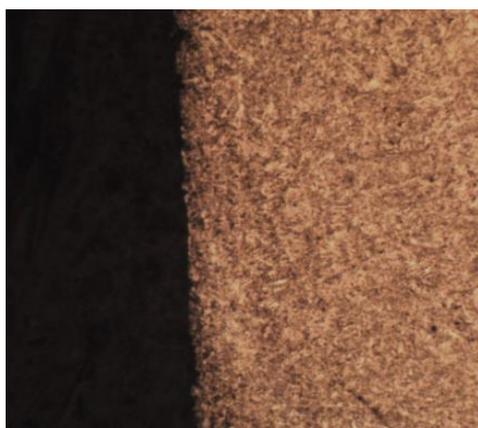
Figura 44 – Microestrutura da periferia dos corpos de prova de alguns tratamentos/experimentos: (a) tratamento térmico de austêmpera AUJ com aumento de 100X; (b) tratamento térmico de austêmpera AUJ com aumento de 400X; (c) tratamento térmico de têmpera e particionamento QPD com aumento de 100X; (d) tratamento térmico de têmpera e particionamento QPD com aumento de 400X; ataque Nital



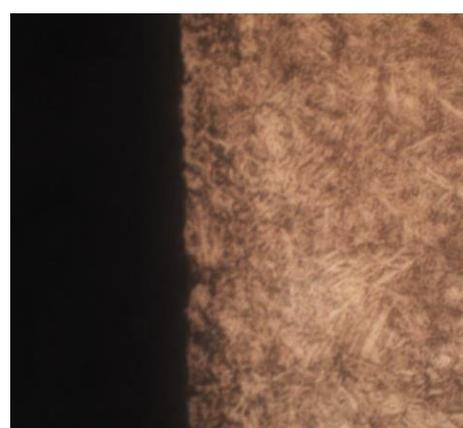
(a)



(b)



(c)



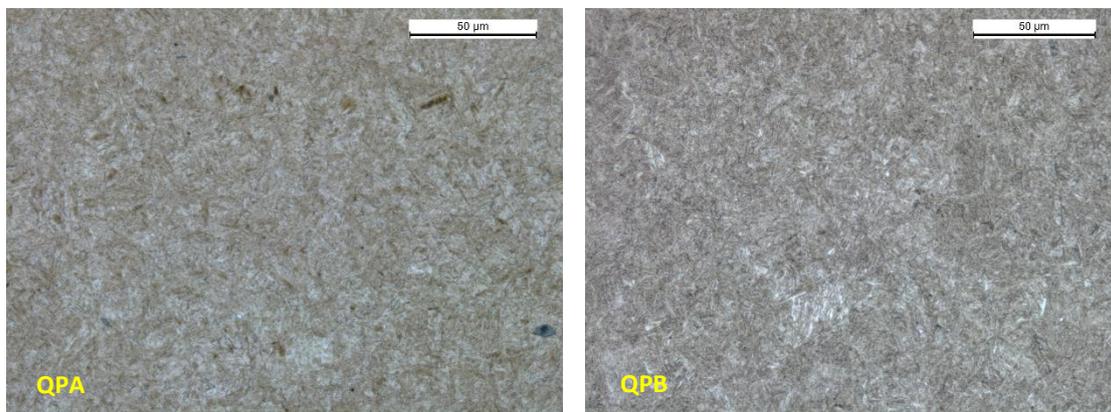
(d)

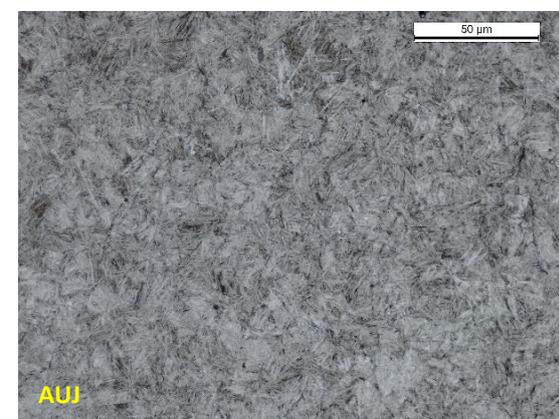
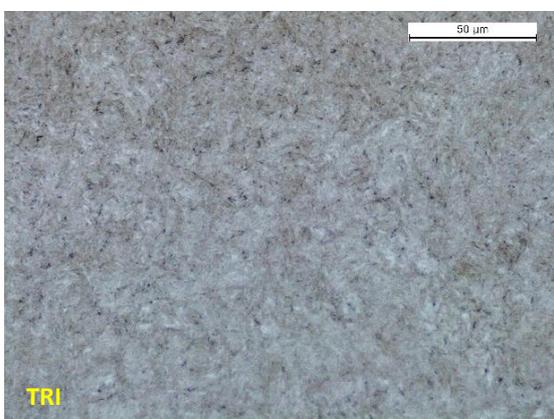
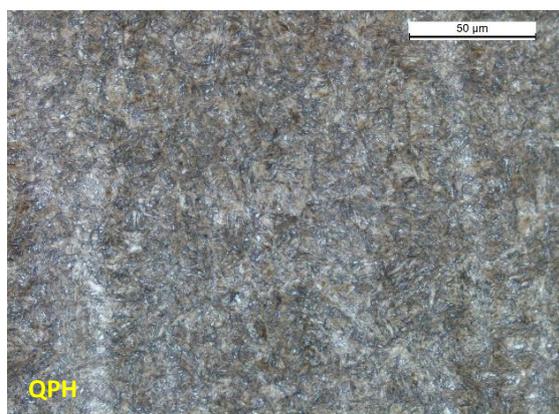
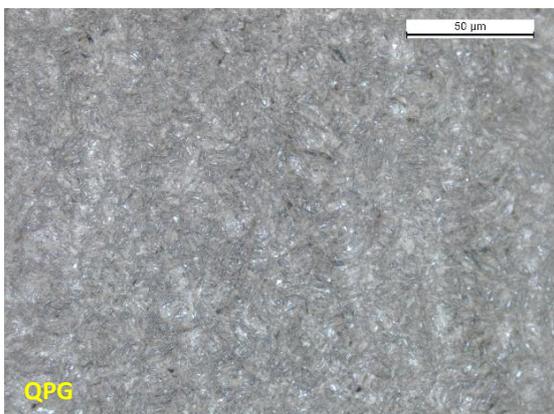
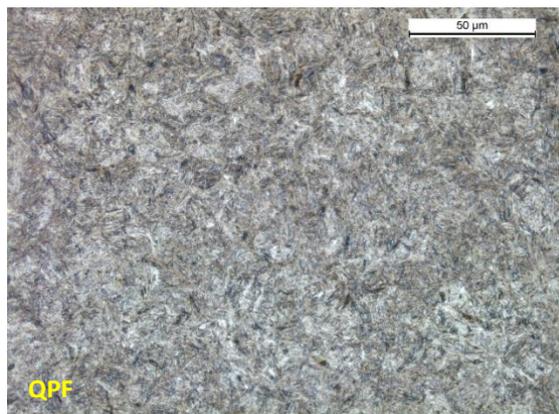
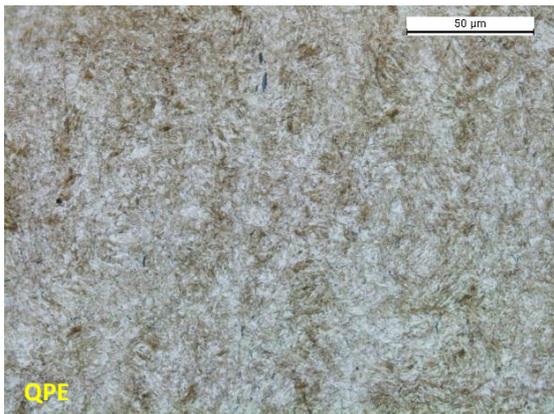
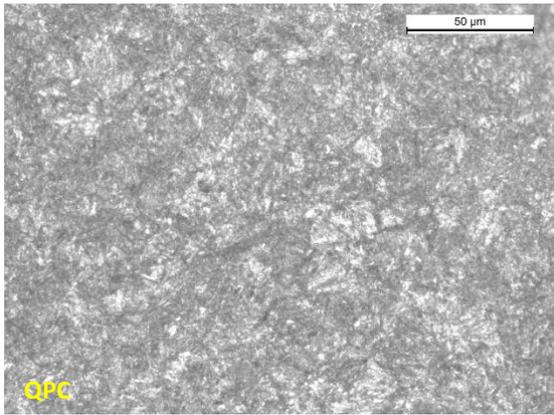
Fonte: Elaborado pelo autor

As metalografias evidenciam que não foi detectada descarbonetação superficial, concluindo que a atmosfera protetiva utilizada para os tratamentos térmicos foi apropriada.

A Figura 45 apresenta a microestrutura da região do núcleo de cada um dos grupos de tratamento/experimento. Os tratamentos térmicos convencionais estão de acordo com a estrutura objetivada tendo-se obtido martensita revenida para o tratamento térmico de têmpera e revenimento e bainita e martensita para o tratamento térmico de austêmpera. As microestruturas dos tratamentos térmicos de têmpera e particionamento apresentaram essencialmente martensita/bainita inferior (a distinção entre ambas é difícil pela microscopia óptica utilizada, o que está de acordo com o exposto por Bramfitt, 2002, p. 38), sendo também evidenciada pequena presença de austenita retida em formato poligonal nas amostras QPC, QPF, QPG, QPH. Nas demais amostras dos tratamentos Q&P, assim como nos tratamentos convencionais, não foi evidenciada a presença de austenita retida, por metalografia óptica, diferentemente do verificado por difração de raios-X. A razão para esse fato, possivelmente, está relacionada com o fato de o nível de austenita não ser suficientemente elevado. A austenita retida é usualmente observada por metalografia óptica quando em níveis da ordem de 15% ou mais (HERRING, 2005).

Figura 45 – Microestrutura da região do núcleo dos experimentos (a) QPA; (b) QPB; (c) QPC; (d) QPD; (e) QPE; (f) QPF; (g) QPG; (h) QPH; (i) TRI; (j) AUJ; ataque Nital





Fonte: Elaborado pelo autor

4.8 DISCUSSÃO GERAL DOS RESULTADOS

No presente item, é apresentada a discussão dos resultados considerando o inter-relacionamento entre valores obtidos nos diferentes ensaios realizados sob a óptica dos seguintes tópicos: comparativo entre os tratamentos térmicos convencionais e os tratamentos Q&P; comparativo entre os tratamentos Q&P relacionados com os parâmetros de processo utilizados e, finalmente, o efeito mais específico da fração de austenita retida nas propriedades mecânicas dos tratamentos Q&P. Ao longo dos tópicos, foram acrescentadas comparações com resultados obtidos em outras pesquisas quando apropriado.

4.8.1 Tratamentos Q&P versus tratamentos térmicos convencionais

Os valores de dureza e resistência à tração dos tratamentos convencionais ficaram no intervalo dos valores obtidos com os tratamentos Q&P (evidenciado por meio da Figura 27), o que torna as comparações mais adequadas sob o ponto de vista da combinação das propriedades mecânicas conforme comentado anteriormente.

Muitos tratamentos Q&P (QPG, QPH, QPC, QPF, QPB, QPD) apresentaram melhor combinação de resistência e ductilidade (PSE) que os tratamentos convencionais, conforme evidenciado na Figura 29. Alguns tratamentos Q&P (QPH, QPG, QPD) apresentaram valores mais elevados de tenacidade à fratura do que os tratamentos convencionais, conforme evidenciado na Figura 35. Esses três tratamentos Q&P também estão no grupo dos tratamentos que apresentaram valor mais elevado no indicador PSE (combinação de resistência e ductilidade) e um valor mais elevado para combinação de resistência e tenacidade à fratura (PST). Os valores mais elevados para a combinação de resistência, ductilidade e tenacidade para esse grupo de tratamentos Q&P do aço SAE 9260 sugerem que existe um potencial para ampliação do seu emprego industrial, como por exemplo em situações que necessitam de dureza elevada e uma boa tenacidade como o campo de aplicação dos aços resistentes ao choque (grupo da série “S” da norma SAE), ferramentas pneumáticas, formões, guilhotinas, facas para corte de madeira e

lâminas que operam sob golpes ou impacto. (SCULIMBRENE, 2015; SHARMA, 2004)

O aspecto positivo da combinação de propriedades mecânicas dos tratamentos Q&P em relação aos tratamentos convencionais foi associado com a maior fração de austenita retida (evidenciado por meio da Figura 40) integrada com o menor teor de carbono de boa parte da martensita gerada na têmpera parcial – embora o carbono presente em cada fase não tenha sido medido, este fato pode ser inferido devido a maior fração de austenita retida presente na temperatura ambiente a qual é somente possível se o seu teor de carbono fosse mais elevado que o carbono original do aço conforme mostrado ao longo do item 3.3.2.2 e em especial na Figura 23.

Uma abordagem específica a respeito dos efeitos da austenita retida é tratada de maneira mais completa no item 4.8.3.

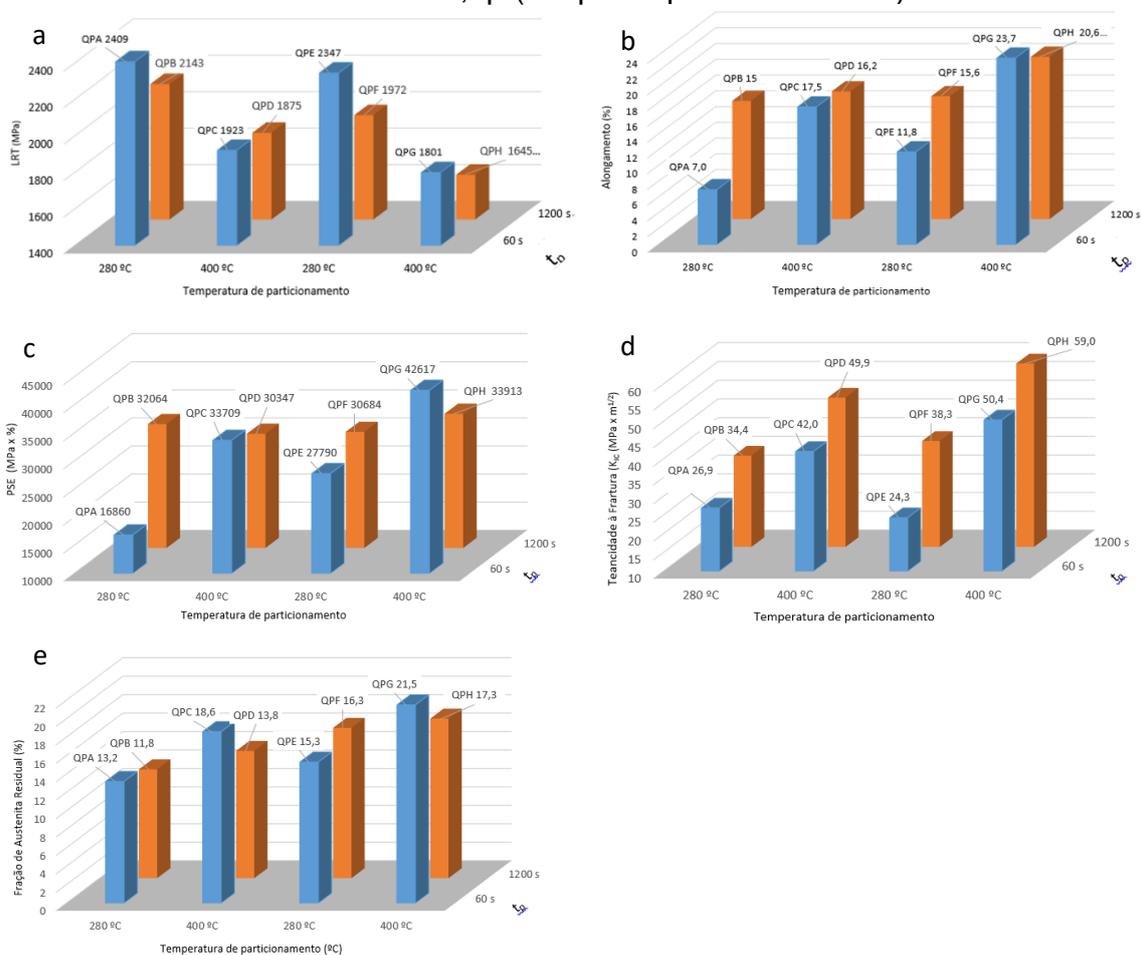
Cabe ressaltar que, devido às propriedades particulares do aço SAE 9260, por apresentar elevada presença de silício, em um tratamento térmico de austêmpera também pode ocorrer um enriquecimento de carbono da austenita e uma fração vir a permanecer na temperatura ambiente (LINDSTRÖN, 2006); a quantidade de austenita retida, por sua vez, dependerá também das temperatura e tempo utilizados no processo de austêmpera, de modo que os valores de resistência, ductilidade e tenacidade poderão ser alterados, levando a concluir que não é possível afirmar por meio deste estudo que o tratamento Q&P seja superior ao tratamento de austêmpera com relação à combinação de propriedades mecânicas para o aço SAE 9260.

É importante também acrescentar que o tratamento de têmpera e revenimento apresentou um limite de escoamento superior a todos os tratamentos Q&P, o que significa que, em aplicações nas quais essa propriedade seja o mais relevante, esse tratamento convencional ainda seria o mais apropriado. Nesse contexto, em produtos como molas, em que o limite elástico é importante, a questão do valor do limite de escoamento tem que ser observada quanto a sua aplicação, embora também, a propriedade como tenacidade (MARTÍNEZ *et al.*, 2010) não possa deixar de ser considerada.

4.8.2 Comparação entre os tratamentos Q&P em função dos parâmetros de processo

Para facilitar a visualização do efeito do tempo e da temperatura de particionamento nos diferentes parâmetros como resistência, alongamento, PSE, tenacidade à fratura e fração de austenita retida, os gráficos das Figuras 30, 31, 38 e 41 estão sendo reapresentados em conjunto na Figura 46.

Figura 46 – Efeito do tempo e da temperatura de particionamento nos parâmetros: (a) LRT, (b) Alongamento, (c) PSE, (d) tenacidade à fratura e (e) austenita retida; tp (tempo de particionamento)



Fonte: Elaborado pelo autor

4.8.2.1 Efeito do aumento do tempo de 60 para 1200 segundos

A Tabela 37, com base nos dados da Figura 46, apresenta um resumo do que ocorre quando o tempo de particionamento aumenta de 60 para 1200 segundos tanto para as temperaturas de particionamento de 280 como de 400°C.

Tabela 37 – Efeito do aumento do tempo de particionamento de 60 para 1200 segundos na resistência (LRT), alongamento, PSE, tenacidade à fratura e fração de austenita retida

Parâmetro	Temperatura de particionamento	
	280°C	400°C
LRT	Diminui	Diminui
Alongamento	Aumenta	Diminui
PSE	Aumenta	Diminui
Tenacidade à fratura	Aumenta	Aumenta
Fração de austenita retida	Diminui para temperatura de têmpera parcial de 150°C e aumenta para temperatura de 183°C	Diminui

Para a temperatura de 280°C, o aumento do valor de PSE e da tenacidade à fratura foi associado principalmente com a ocorrência do revenimento concomitantemente com o particionamento, visto que houve redução da resistência (LRT) com um aumento pronunciado do alongamento, e a fração de austenita retida foi pouco alterada.

Para a temperatura de 400°C, o aumento do tempo proporcionou um aumento da tenacidade à fratura, mas uma redução no valor de PSE. Como houve uma redução na fração de austenita retida, entendeu-se que a principal razão para o aumento da tenacidade está vinculada principalmente com a maior intensidade do revenimento que estaria ocorrendo concomitantemente com o particionamento e/ou com uma eventual formação de bainita. A redução no valor de PSE (redução tanto de LRT quanto do alongamento) está vinculada com a intensidade do revenimento (redução de LRT) e com a redução na fração de austenita retida, que ocorre com tempos mais prolongados de particionamento, ocasionando a redução do alongamento. A hipótese levantada no item 4.4 de aumento da fração de austenita retida com o aumento do tempo de particionamento pode assim ser descartada. Esses resultados convergiram com os estudos ou as citações de vários pesquisadores (DE MOOR *et al.*, 2008; ALMALKI; EDMONDS, 2012; EDMONDS; MATLOCK; SPEER, 2011; SPEER; DE MOOR; CLARKE, 2015) e, em especial, com o estudo realizado por Acharya (2018) com um aço similar como o SAE 9255.

Com relação aos valores verificados da fração de austenita residual, esse estudo de Acharya apresentou valores muito próximos para a temperatura de particionamento de 280°C com um tempo de 900 segundos (aproximadamente 16%) com o tratamento QPF (temperatura e tempo de particionamento de 280°C/1200 segundos) em que foi verificado 16,3%. O estudo de Acharya, contudo, não incluiu testes com tempos de particionamento inferiores a 900 segundos, de modo que os valores da fração de austenita retida foram inferiores (6 a 16%) aos encontrados no presente trabalho.

Devido à diferença de comportamento entre as temperaturas de particionamento de 280 e 400°C para um aumento no tempo de 60 para 1200 segundos, fica claro que o efeito destes parâmetros — temperatura e tempo de particionamento — tem que ser observado no seu conjunto e não individualmente.

4.8.2.2 Efeito do aumento da temperatura de particionamento de 280 para 400°C

A Tabela 38, com base nos dados da Figura 46, apresenta um resumo do que ocorre quando a temperatura de particionamento aumenta de 280 para 400°C para os tempos de 60 e 1200 segundos.

Tabela 38 – Efeito do aumento da temperatura de particionamento de 280 para 400°C na dureza, PSE, tenacidade à fratura e fração de austenita retida

Parâmetro	Tempo de particionamento	
	60 segundos	1200 segundos
LRT	Diminui	Diminui
Alongamento	Aumenta	Aumenta
PSE	Aumenta	Diminui para temperatura de têmpera parcial de 150°C e aumenta para temperatura de 183°C
Tenacidade à fratura	Aumenta	Aumenta
Fração de austenita residual	Aumenta	Aumenta

O LRT diminuiu e o alongamento aumentou para ambos os tempos de particionamento (60 e 1200 segundos). Entendeu-se que as principais razões que contribuíram para esse comportamento para um tempo de 1200 segundos

foram tanto o aumento da fração de austenita retida quanto a intensidade do revenimento concomitantemente com o particionamento; por outro lado, para um tempo menor de particionamento (60 segundos), foi entendido que a razão principal para a redução de LRT e um aumento do alongamento está relacionada com a maior fração de austenita retida e nesse caso a influência da intensidade do revenimento foi secundária, visto que o tempo de processo é muito curto.

A tenacidade à fratura segue um comportamento inverso ao do LRT, ou seja, a tenacidade à fratura aumentou com a redução da resistência e a explicação segue as mesmas razões apontadas anteriormente.

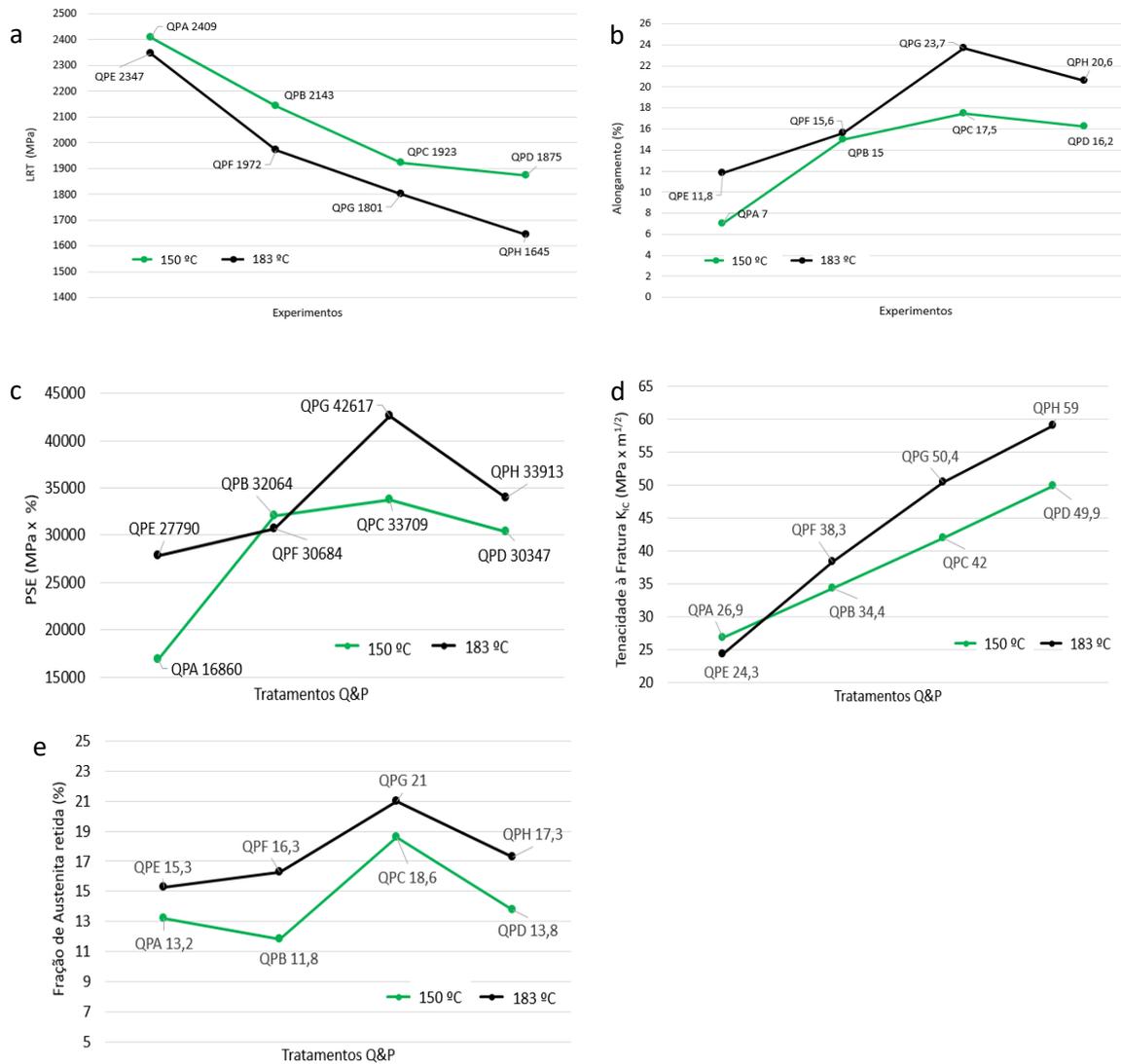
A fração de austenita retida aumentou com o crescimento da temperatura de particionamento, possivelmente pelo fato de preponderar a maior facilidade de migração do carbono da martensita para a austenita (devido ao aumento da temperatura).

O valor de PSE cresceu com o aumento da temperatura para o tempo de particionamento de 60 segundos. Esse comportamento do PSE está relacionado com o aumento da austenita retida e secundariamente com a intensidade do revenimento. Para o tempo de particionamento de 1200 segundos, o valor de PSE aumentou ou diminuiu conforme a temperatura de têmpera parcial utilizada. O efeito no valor de PSE também esteve relacionado tanto com a intensidade do revenimento quanto da fração de austenita retida.

4.8.2.3 Efeito da temperatura de têmpera parcial

A fim de avaliar o efeito da temperatura de têmpera parcial nos diferentes parâmetros como resistência, alongamento, PSE, tenacidade à fratura e fração de austenita retida, os gráficos das Figuras 32, 33, 39 e 42 foram reapresentados em conjunto na Figura 47.

Figura 47 – Efeito da temperatura de têmpera parcial nos parâmetros (a) LRT, (b) alongamento, (c) PSE, (d) tenacidade à fratura e (e) fração de austenita retida



Fonte: Elaborado pelo autor

A Tabela 39, com base nos dados da Figura 47, apresenta um resumo do que ocorre quando aumenta a temperatura de têmpera parcial de 150 para 183°C.

Tabela 39 – Efeito do aumento da temperatura de têmpera parcial de 150 para 183°C na resistência, alongamento, PSE, tenacidade à fratura e fração de austenita retida

Parâmetro	Efeito do aumento da temperatura de têmpera parcial de 150 para 183°C
Resistência	Diminui
Alongamento	Aumenta
PSE	Aumenta (exceção tratamento com temperatura de particionamento de 280°C e tempo de 1200 segundos – QPF)
Tenacidade à fratura	Aumenta (exceção tratamento com temperatura de particionamento de 280°C e tempo de 60 segundos – QPE)
Fração de austenita retida	Aumenta

Os tratamentos Q&P realizados com têmpera parcial de 183°C (50% de frações projetadas de austenita e martensita) apresentaram menor resistência que os tratamentos realizados com têmpera parcial de 150°C (projetados 35% e 65% de austenita e martensita respectivamente) e tendência de maior PSE e maior tenacidade à fratura. Verificou-se que as hipóteses levantadas no item 4.4 para essa situação foram comprovadas:

- menor fração de martensita ao final do processo, evidenciada pela maior fração de austenita retida com têmpera parcial de 183°C;
- menor teor de carbono da fração de martensita gerada na têmpera parcial de 183°C (inferido pelo fato de apresentar maior fração de austenita retida e por isso a martensita existente durante o particionamento ter “perdido” mais carbono), o que está de acordo com o modelo teórico comentado no item 2.3).

A tenacidade à fratura apresentou um comportamento inverso ao da resistência, ou seja, os tratamentos Q&P com temperatura de têmpera parcial de 183°C apresentaram maior tenacidade à fratura – com exceção do tratamento QPE (em relação ao QPA), que nesse caso apresentou o valor da tenacidade ligeiramente inferior ($\Delta = 2,6 \text{ MPa} \times \text{m}^{1/2}$). O comportamento da tenacidade poderia ser explicado pelos mesmos motivos apontados para a resistência.

Os valores de PSE também foram menores para a temperatura de têmpera parcial de 150°C — com exceção do tratamento QPB (em relação a QPF), embora apresentando uma pequena diferença de valores (1380 MPa x %). O comportamento do PSE segue a mesma linha de raciocínio exposta nos dois parágrafos anteriores.

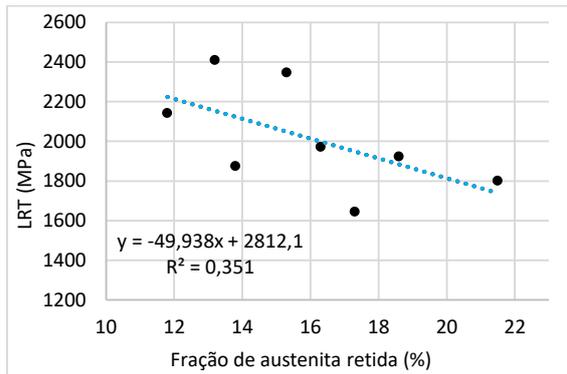
Foi verificado um maior valor na fração de austenita retida quando a temperatura de têmpera parcial aumentou de 150 para 183°C para todas as combinações de temperatura/tempo de particionamento testadas. Esses resultados convergiram em parte com os estudos também do aço SAE 9260 realizados por Wolfram (2014), nos quais foi observado um aumento da fração de austenita retida somente para um tempo de 30 segundos de particionamento; para tempos maiores de particionamento (240 e 900 segundos), a fração de austenita retida permaneceu aproximadamente estável. No estudo de Wolfram, foi obtida uma fração de austenita residual máxima (24,9%), um pouco superior a do presente estudo (21,5%).

4.8.3 Efeito da austenita retida nas propriedades mecânicas dos tratamentos Q&P

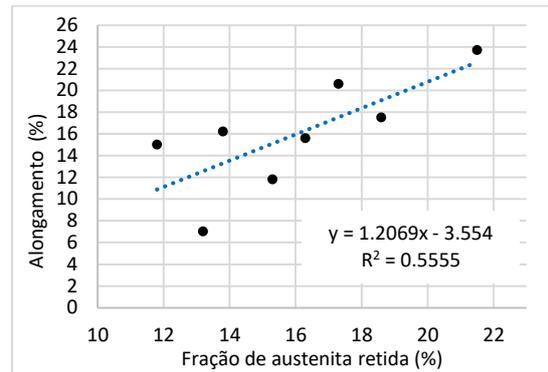
A Figura 48 apresenta o efeito da austenita retida no LRT, no alongamento, no PSE e na tenacidade à fratura dos tratamentos Q&P, em que é observada uma fraca tendência linear (valores de “R” consideravelmente inferiores a 1), evidenciando que essa fase impactou apenas em parte nos resultados desses parâmetros.

Devido à dispersão de valores, fica visível que outros fatores metalúrgicos influenciaram nos resultados, como, por exemplo, o teor de carbono da martensita originada no resfriamento da temperatura de particionamento até a temperatura ambiente, a intensidade do revenimento (relacionado à temperatura e ao tempo de particionamento) e o próprio teor de carbono da austenita retida, bem como reações metalúrgicas ocorrendo durante o particionamento, como a decomposição da austenita conforme descrito em outras pesquisas (EBNER, 2019).

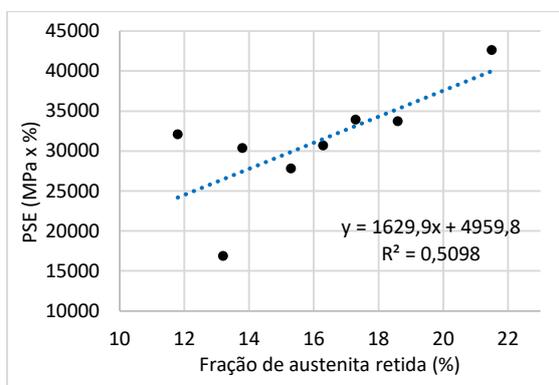
Figura 48 – Efeito da austenita retida em (a) LRT, (b) Alongamento, (c) PSE, (d) tenacidade à fratura para os experimentos com tratamento Q&P



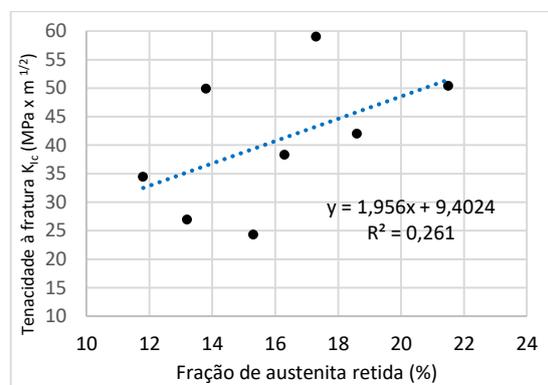
(a)



(b)



(c)



(d)

Fonte: Elaborado pelo autor

5 CONCLUSÕES

Tendo em vista a análise de todos os resultados dos tratamentos térmicos de têmpera e particionamento e convencionais do aço SAE 9260, foi possível concluir que:

- os valores obtidos para a fração de austenita retida são significativamente inferiores aos valores teóricos (encontrados valores na ordem de 30,6 a 53,1% menores) devido às reações metalúrgicas que ocorrem concomitantemente com o particionamento;
- o tratamento de têmpera e particionamento demonstrou ser dependente das variáveis temperatura de têmpera parcial, temperatura e tempo de particionamento, que conforme sua associação podem proporcionar uma combinação de resistência, ductilidade e tenacidade significativamente diferentes; temperaturas de têmpera parcial de 183°C e temperaturas de particionamento de 400°C apresentaram melhores resultados para combinação de resistência e ductilidade quando comparados com as temperaturas de têmpera parcial de 150°C e temperaturas de particionamento de 280°C; Os tempos de particionamento de 60 e 1200 segundos influenciam para esta combinação de resistência e ductilidade mas dependem da temperatura aplicada: para a temperatura de 400°C com o tempo maior (1200 segundos) houve uma redução do PSE;
- o tratamento Q&P com têmpera parcial de 183°C, temperatura de particionamento de 400°C e tempo de 60 segundos proporcionou o valor mais elevado para combinação de resistência e ductilidade (PSE de 42617 MPa x %), maior presença de austenita retida (21,5%) e o segundo maior valor de tenacidade à fratura ($K_{Ic} = 50,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) tendo se destacado como o mais positivo na combinação resistência/ductilidade/tenacidade entre os tratamentos Q&P aplicados, servindo como uma ótima referência para testes adicionais, visando uma melhoria ainda maior nestes resultados;

- frações significativas de austenita retida conseguiram ser alcançadas com os diversos tratamentos Q&P, tendo sido obtido valores no intervalo de 11,8 até um máximo de 21,5%;
- os tratamentos Q&P com as frações de austenita retida mais elevada tenderam a apresentar as melhores combinações de resistência, ductilidade e tenacidade à fratura, embora fatores como a intensidade do revenimento, que ocorre durante o particionamento, também contribuam nesse aspecto; alguns tratamentos de têmpera e particionamento proporcionaram a obtenção de combinações de resistência e ductilidade (PSE até 42617 MPa x %) e tenacidade à fratura (K_{Ic} até 59 MPa.m^{1/2}) significativamente superiores aos tratamentos térmicos convencionais praticados no presente estudo para o aço SAE 9260 (têmpera/revenimento e austêmpera – PSE máximo de 29163 MPa x % e K_{Ic} máximo de 42,4 MPa.m^{1/2}) tendo se atribuído como uma das razões a presença mais elevada nas frações de austenita retida;
- o limite de escoamento dos aços Q&P apresentou valor inferior ao da condição temperado e revenido, indicando que o tratamento Q&P não é tão interessante quando essa propriedade é muito relevante;
- a boa combinação de propriedades mecânicas obtida com alguns tratamentos Q&P do presente trabalho sugere que esse tratamento aplicado ao aço SAE 9260 apresenta um potencial interessante na prática industrial, podendo alcançar benefícios competitivos em relação aos tratamentos térmicos convencionais, indicando de maneira positiva a validade na realização de testes específicos de aplicação, como, por exemplo, no âmbito dos aços ferramentas que necessitam de elevada dureza e resistência ao choque;
- o tratamento térmico de têmpera e particionamento pode ser praticado industrialmente com facilidade em empresas que possuem fornos de banhos de sais e com custos similares ao de uma martêmpera e/ou austêmpera.

6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Em função da complexidade da pesquisa e das amplas possibilidades que o tratamento térmico de têmpera e particionamento permite, os seguintes trabalhos poderão contribuir para enriquecimento do tema estudado:

- verificação das propriedades mecânicas obtidas em tratamentos Q&P com aquecimento em temperatura intercrítica, avaliando o efeito adicional da presença do microconstituente ferrita;
- avaliação do comportamento do aço SAE 9260 com tratamento Q&P com relação à fadiga por meio de ensaios específicos;
- comparação dos tratamentos Q&P do aço SAE 9260 com tratamento térmico de austêmpera com diferentes parâmetros de tratamento térmico com ênfase no tempo na temperatura isotérmica;
- verificação do comportamento da tenacidade à fratura de tratamentos Q&P em temperaturas subzero, avaliando a estabilidade da austenita retida nessas temperaturas;
- desenvolvimento da técnica de verificação da quantidade de carbono presente na austenita retida, permitindo um estudo metalúrgico mais aprofundado da etapa de particionamento, combinado com estudo metalográfico por meio de microscopia eletrônica de varredura.

REFERÊNCIAS

- ACHARYA, P. P.; BHAT, R. Structure-Property Correlation of Quenching and Partitioning Heat Treated Silicon-Manganese Steel. **Silicon**, 11(3), p. 1525–1535, 2018.
- ACHARYA, P. P.; KUMAR, A.; BHAT, R. Microstructure and wear behavior of austempered high carbon high silicon steel. **Matec Web Conference**, 144, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1051/matecconf/201814402013>.
- ALHARBI, F. **Microstructure, crystallography and mechanical properties of low-Si TRIP steels**. 2014. 234 f. Thesis (Doctor of Philosophy) – University of Wollongong, 2014.
- ALMALKI, U.; EDMONDS, D. V. **Carbon saturation of austenite during the novel quenching and partitioning (Q&P) heat-treatment of steel**. Institute for Materials Research, University of Leeds, 2012.
- ALP, E. E.; WYNTER, C. I. **Proceedings of the 4th Nassau Mössbauer Symposium held in Garden City, New York, USA, 13–14 jan. 2006**.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **Elastic-Plastic Fracture Test Methods: The User's Experience**. v. 2, Baltimore, 1991.
- ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications**. 3. ed. USA, 2015.
- ANTAKI, G. A. **Piping and pipeline Engineering – Design, Construction, Maintenance, Integrity and Repair**, New York, Taylor & Francis e-Library, p. 75, 2005.
- ARLAZAROV, A. *et al.* Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels. **Materials Science & Engineering A**, p. 293–300, 2015.
- ARLAZAROV, A. *et al.* Influence of partitioning on mechanical behavior of Q&P steels. **Materials Science & Engineering A**, 661, p. 79–86, 2016.
- ASM Handbook. **Heat treating**. v. 4, ASM International, 2013.
- ASM Handbook. **Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys**. ASM International, v. 1, 1993.
- BAGLIANI, E. P. *et al.* Microstructure, tensile and Toughness properties after quenching and partitioning treatments of a medium-carbon steel. **Materials Science & Engineering A**, 559, p. 486–495, 2013.
- BHADESHIA, H. K. D. H. Carbon in Cubic and Tetragonal Ferrite. **Philosophical Magazine**, v. 93, n. 28–30, p. 3417–3429, 2013.
- BHADURI, A. **Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys**. Springer, Singapore, 2018.
- BHATTACHARYA, D. **Metallurgical perspectives on advanced sheet steels for automotive applications**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg and Metallurgical Industry Press, 2011.

BIGG, T. D. **Quenching and partitioning**: a new steel heat treatment concept. Thesis (Doctor of Philosophy) – The University of Leeds School of Process, Environmental, and Materials Engineering, Febr. 2011.

BILLUR, E.; DYKEMAN, J.; ALTAN, T. Three generations of Advanced High-strength steels for automotive applications – Part II. **Stamping Journal**, p. 12–13, 2014.

BRAMFITT, B. L. **Metallographer's Guide – Practices and Procedures for Irons and Steels**. ASM International, USA, 2002.

BROOKS, C. R. **Principles of the heat treatment of plain carbon and low alloy steels**. ASM International, 1996.

CALDERÓN, D. I. *et al.* Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties. **Materials Science and Engineering A**, 657, p. 136–146, 2016.

CALLISTER Jr., William D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 9. ed. 2014.

CAMPBELL, F. C. **Elements of Metallurgy and Engineering Alloys**. ASM International, 2008.

CAMPBELL, F. C. **Fatigue and Fracture** – understanding the basics. ASM International, 2012.

CANALE, L. C. F.; MESQUITA, R. A.; TOTTEN, G. E. **Failure Analysis of Heat Treated Steel Components**. ASM International, 2008.

CASALINO, G. **Advances in welding metal alloys, dissimilar metals and additively manufactured parts**. MDPI, 2018.

CES EduPack, software, Granta Design Limited, Cambridge, UK, 2009.

CHANDLER, H. (ed.) **Heat treater's guide**: practices and procedures for irons and steels. 2. ed. ASM International, 1995.

CHIANG, J. S. **Effect of microstructure on retained austenite stability and tensile behavior in an aluminum-alloyed TRIP steel**. 2012. 137 f. Thesis (Master of Applied Science) – Queen's University Kingston, Ontario, Canadá, 2012.

CHOI, S. K. *et al.* Determination of carbon distributions in quenched and partitioned microstructures using nano scale secondary ions mass spectroscopy. **Scripta Materialia**, 104, p. 79–82, 2015.

CHUNG, F. H.; SMITH, D. K. **Industrial applications of x-ray diffraction**. Taylor & Francis, 1999.

CLARKE, A. J. **Carbon Partitioning into austenite from martensite in a Silicon-containing high strength steel**. Thesis (Doctor of Philosophy in Metallurgical and Materials Engineering) – Colorado School of Mines, 2006.

CLARKE, A. J. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment. **Acta Materialia**, p. 16–22, 2008.

DAI, Z. *et al.* Elucidating the effect of Mn partitioning on interface migration and carbon partitioning during Quenching and Partitioning of the Fe-C-Mn-Si steels: Modeling and experiments. **Acta Materialia** **144**, p. 666–678, 2018.

DALWATKAR, R.; PRABHU, N.; SINGH, R. K. P. Effect of austempering temperature and time on mechanical properties of SAE 9260 steel. **6 th International Conference on Nano and Materials Science**, Apr., 2018.

DAVENPORT, M. Third-generation advanced high strength steel emerges. **Stamping Journal**, out. 2017.

DAVIES, J. R. **Surface hardening of steels**: understanding the basics. ASM International, 2002.

DE MOOR, E. *et al.* Effect of carbon and manganese on the quenching and partitioning response of CMnSi Steels. **ISIJ International**, v. 51, n. 1, p. 137–144, 2011.

DE MOOR, E. *et al.* Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels. **The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International**, 2008.

DE MOOR, E. *et al.* Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of martensitic steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 39A, nov. 2008.

DE MOOR, E. Quenching and Partitioning Process Development do Replace Hot Stamping of High Strength Automotive Steel. **U.S. DOE Advanced Manufacturing Office Peer Review Meeting – DE-EE00057865**, Washington, D.C., jun. 2016.

DE MOOR, E. Quenching and partitioning process development to replace hot stamping on high strength automotive steel. **U.S. DOE Advanced Manufacturing Office Peer Review Meeting**, Washington, D.C., may 2014.

DEMERI, M. Y. **Advanced high-strength steels**: Science, technology, and applications. ASM International, 2013.

DIEGO-CALDERÓN, I. de. *et al.* Effect of microstructure on fatigue behavior of advanced high strength steels produced by quenching and partitioning and the role of retained austenite. **Materials Science & Engineering A**, p. 215–224, 2015. Disponível em: www.elsevier.com/locate/msea.

DIEGO-CALDERÓN, I. de. *et al.* Global and local deformation behavior and mechanical properties of individual phases in a quenched and partitioned steel. **Materials Science & Engineering A**, p. 27–35, 2015. Disponível em: www.elsevier.com/locate/msea.

DING, L. *et al.* Necking of Q&P steel during uniaxial tensile test with the Aid of DIC technique. **Chinese Journal of Mechanical Engineering**, v. 26, n. 3, 2013.

DOCOL. The 3rd Generation Advanced High Strength Steel Is Here, 2020. Disponível em: <https://www.ssab.com/products/brands/docol/automotive-insights/2017/the-3rd-generation-is-here>. Acesso em: 23 set. 2020.

- EBNER, S. *et al.* Austenite decomposition and carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatments studied via in-situ X-ray diffraction. **Materials and Design**, 178, 2019.
- EDMONDS, D. D. *et al.* Microstructural features of a new martensitic steel heat treatment: quenching and partitioning. **Materials Science Forum**, v. 539–543, p. 4819–4825, 2006.
- EDMONDS, D. V. *et al.* Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment. **Materials Science and Engineering A**, p. 25–34, feb. 2006.
- EDMONDS, D.; MATLOCK, D.; SPEER, J. The recent development of steels with carbide-free acicular microstructures containing retained austenite. **La Metallurgia Italiana**, n. 1, 2011.
- EPP, J.; HIRSCH, T.; CURFS, C. In situ x-ray diffraction analysis of carbon partitioning during quenching of low carbon steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43A, july 2012.
- ERICKSON, J. S.; LOW Jr., J. R. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. **Acta Metallurgica**, v. 7, 1959.
- FONSTEIN, N. **Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing, and properties**. USA, Chicago: Springer, 2015.
- GAO, G. *et al.* Enhanced ductility and toughness in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel: The great potential of ultrafine filmy retained austenite. **Acta Materialia**, p. 425–433, 2014. Disponível em: www.sciencedirect.com.
- Gerdau. **Composição química aço SAE 9260**. ed. 2003.
- GHAZVINLOO, H. R.; HONARBAKHSH-RAOUF, A. Effect of partitioning time on microstructural evolution of a C-Mn-Si steel in two-step quenching and partitioning process. **J. Mater. Environ. Sci**, 2014. Disponível em: <http://www.jmaterenvironsci.com>.
- GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte & Conformação de Metais**, dez. 2008.
- GORNI, A. A. **Steel Forming and Heat Treating Handbook**. Brasil, 2019.
- HAN, X. *et al.* Application of hot stamping process by integrating quenching & partitioning heat treatment to improve mechanical properties. **Procedia Engineering**, p. 1737–1743, oct. 2014. Disponível em: www.sciencedirect.com.
- HASHMI, M. S. J. **Comprehensive materials processing**. Elsevier, 2014.
- HERRING, H. D. A Discussion of Retained Austenite. **Industrial Heating**, p. 14–16 mar. 2005.
- HIDALGO, J.; FINDLEY, K. O.; SANTOFIMIA, M. J. Thermal and mechanical stability of retained austenite surrounded by martensite with different degrees of tempering. **Materials Science & Engineering A 690**, p. 337–347, 2017.
- HSU, T. Y. (Xu Zuyao); JIN, X. J.; RONG, Y. H. Strengthening and toughening mechanisms of quenching–partitioning–tempering (Q–P–T) steels. **Journal of Alloys and Compounds**, 577S, S568–S571, 2013. Disponível em: www.elsevier.com/locate/jallcom.

INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON NEW DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGH-STRENGTH SHEET STEELS, Colorado-USA, 23–27 june 2013.

JANG, J. H.; BHADESHIA, H. K. D. H.; SUH, D. Solubility of carbon in tetragonal ferrite in equilibrium with austenite. **Scripta Materialia**, p. 195–198, 2013.

JATCZAK, C. F.; LARSON, J. A.; SCHIN, S. W. Retained austenite and its measurements by x-ray diffraction. **Society of Automotive Engineers**, 1980.

JIRKOVÁ, H. *et al.* Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical of steel processed by the Q&P process. **Journal of Alloys and Compounds**, 615, p. 5163–5168, 2014.

JIRKOVÁ, H.; KUCEROVÁ, L.; MASEK, B. The effect of chromium on microstructure development during Q-P process. **Materials Today: Proceedings 2S**, p. S627–S630, 2015.

KAUSHISH, J. P. **Manufacturing processes**. 2. ed. New Delhi: PHI Learning, 2010.

KHURMI, R. S.; SEDHA, R. S. **Materials Science**. New Delhi: S. Chand & Company Ltd, 2014.

KIM, B.; SIETSMA, M. J.; SANTOFIMIA, M. J. The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite/austenite microstructures. **Materials & Design**, 127, p. 336–345, 2017.

KIM, H.; SUH, D.; KIM, N. Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. **Science and technology of advanced material**, 2013.

KOLK, A. J. **Is retained austenite controlling the mechanical properties of Q&P steels?**, 2014. 83 f. Master thesis. Department of Materials Science and Engineering at the Delft University of Technology, Aug. 2014.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. ASM International, 2005.

LI, Q.; HUANG, X.; HUANG, W. Microstructure and mechanical properties of a medium-carbon bainitic steel by novel quenching and dynamic partitioning (Q-D) process. **Materials Science & Engineering A**, p. 129–135, 2016. Disponível em: www.elsevier.com/locate/msea.

LINDSTRÖN, A. **Austempered High Silicon – Investigation of Wear Resistance in a Carbide Free Microstructure**, 2006. Master's Thesis – Department of Applied Physics and Mechanical Engineering – Division of Engineering Materials – Lulea University of Technology.

MAHESWARI, N. *et al.* Influence of alloying elements on the microstructure evolution and mechanical properties in quenched and partitioned steels. **Materials Science & Engineering A**, p. 12–20, 2014. Disponível em: www.elsevier.com/locate/msea.

MANDAL, G. *et al.* Effect of partial and full austenitization on microstructure and mechanical properties of quenching and partitioning steel. **Materials Science & Engineering A**, p. 56–64, 2016. Disponível em: www.elsevier.com/locate/msea.

MARTÍNEZ, A. *et al.* Development of a Correlation to estimate the fatigue strength for steels based on low-cost test. *Ciencia, Tecnología y Futuro*, v. 4, n. 2, p. 71–81, Colombia, 2010.

MARTINS, A. R. F. de A. **Têmpera e partição em aços de alta resistência contendo Ni**: modelagem cinética, microestrutura e propriedades mecânicas. 2007. 194 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

MASEK, B. *et al.* Material-technological modelling of various holding times at the partitioning temperature in AHSS with different alloying strategies. **Advances in Heterogeneous Material Mechanics**, 2011.

MEIGUI, O. *et al.* Influence of Cr content and Q-P-T process on the microstructure and properties of cold-coiled spring steel. **Journal of Alloys and Compounds**, 695, p. 43–54, 2017.

MOLA, J.; DE COOMAN, B. C. de. Quenching and partitioning (Q&P) processing of martensitic stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44A, Febr. 2013.

MOORE, P.; BOOTH, G. **The Welding Engineer's Guide to Fracture and Fatigue**. Woodhead Publishing, 2015.

MORRISON, T. **The Battle of the Bodies: Steel vs Aluminum in Automotive Production – Metal Treating Institute (MTI)**, 2018. Disponível em: <https://www.heattreat.net/blogs/tom-morrison/2018/03/22/the-battle-of-the-bodies-steel-vs-aluminum-in-auto>. Acesso em: 3 fev. 2020.

Norma ASTM International. Designation: E975 – 13. **Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation**, 2013.

PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. **Phase transformations in steels**. v. 2. Woodhead Publishing, 2012.

QU, H. **Paraequilibrium carbon partitioning and austenite stabilization**. 2011. 132 f. Master of Science – Department of Materials Science and Engineering, Case Western Reserve University, 2011.

RAGHAVAN, V. **Physical metallurgy**: principles and practice. 3. ed. 2015.

RAKHIT, A. K. **The essentials of material science and technology for engineers**, 2013.

REARDON, A. C. **Metallurgy for the non-metallurgist**. 2. ed. ASM International, 2011.

REID, B. D. Heat Treating: Salt Bath Heat Treating Rebounds. **Industrial Heating**, set. 2006.

SAMODAJEV, N. Advanced High Strength Steel (AHSS) for Stronger, Lighter and Safer Cars. **Matmatch**, 2019. Disponível em: <https://matmatch.com/blog/advanced-high-strength-steel-stronger-lighter-safer-cars/>. Acesso em: 23 jun. 2020.

SAMUELS, L. E. **Light Microscopy of Carbon Steels**. USA, ASM International, 1999.

SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; SIETSMA, J. Overview of Mechanisms Involved During the Quenching and Partitioning Process in Steels. **Metallurgical and Materials Transactions**, apr. 2011. Disponível em: springerlink.com.

SATIENDRA, S. Steels for Automotive Applications. **IspatGuru**, nov. 2015. Disponível em: <https://www.ispatguru.com/steels-for-automotive-applications/>. Acesso em: 23 jul. 2020.

SCULIMBRENE, A. Blade boot camp: A Buyer's Guide to choosing your knife. **Gear Junkie**, 2015.

SHARMA, R. C. **Engineering Materials: Properties and Applications of Metals and Alloys**. 2. ed. Índia, 2004.

SHARMA, R. C. **Principles of heat treatment of steels**. New Age International, 1996.

SMITH, E. H. **Mechanical Engineer's Reference Book**. 12. ed. Oxford, 1994.

SOUZA, S. A. de. **Composição química dos aços**. São Paulo: Edgard Blücher, 1989.

SPEER, J. *et al.* Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. **Acta Materialia** **51**, p. 2011–2622, 2003.

SPEER, J. *et al.* Quenching and partitioning: science and technology. **Advanced Steel Processing and Products Research Center**, July 2013.

SPEER, J. G. *et al.* Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, p. 219–237, sept. 2004. Disponível em: www.sciencedirect.com.

SPEER, J. G. *et al.* The “Quenching and partitioning” process: background and recent progress. **Materials Research**, v. 8, n. 4, p. 417–423, 2005.

SPEER, J. G.; DE MOOR, E.; CLARKE, A. J. Critical assessment 7: quenching and partitioning. **Materials Science and Technology**, v. 31, n. 1, 2015.

STAFF. **Colorado School of Mines**. Disponível em: <http://inside.mines.edu/MME-staff>. Acesso em: 30 set. 2016.

SUN, J.; YU, H. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. **Materials Science & Engineering A**, 2013.

TAMARELLI, C. M. AHSS 101: The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications. **Steel Market Development Institute**, 2011.

TARIQ, F.; BALOCH, R. A. One-step quenching and partitioning heat treatment of medium carbon low alloy steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, p. 1726–1739, May 2014.

TOJI, Y.; MIYAMOTO, G.; RAABE, D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. **Acta Materialia**, p. 137–147, 2015.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment – Metallurgy and Technologies**. 2. ed. Portland, USA, 2007.

- TOTTEN, G. E.; COLÁS, R. **Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys**. CRC Press, USA, 2016.
- TOTTEN, G. E.; HOWES, M. A. H. **Steel Heat Treatment Handbook**. New York: Marcel Dekker, 1997.
- US DEPARTMENT OF ENERGY. Energy efficiency & Renewable Energy. Quenching and partitioning process development to replace hot stamping of high strength automotive steel. **DOE/EE-0999**, mar. 2015. Disponível em: <http://energy.gov/eere/amo/downloads/quenching-and-partitioning-process-development-replace-hot-stamping-higt-strenght>. Acesso em: 12 jul. 2019.
- US Department of Energy. Quenching and partitioning process. **Energy efficiency & renewable energy**, mar. 2015.
- VAN DIJK, N. H. *et al.* Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. **Acta Materialia**, p. 5439–5447, 2005.
- VOORT, G. F. V. **Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels**. ASM International, 1991.
- WANG, C. Y. *et al.* Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel. **Materials Science and Engineering A**, p. 3442–3449, 2010.
- WANG, L.; FENG, W. **Development and application of Q&P sheet steels**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg and Metallurgical Industry Press, 2011.
- WANG, L.; SPEER, J. G. **Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment**. Metallography, Microstructure, and Analysis 2, p. 268-281, 2013.
- WANG, X. D.; GUO, Z. H.; RONG, Y. H. Mechanism exploration of an ultrahigh strength steel by quenching–partitioning–tempering process. **Materials Science and Engineering A**, p. 35–40, 2011. Disponível em: www.elsevier.com/locate/msea.
- WOLFRAM, P. C. **The Microstructural dependence of wear resistance in austenite containing plate steels**. 2013. Thesis (Master of Science) – Colorado School of Mines, 2014.
- WU, R. M.; WANG, L.; JIN, X. J. Thermal stability of austenite and properties of quenching & partitioning (Q&P) treated AHSS. **Physics Procedia**, p. 8–12, 2013. Disponível em: www.sciencedirect.com.
- YAN, S. *et al.* Comparative study on microstructure and mechanical properties of a C-Mn-Si steel treated by quenching and partitioning (Q&P) process after a full and intercritical austenitization. **Materials Science & Engineering A**, 684, p. 261–269, 2017.
- YAN, S. *et al.* Comparative study on microstructure and mechanical properties of a C-Mn-Si steel treated by quenching and partitioning (Q&P) processes after a full and intercritical austenitization. **Materials Science & Engineering A**, 684, p. 261–269, 2017. Disponível em: www.elsevier.com/locate/msea.
- ZHANG, K. *et al.* Ultrahigh strength-ductility steel treated by a novel quenching–partitioning–tempering process. **Materials Science & Engineering A**, Oct. 2014.

ZHAO, P. *et al.* The significance of ultrafine film-like retained austenite in governing very high cycle fatigue behavior in an ultrahigh-strength Mn–Si–Cr–C steel. **Materials Science & Engineering A**, p. 116–121, 2015. Disponível em: www.elsevier.com/locate/msea.

**APÊNDICE A – TABELA COM RESULTADOS DOS ENSAIOS DE
TENACIDADE PARA DIVERSOS AÇOS E TRATAMENTOS Q&P
CONSTANTES EM DIFERENTES ARTIGOS PESQUISADOS**

Aço	Parâmetros de processo dos tratamentos Q&P	Resultado de tenacidade			Referência
		Tenacidade à fratura (MPa.mm ^{1/2})	Tenacidade ao impacto	Tenacidade calculada por meio do ensaio de tração	
0,37% C 1,24% Si 0,85% Mn 1,18% Cr 0,02% Mo 0,01% P 0,01% S	Austenitização: 920°C Têmpera parcial em banho de sal a 200°C Particionamento a 200°C com tempos de 10, 100 e 1000 s	49 para t = 10 s 56 para t = 100 s 62 para t = 1000 s	13J/cm² para 10 s 22J/cm² para 100 s 30J/cm² para 1000 s Entalhe em V Dimensões: 55 x 10 x 5 mm		TARIQ; BALOCH, 2014
0,20% C 1,40% Si 1,65% Mn 1,30% Cu 1,50% Al 1,05% Ni 1,07% Co 0,014% P 0,006% S	Austenitização: 800°C Têmpera parcial em banho de sal a 345°C Particionamento na mesma temperatura e tempo de 30 min			199 MJ/m³	MANDAL <i>et al.</i> , 2016
	Austenitização: 930°C Têmpera parcial em banho de sal a 345°C Particionamento com tempo de 30 min			230 MJ/m³	
0,29% C 1,65% Si 1,22% Mn 1,62% Al	Austenitização: 1000/1060°C Têmpera parcial em banho de sal a 240°C Particionamento a 350°C por 1 min			48 MJ/m³	MAHESWARI <i>et al.</i> , 2014
0,26% C 0,41% Si 1,85% Mn 1,46% Al	Austenitização: 1060°C Têmpera parcial em banho de sal a 240°C Particionamento a 350°C por 1 min			113 MJ/m³	
0,22% C 1,06% Si 1,57% Mn 0,98% Al	Austenitização: 1060°C Têmpera parcial em banho de sal a 240°C Particionamento a 350°C por 1 min			188 MJ/m³	
0,40% C 1,78% Si 2,05% Mn 0,42% Cr	Austenitização: 880°C Têmpera parcial em banho de sal a 200°C Particionamento a 360°C por 45 min		83 J/cm² (SIC) Entalhe em V Dimensões: 55 x 10 x 10 mm		ZHAO <i>et al.</i> , 2015
0,28% C 1,41% Si 0,67% Mn 1,49% Cr 0,52% Mo	Austenitização: 970°C Têmpera parcial em banho de sal a 243°C Particionamento a 515°C por 20 s		68 J Entalhe em V		BAGLIANI <i>et al.</i> , 2013
	Austenitização: 952°C Têmpera parcial em banho de sal a 253°C Particionamento a 511°C por 20 s		66 J Entalhe em V		

	Austenitização: 929°C Têmpera parcial em banho de sal a 263°C Particionamento a 511°C por 20 s		68 J Entalhe em V		
	Austenitização: 954°C Têmpera parcial em banho de sal a 276°C Particionamento a 504°C por 2 s		55 J Entalhe em V		
	Austenitização: 941°C Têmpera parcial em banho de sal a 281°C Particionamento a 513°C por 20 s		33 J Entalhe em V		
	Austenitização: 934°C Têmpera parcial em banho de sal a 291°C Particionamento a 500°C por 2 s		54 J Entalhe em V		
	Austenitização: 949°C Têmpera parcial em banho de sal a 314°C Particionamento a 518°C por 2 s		30 J Entalhe em V		
	Austenitização: 959°C Têmpera parcial em banho de sal a 288°C Particionamento a 418°C por 100 s		61 J Entalhe em V		
0,30% C 1,40% Si 1,80% Mn 1,30% Cr 0,30% Mo	Austenitização: 900°C Têmpera parcial em banho de sal a 250°C Particionamento a 320°C por 40 min		90J Entalhe em U (profundidade de 2 mm e raio de 1 mm) Dimensões: 55 x 10 x 10 mm		LI; HUANG; HUANG, 2016
	Austenitização: 900°C Têmpera parcial em banho de sal a 190°C Particionamento a 320°C com 40 min para resfriamento contínuo até 260°C Revenimento a 280°C por 120 min		99J Entalhe em U (profundidade de 2 mm e raio de 1 mm) Dimensões: 55 x 10 x 10 mm		
	Austenitização: 900°C Têmpera parcial em banho de sal a 250°C Particionamento a 320°C com 40 min para resfriamento contínuo até 260°C Revenimento a 280°C por 120 min		108J Entalhe em U (profundidade de 2 mm e raio de 1 mm) Dimensões: 55 x 10 x 10 mm		
	Austenitização: 900°C Têmpera parcial em banho de sal a 280°C Particionamento a 320°C com 40 min para resfriamento contínuo até 260°C Revenimento a 280°C por 120 min		91J Entalhe em U (profundidade de 2 mm e raio de 1 mm) Dimensões: 55 x 10 x 10 mm		
0,60% C 1,94% Si 0,81% Mn 0,13% Cr 0,102%Ni 0,017% P 0,006% S	Austenitização: 900°C Têmpera parcial em banho de sal a 190°C Particionamento a 280°C por 15 min			207MJ/m ³	ACHARYA; BHAT, 2018

ANEXO A – ANÁLISE QUÍMICA DA MATÉRIA-PRIMA (AÇO SAE 9260)

1. Conforme espectrômetro de emissão óptica Spectrolab do LAMEF, UFRGS



Data	24.03.16
Operador	
SI / protocolo	
ID Amostra	Aço 9260
Temperatura/umidade	

Tabela 1: Resultado da análise química (% em massa).

Amostra Elemento	A	
C	0,599	
Si	1,82	
Mn	0,879	
P	<0,00100	
S	<0,00100	
Cr	0,181	
Mo	0,0115	
Ni	0,0811	
Al	0,00850	
Co	<0,0100	
Cu	0,192	
Nb	0,00800	
Ti	0,00800	
V	<0,00100	
W	<0,0100	
Pb	<0,00200	
Sn	0,0136	
Mg		
Ca		
Zr		
B	0,00020	
Fe	96,2	

2. Conforme certificado enviado pela Siderúrgica São Joaquim, com análise realizada pelo fabricante (empresa Gerdau)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Sn	Al	Ti	Nb	N	B	Pb	Ca
0,6000	0,8100	1,8600	0,0130	0,0140	0,1200	0,0800	0,0300	0,0060	0,1800	0,0130	0,0110	0,0060	0,0070	0,0110	0,0004	0,0040	0,0006
As	Zr	Sb	Zn	Cu + 10Sn Al + Nb													
0,0030	0,0010	0,0020	0,0010	0,3100	0,0180												

**ANEXO B – TEOR DE CARBONO DE EQUILÍBRIO NA FERRITA
(MARTENSÍTICA) E AUSTENITA CONFORME CÁLCULO TERMODINÂMICO
DO FACTSAGE 6.4**

FactSage 6.4

T = 400 C
P = 1 atm
V = 0 dm3

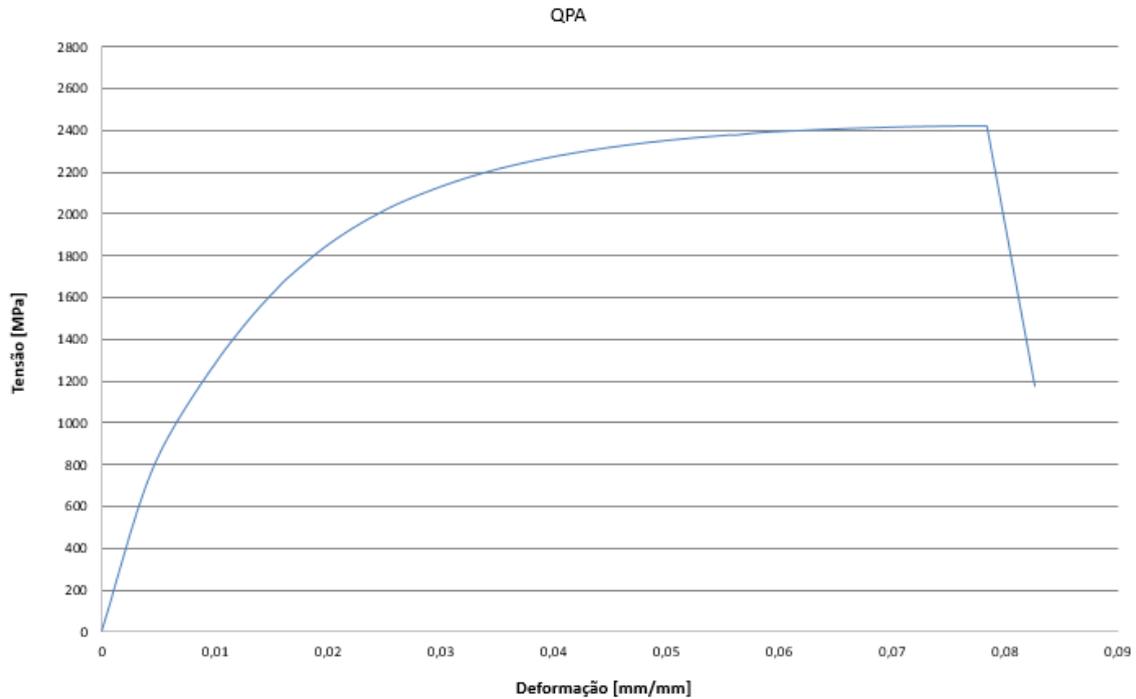
STREAM CONSTITUENTS	AMOUNT/gram
Fe	9.7400E+01
C	6.0000E-01
Si	2.0000E+00

	EQUIL AMOUNT	MASS FRACTION	ACTIVITY
PHASE: BCC_A2	gram		
Fe1C3	2.1015E-02	2.4734E-04	5.7627E-21
Si1C3	6.4794E-04	7.6259E-06	3.3303E-25
Fe1Va3	8.3098E+01	9.7801E-01	9.2053E-01
Si1Va3	1.8464E+00	2.1731E-02	6.6255E-13
TOTAL:	8.4966E+01	1.0000E+00	1.0000E+00
PHASE: FCC_A1	gram	MASS FRACTION	ACTIVITY
Fe1C1	3.2713E+00	2.1759E-01	3.4344E-03
Si1C1	4.1244E-02	2.7434E-03	5.9203E-08
Fe1Va1	1.1597E+01	7.7138E-01	6.1393E-01
Si1Va1	1.2444E-01	8.2773E-03	2.9804E-13
TOTAL:	1.5034E+01	1.0000E+00	1.0000E+00

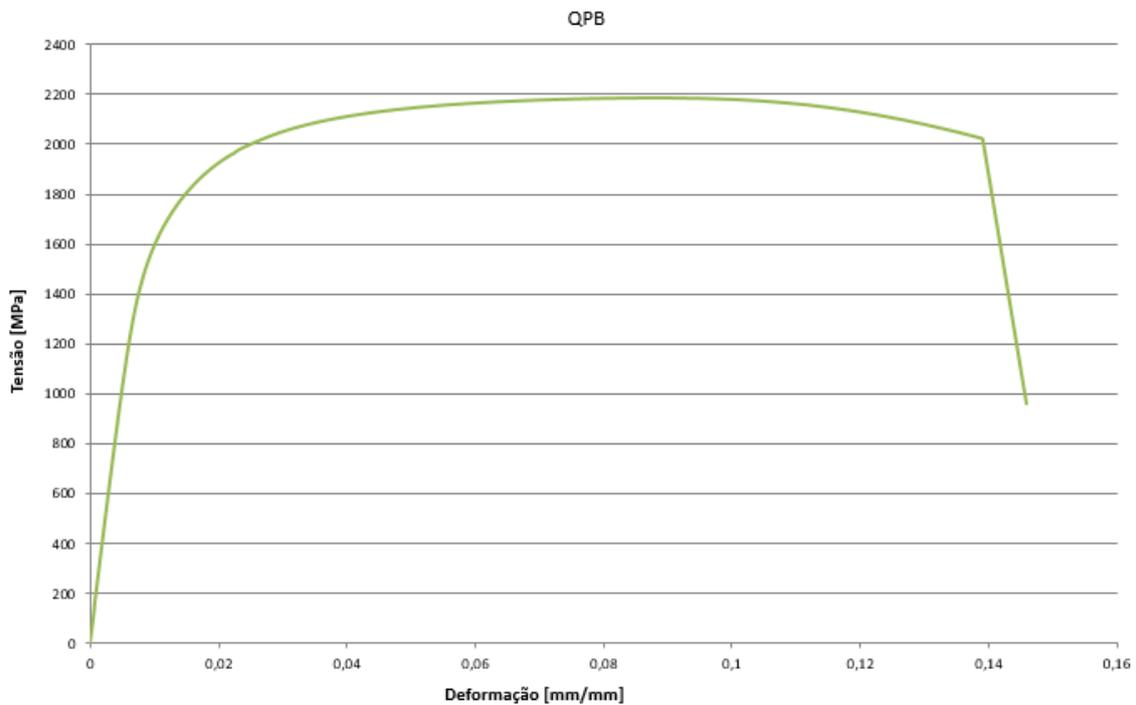
```
*****
      Cp          H          S          G          V
      J.K-1      J          J.K-1      J          dm3
*****
6.59636E+01  1.52912E+04  9.63738E+01  -4.95829E+04  0.00000E+00
*****
```

ANEXO C – GRÁFICOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO REPRESENTATIVOS DE CADA TRATAMENTO (EXPERIMENTO)

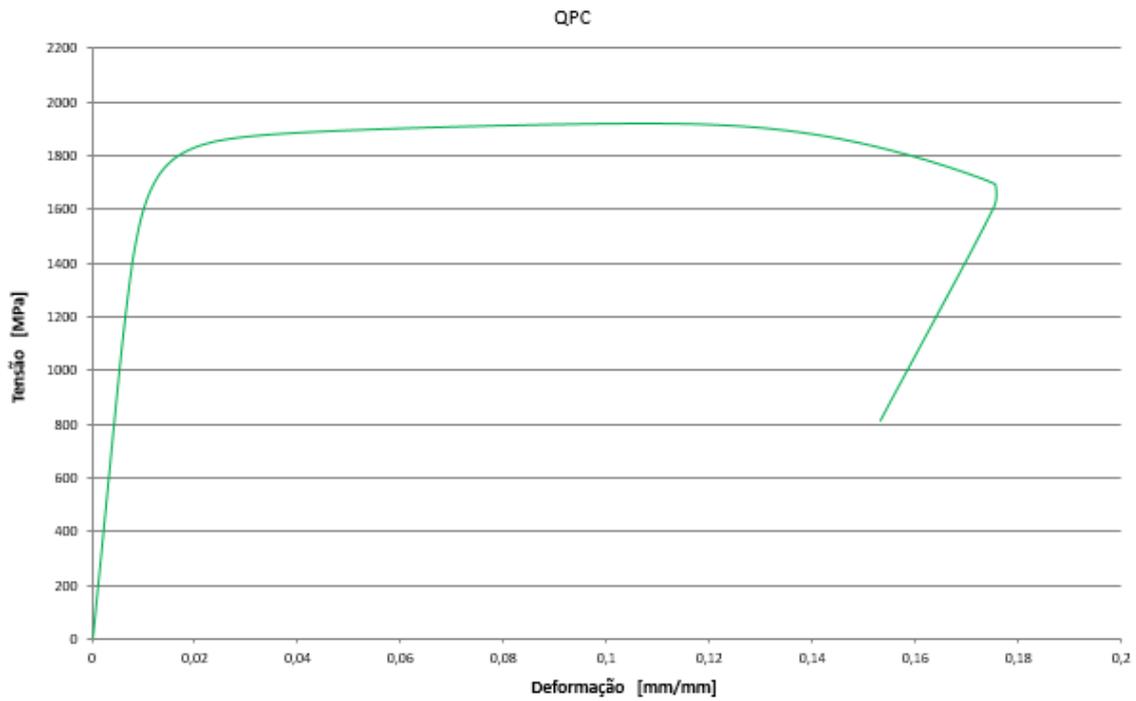
1) Tratamento de têmpera e particionamento QPA



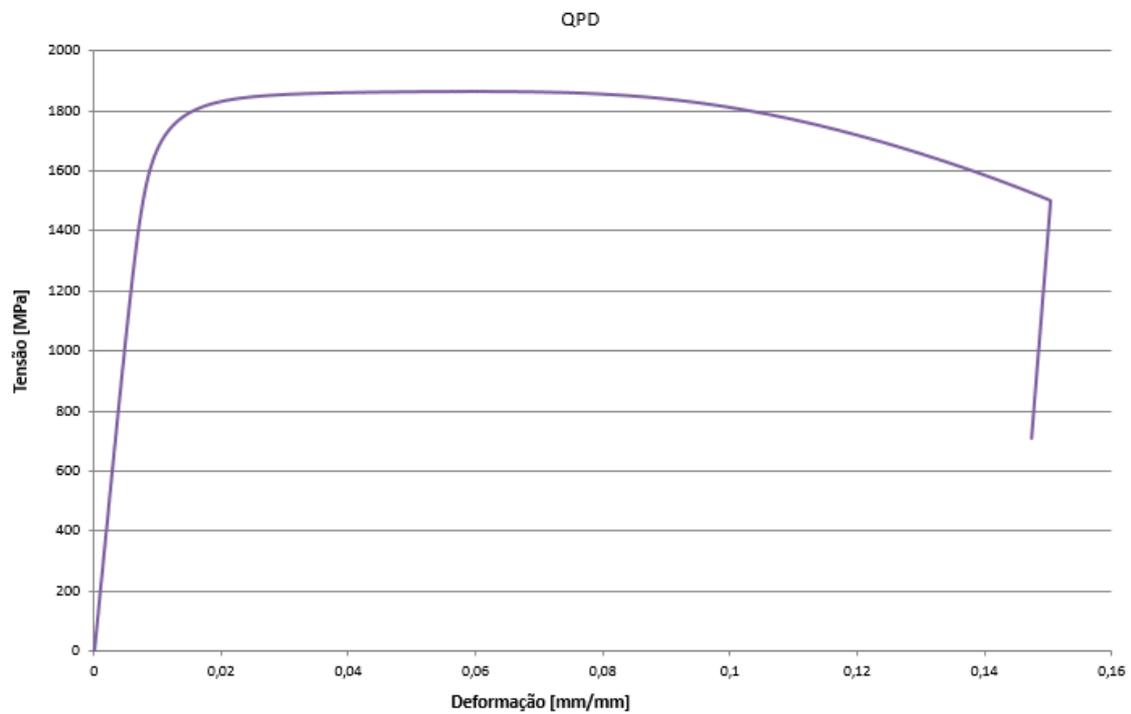
2) Tratamento de têmpera e particionamento QPB



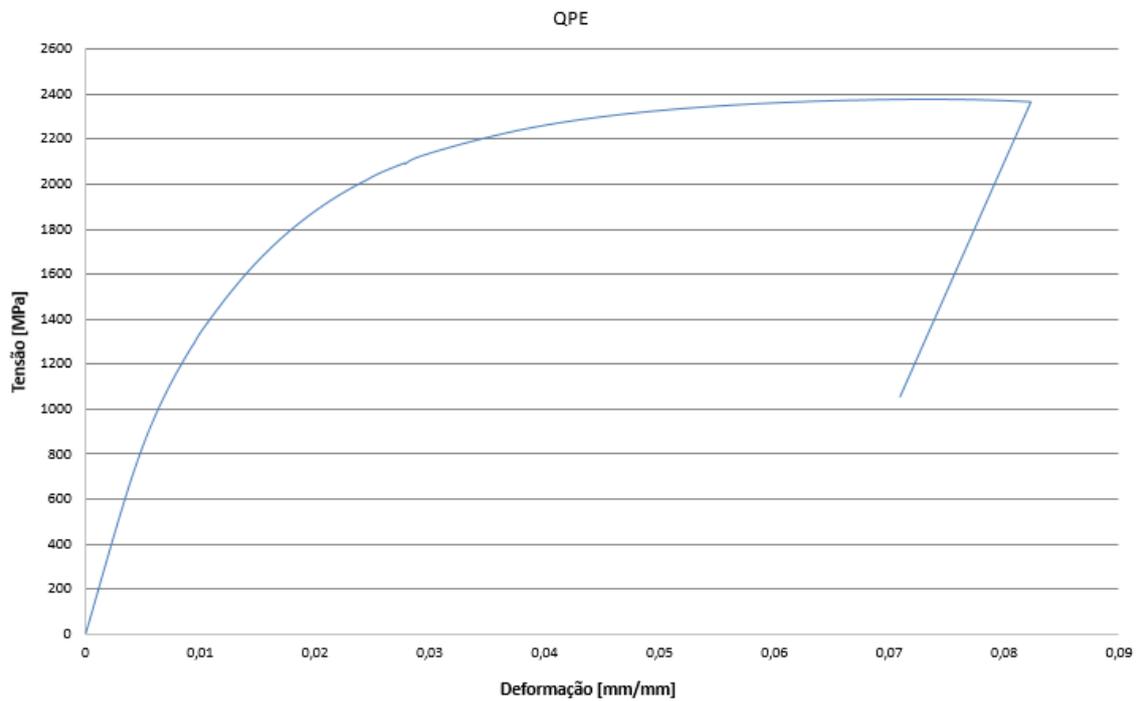
3) Tratamento de têmpera e particionamento QPC



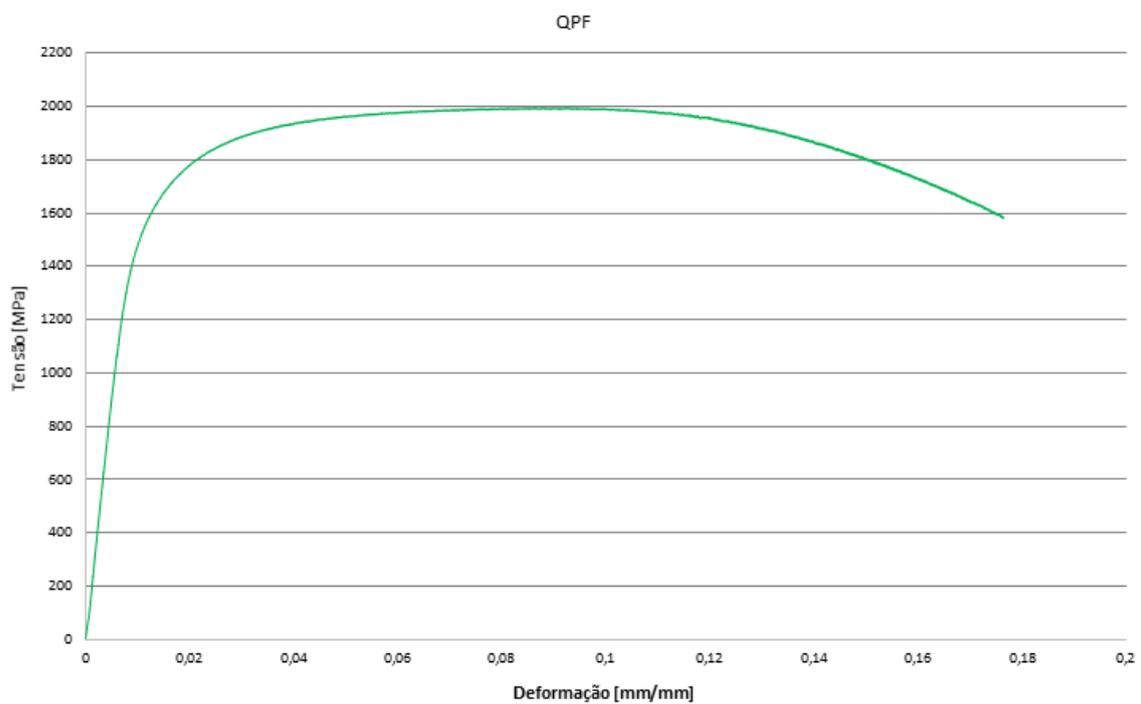
4) Tratamento de têmpera e particionamento QPD



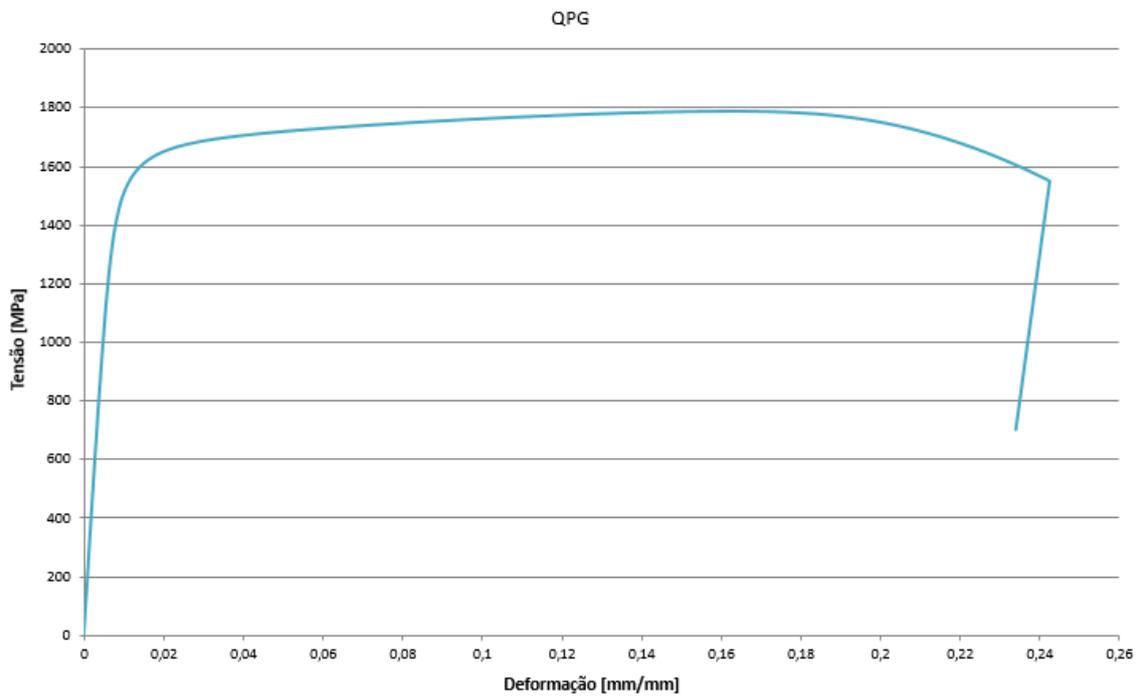
5) Tratamento de têmpera e particionamento QPE



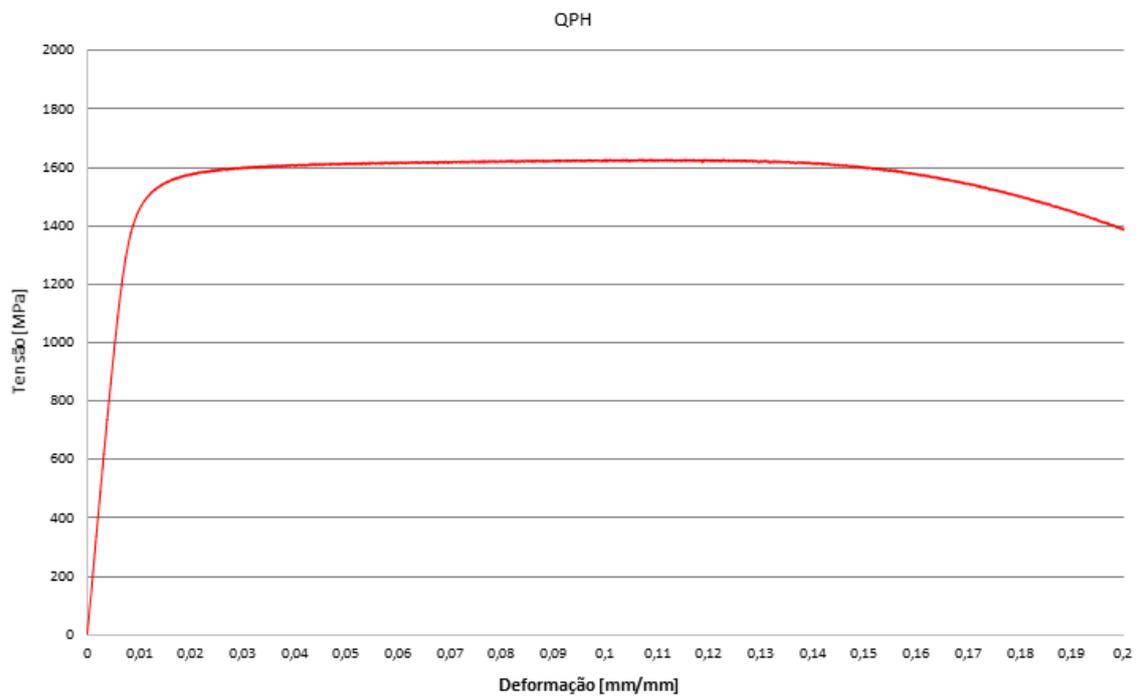
6) Tratamento de têmpera e particionamento QPF



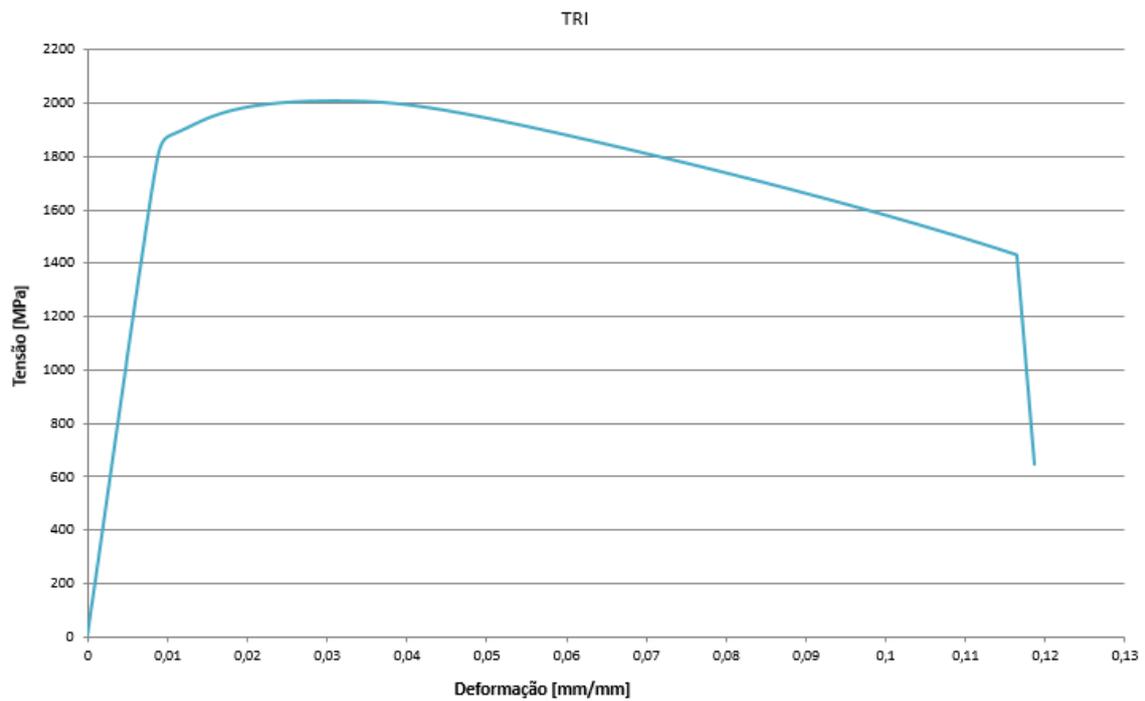
7) Tratamento de têmpera e particionamento QPG



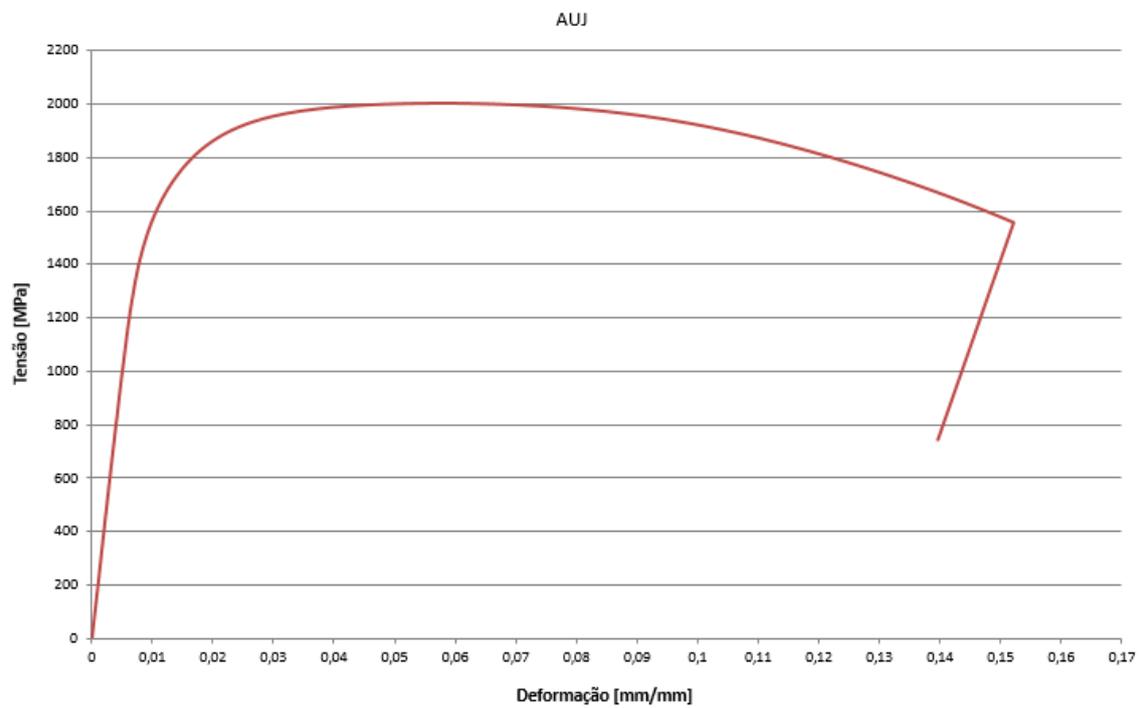
8) Tratamento de têmpera e particionamento QPH



9) Tratamento de têmpera e particionamento TRI

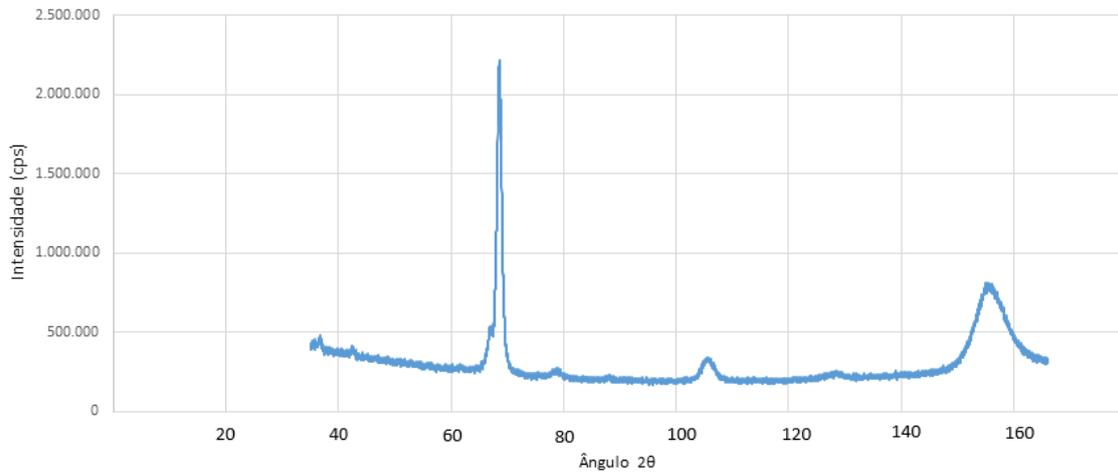


10) Tratamento de têmpera e particionamento AUJ

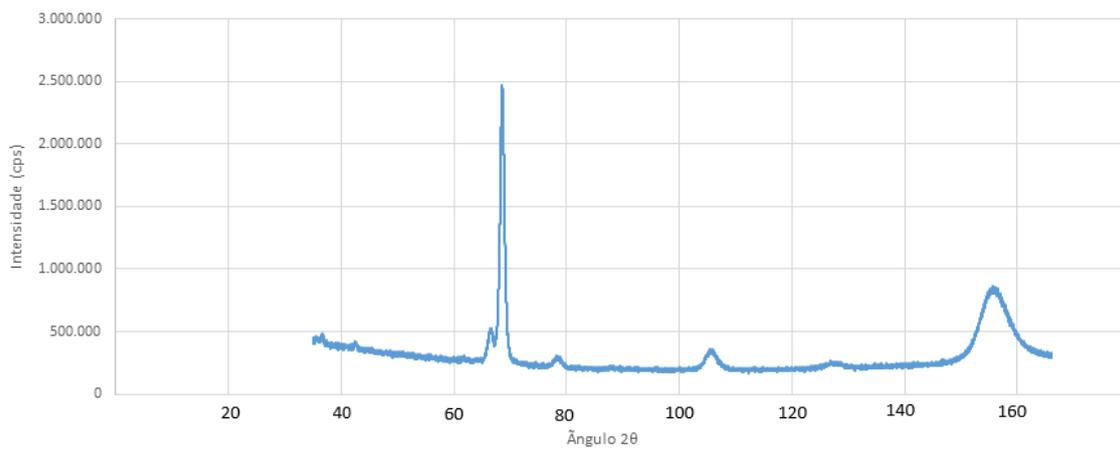


ANEXO D – GRÁFICOS DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X DE CADA EXPERIMENTO PARA VERIFICAÇÃO DA AUSTENITA RESIDUAL

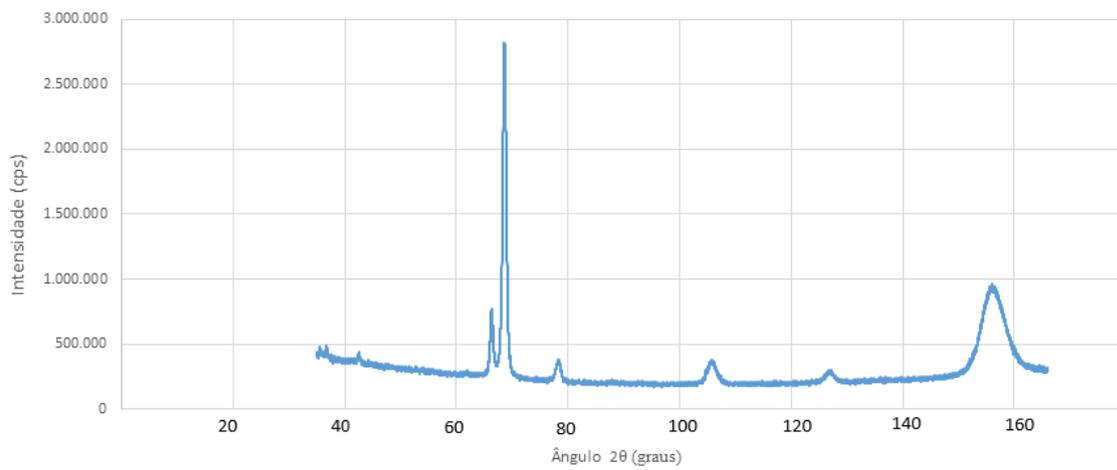
1) Tratamento QPA



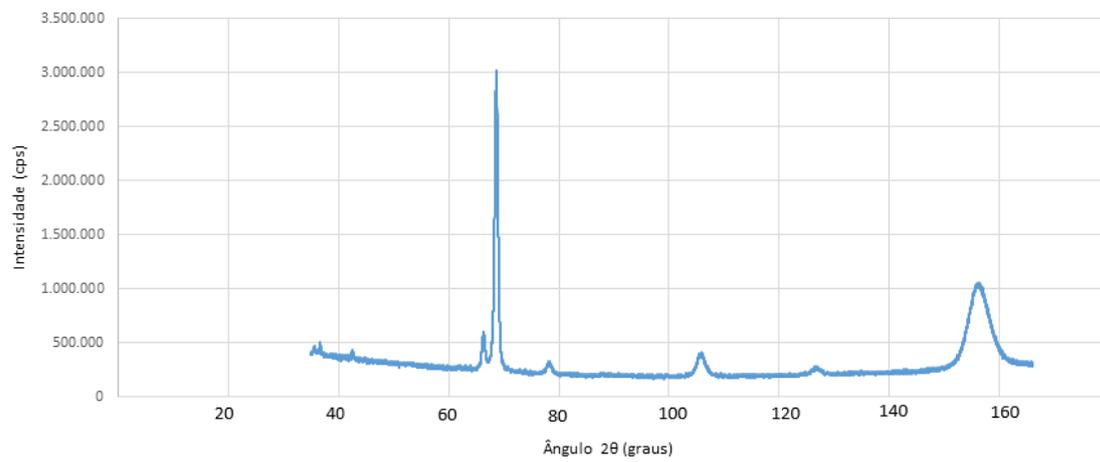
2) Tratamento QPB



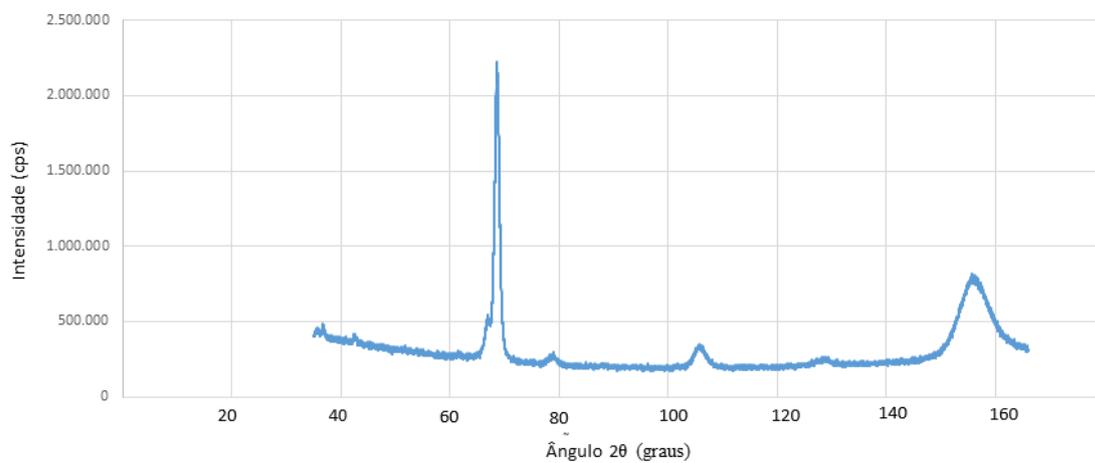
3) Tratamento QPC



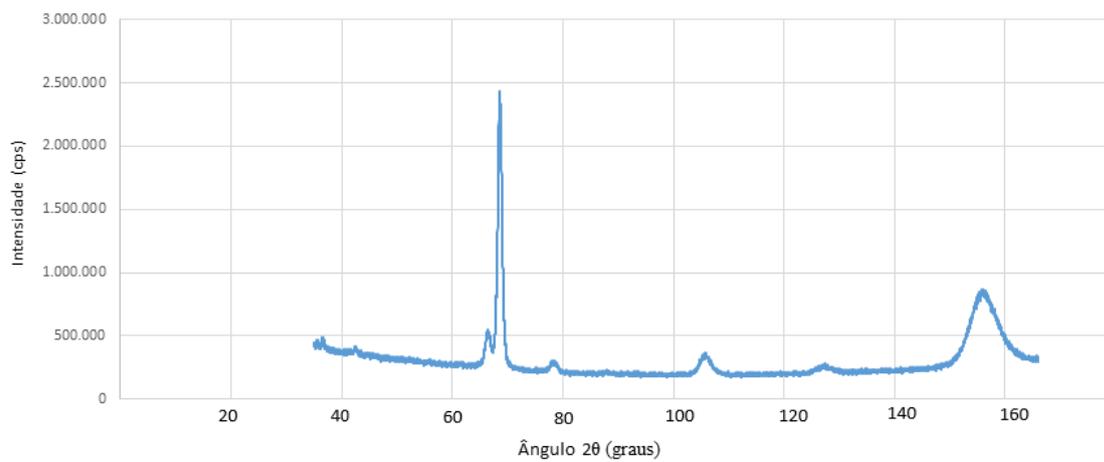
4) Tratamento QPD



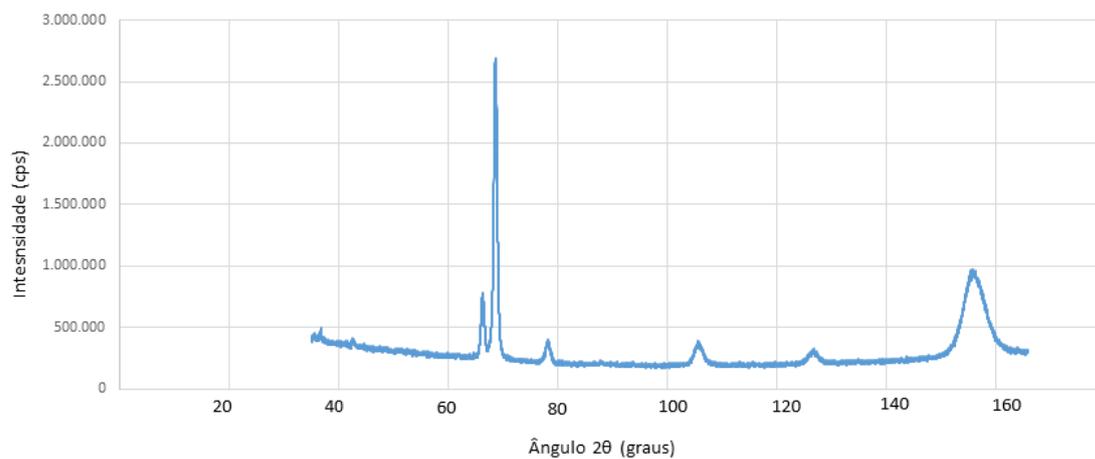
5) Tratamento QPE



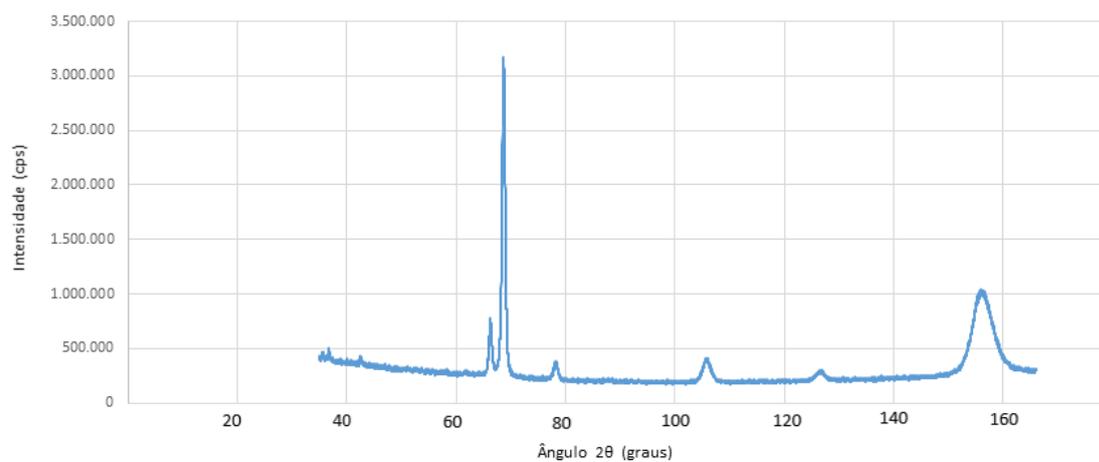
6) Tratamento QPF



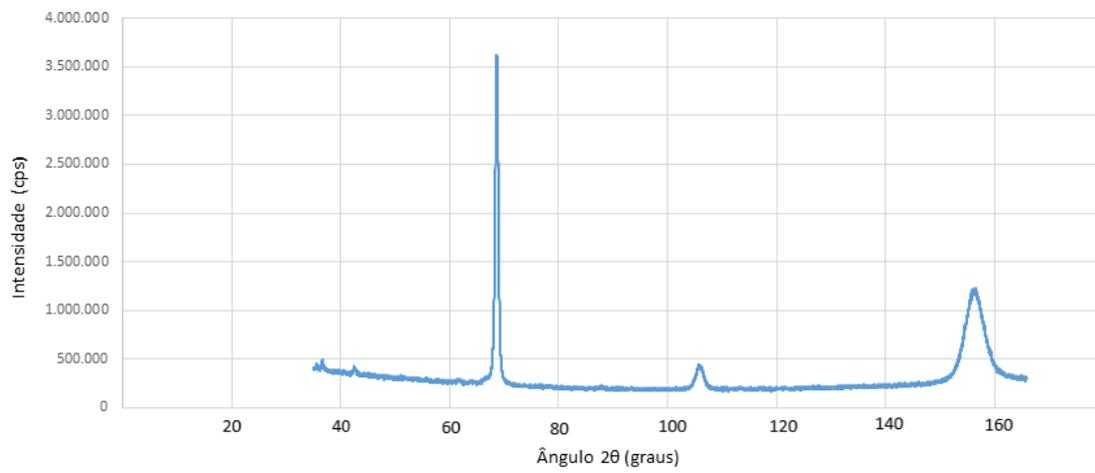
7) Tratamento QPG



8) Tratamento QPH



9) Tratamento TRI



10) Tratamento AUJ

