

ODAIR JOSÉ PEREIRA DOS SANTOS

**Caracterização Mecânica e Microestrutural em um Aço TRIP Tratado
Termicamente por Têmpera e Partição**

Guaratinguetá – SP

2022

Odair José Pereira dos Santos

**Caracterização Mecânica e Microestrutural em um Aço TRIP Tratado Termicamente
por Têmpera e Partição**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá - SP

2022

S237c

Santos, Odair José Pereira dos

Caracterização mecânica e microestrutural em um aço TRIP tratado termicamente por têmpera e partição / Odair José Pereira dos Santos – Guaratinguetá, 2023.

84 f : il.

Bibliografia: f. 78-84

Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia e Ciências de Guaratinguetá, 2023.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço de alta resistência. 2. Aço austenítico. 3. Aço - Tratamento térmico.

I. Título.

CDU 66.094.3(043)

Luciana Máximo

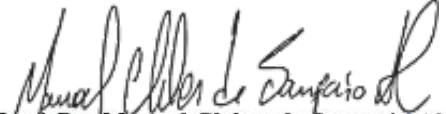
Bibliotecária CRB-8/3595

ODAIR JOSÉ PEREIRA DOS SANTOS

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO: MESTRADO**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Manoel Cleber de Sampaio Alves
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador - UNESP
participou por videoconferência


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
UNESP
participou por videoconferência


Prof. Dr. EDWAN ANDERSON ARIZA ECHEVERRI
USP
participou por videoconferência

DEZEMBRO de 2022

DADOS CURRICULARES

ODAIR JOSÉ PEREIRA DOS SANTOS

NASCIMENTO 26.06.1994 – Juazeiro / BA

FILIAÇÃO Oscar Pereira dos Santos

Nilza Pereira dos Santos

2013/2018 Bacharel em Engenharia de Produção com Ênfase em Mecânica

Universidade do Estado do Rio de Janeiro - UERJ

Dedico este trabalho a toda minha família

Em especial, para minha Mãe Nilza Pereira dos Santos, ao meu pai Oscar Pereira dos Santos e meu querido irmão Luan Pereira dos Santos e amigos.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus nosso criador e orientador maior.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira pela orientação, apoio e confiança depositada em meu trabalho.

Ao Prof. Dr. Edwan Anderson Ariza Echeverri, Prof. Dr. Lauro Corrêa Romero e ao Prof. Dr. Jorge Abdala pelos esclarecimentos de dúvidas ao longo do trabalho.

Agradeço ao Prof. Dr. Afonso Reguly e ao Prof. Dr. Paulo Atsushi Suzuki pela ajuda com DR-X. Aos Professores Dr. Christian F.A. Von Dollinger pelo apoio com a Microscopia e Dr. Flavio Beneduce por toda ajuda prestada com as simulações termodinâmicas.

Agradeço ao Prof. Dr. Carlos Antônio Reis Pereira Baptista e do técnico Francisco Silva por todo suporte nos ensaios mecânicos

Agradeço à equipe da Durferit 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.

Deixo aqui o meu agradecimento ao MSc. Henrique Boschetti Pereira por todo suporte com o dilatômetro, assim como ao Prof. Dr. Hélio Goldenstein e ao Prof. Dr. Arthur Seiji Nishikawa.

Aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campos de Guaratinguetá pela dedicação e prontidão no atendimento.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior- Brasil (CAPES) - código de financiamento: 88887.502038/2020-00.

“Seja forte e corajoso! Não se apavore nem desanime, pois o Senhor, o seu Deus, estará com você por onde você andar.”

Josué 1:9

RESUMO

Considerado como um dos caminhos mais promissores, o desenvolvimento de aços de terceira geração cresce e se destaca na indústria automotiva, resultado da busca de materiais que atendam aos requisitos mecânicos abrangentes com baixo custo e segurança para aplicação estrutural. Visto como uma rota promissora, o tratamento térmico de têmpera e partição (Q&P) consegue produzir um excelente equilíbrio combinando alta resistência à tração e um bom alongamento, através de uma microestrutura mista. No presente estudo, foram avaliadas as propriedades mecânicas e microestruturais do aço TRIP 780 CMnAl, sob o processo de Q&P utilizando o dilatômetro DIL Bähr e os fornos de aquecimento e de banho de sal. Os parâmetros foram adotados com base nas simulações no Thermo-Calc e ensaios em dilatométrica. Simulações baseadas no Equilíbrio Constrito de Carbono (ECC) foram adotadas para determinar a temperatura de têmpera ótima, temperatura capaz de produzir a maior fração de austenita retida. Em busca de uma comparação nos resultados, procedeu-se em avaliar quatro rotas Q&P distintas com austenitização intercrítica em 820 °C e 850 °C, correspondendo respectivamente às temperaturas de têmpera parcial de 284 °C e 267 °C, com tempos de 30 e 100 segundos, com temperatura de partição fixa em 400 °C. A técnica de difração de raios X (DR-X) possibilitou fazer uma análise quantitativa da fração de austenita retida e qualitativa da fase ferrita. Os resultados da microscopia óptica (MO) e da microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostraram a obtenção de uma estrutura mista contendo martensita, austenita, ferrita e bainita. Para avaliar as propriedades mecânicas, foram realizados ensaios de microdureza vickers e tração. Os resultados indicaram que se tratam de aços de terceira geração, com destaque para rota temperada em 267 °C e particionadas por 30 segundos alcançando uma resistência a tração de aproximadamente 976 MPa e 16 % alongamento.

PALAVRAS-CHAVE: Têmpera e partição. Propriedades mecânicas e microestruturais. Austenita retida. Aços de terceira geração. Dilatometria.

ABSTRACT

Considered as one of the most promising paths, the development of third generation steels grows and stands out in the automotive industry, as a result of the search for materials that meet comprehensive mechanical requirements with low cost and safety for structural application. Seen as a promising route, “quenching and partitioning” heat treatment (Q&P) manages to produce an excellent balance combining high tensile strength and good elongation through a mixed microstructure. In the present study, the mechanical and microstructural properties of the TRIP 780 CMnAl steel were evaluated, under the Q&P process using the DIL Bähr dilatometer and the heating and salt bath furnaces. The parameters were adopted based on Thermo-Calc simulations and dilatometry tests. Simulations based on the Constrained Carbon Equilibrium (ECC) were adopted to determine the optimum quenching temperature, the temperature capable of producing the highest fraction of retained austenite. In search of a comparison of the results, we proceeded to evaluate four different Q&P routes with intercritical austenitization at 820 °C and 850 °C, corresponding respectively to the partial tempering temperatures of 284 °C and 267 °C, with times of 30 and 100 seconds, with fixed partition temperature at 400°C. The X-ray diffraction technique (DR-X) made it possible to carry out a quantitative analysis of the retained austenite fraction and a qualitative analysis of the ferrite phase. Optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) results showed a mixed structure containing martensite, austenite, ferrite and bainite. To evaluate the mechanical properties, Vickers microhardness and tensile tests were performed. The results indicated that these are third-generation steels, with emphasis on route quenched at 267 °C and partitioned for 30 seconds, reaching a tensile strength of approximately 976 MPa and 16% elongation.

KEYWORDS: Quenching and Partitioning. Mechanical and microstructural properties. Retained austenite. Third generation steels. Dilatometry.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Comparativo de propriedades entre aços “M”, DP, TRIP e Q&P, sendo aços martensíticos, bifásicos, plasticidade induzida e temperados e particionados.	20
Figura 2. Número de publicações relacionados à têmpera e partição de 2003 a 2021. Dados extraídos de Web Science com tema restrito pelo título “Quenching and Partitioning”.....	23
Figura 3. Ilustração da utilização de aços avançados de alta resistência em automóveis.	24
Figura 4. Relação do limite de resistência por alongamento.	26
Figura 5. Modelo esquemático do Efeito TRIP durante o teste de tração.	27
Figura 6. (a) variação da energia química livre (ΔG) da martensita (α') e da austenita (γ) em função da temperatura (b) Tensão crítica para formação de martensita versus temperatura redesenhado.	28
Figura 7. Tratamento Térmico proposto para aços TRIP após a laminação a frio. Sendo, α , γ e B ferrita, austenita e bainita. Logo, f_γ , C_γ e C_i correspondem a fração volumétrica de austenita e carbono na austenita e inicial.....	29
Figura 8. Curvas tensão versus deformação para aços TRIP, demonstrando sua alta taxa de encruamento em comparação com aço SAE 4340.	31
Figura 9. Relação entre alongamento total e limite de resistência à tração de acordo com (a) sua classificação e (b) sua microestrutura correspondente. IF; HSLA; DP; CP: fase complexa; Mart; TRIP; CFB: bainíticos livre de carbonetos; Q&P.	32
Figura 10. Representação esquemática do processo Q&P com austenitização plena, em dois estágios sendo, C_i , C_γ , C_m a concentração de carbono inicial, na austenita e na martensita, respectivamente. Logo, QT e PT temperatura de têmpera e temperatura de particionamento.	36
Figura 11. Diagramas esquemáticos de energia de Gibbs molar vs. composição que ilustram o equilíbrio metaestável a uma temperatura particular entre ferrita e austenita no sistema binário Fe-C: (a) equilíbrio e (b) duas possíveis condições de equilíbrio de carbono restrito (I e II), mostrando duas composições de ferrita possíveis e composições de austenita que atendam ao requisito do ECC, potencial químico do carbono igual nas duas fases.	40
Figura 12. Causas que resultam como efeito a decomposição da austenita durante a etapa de partição.	41
Figura 13. Ilustração esquemática do progresso da transformação bainítica. Para ilustrar as principais diferenças microestruturais, o esquema é dividido e simplificado em aço de baixo Si e alto Si.	43

Figura 14. Cálculo da temperatura ótima de têmpera sob esquema de previsão CCE otimizado.	44
Figura 15. Organograma da metodologia desenvolvida.	48
Figura 16. Imagem dilatômetro Bähr DIL805A, sendo (a) vista superior interna da câmara, (b) amostra conectada o par de termopares e (c) Esquemática do dilatômetro.	51
Figura 17. Síntese dos Ciclos térmicos de têmpera e partição para os ensaios em dilatômetro.	52
Figura 18. (a) forno de aquecimento para etapa de austenitização; (b) caixa de aquecimento de cada grupo de corpos de prova com presença do fluxo de nitrogênio e termopar.	53
Figura 19. Fornos de resfriamento de banho de sal para (a) particionamento e (b) têmpera parcial.	54
Figura 20. Dimensões em mm do corpo de prova para ensaio de tração uniaxial.	56
Figura 21. Fluxograma das etapas desenvolvidas.	58
Figura 22. Frações volumétricas das fases em equilíbrio e concentração de carbono na austenita em função da temperatura para o aço TRIP 780, projetado pelo programa computacional Thermo-Calc.	59
Figura 23. Simulação da fração final de austenita retida estável após a etapa de têmpera e partição em função da temperatura de têmpera ótima.	61
Figura 24. Simulação da fração volumétrica de austenita retida (γ ret) após austenitização intercrítica em 820 °C, assumindo a partição total de carbono de acordo com o modelo ECC. OQT indica a temperatura de têmpera “ótima”.	62
Figura 25. Simulação da fração volumétrica de austenita retida (γ ret) após austenitização intercrítica em 850 °C, assumindo partição total de carbono de acordo com o modelo ECC. OQT indica a temperatura de têmpera “ótima”.	62
Figura 26. Curva dilatométrica do aço TRIP 780 para o processo de têmpera e partição. QT= 284 °C e PT= 30 segundos, sendo QT temperatura de têmpera e PT tempo de partição, respectivamente.	65
Figura 27. Curva dilatométrica do aço TRIP 780 para o processo de têmpera e partição. QT= 284 °C e PT= 100 segundos, sendo QT temperatura de têmpera e PT tempo de partição, respectivamente.	65
Figura 28. Curva dilatométrica do aço TRIP 780 para o processo de têmpera e partição. QT= 267 °C e PT= 30 segundos, sendo QT temperatura de têmpera e PT tempo de partição, respectivamente.	66

Figura 29. Curva dilatométrica do aço TRIP 780 para o processo de têmpera e partição. QT= 267 °C e PT= 100 segundos, sendo QT temperatura de têmpera e PT tempo de partição, respectivamente.	66
Figura 30. Difrátogramas das amostras. Sendo, (a) e (b) austenitização em 820 °C e temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C com tempos de 30 s e 100 s; (c) e (d) correspondem a austenitização em 850 °C.....	67
Figura 31. Imagens obtidas por microscopia óptica com aumento de 200 vezes, após o tratamento de têmpera e partição (Q&P). Sendo, (a) e (b) austenitização em 820 °C e temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C com tempos de 30 s e 100 s; (c) e (d) correspondem a austenitização em 850 °C e temperatura QT de 267 °C com tempos de 30 s e 100 s, respectivamente. Ataque: Nital 2%.....	68
Figura 32. Imagens obtidas por microscopia óptica com aumento de 500 vezes, após o tratamento de têmpera e partição (Q&P). Sendo, (a) e (b) austenitização em 820 °C e temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C com tempos de 30 s e 100 s; (c) e (d) correspondem a austenitização em 850 °C e temperatura QT de 267 °C com tempos de 30 s e 100 s, respectivamente. Ataque: Nital 2%.....	69
Figura 33. Microestrutura (MEV) do aço TRIP 780 com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s. Nital 2%.	70
Figura 34. Microestrutura (MEV) do aço TRIP 780. Sendo, (a) e (b) com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s e 100s; (c) e (d) correspondem a temperatura QT de 267 °C e tempos de 30s e 100s, respectivamente. Ataque: Nital 2%.	71
Figura 35. Curvas do ensaio de tração sendo, (a) e (b) com temperatura de têmpera parcial.	74

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química do aço TRIP estudado % em massa.	49
Tabela 2. Síntese dos parâmetros do tratamento Q&P realizados em forno térmico.	55
Tabela 3. Tamanho do grão.	69
Tabela 4. Microdureza para os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s e 100.	72
Tabela 5. Microdureza para os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 267 °C e tempos de 30 s e 100 s.	73
Tabela 6. Resultados do ensaio de tração para o tratamento Q&P os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s.	74
Tabela 7. Resultados do ensaio de tração para o tratamento Q&P os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 100 s.	74
Tabela 8. Resultados do ensaio de tração para o tratamento Q&P os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 267 °C e tempos de 30 s.	75
Tabela 9. Resultados do ensaio de tração para o tratamento Q&P os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 267°C e tempos de 100 s.	75

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AC1	Temperatura de início formação de austenita no aquecimento
AC3	Temperatura final da transformação austenítica
AHSS	Advanced High Strength Steels
AR	Austenita Retida
AUST-SS	Austenitic stainless steel (Aços inoxidáveis austeníticos)
BH	Bake Hardening
CP	Complex-Phase (Fases Complexas)
CPE	Constrained paraequilibrium
DP	Dual Phase (Duas Fases)
DRX	Difração de Raios X
ECC	Equilíbrio constrito de carbono
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva de raios-x
FEG	Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá
HSLA	High Strength Low Alloy steel (Aços de alta resistência e baixa liga)
KM	Koistinen-Marburger
L-IP	Lightweight Steel With Induced Plasticity
MART	Martensítico
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mf	Fim da transformação martensítica
MO	Microscopia Óptica
Ms	Início da transformação martensítica
PSE	Product of strength with elongation
PT	Temperatura de Particionamento

Q&P	Quenching and Partitioning (Têmpera e partição)
QT	Quenching temperature (Temperatura de têmpera)
T	Temperatura em Kelvin
TCC	Tetragonal de corpo centrado
TRIP	Transformation Induced Plasticity Steel
TWIP	Twinning Induced Plasticity

LISTA DE SÍMBOLOS

MPa	Megapascal = MN/m ²
n	Coeficiente de Encruamento
C	Carbono
Si	Silício
Mn	Manganês
Al	Alumínio
P	Fósforo
Fe	Ferro
Ni	Níquel
V	Vanádio
W	Tungstênio
Cr	Cromo
Cu	Cobre
As	Arsênio
Ti	Titânio
C _i	Concentração inicial de carbono na liga
α	Ferrita
α'	Martensita
γ	Austenita
γ_{ret}	Austenita retida
C γ	Concentração de carbono na austenita
C _m	Concentração de carbono na martensita
Mo	Molibdênio
X	Átomo substitucional
°C	Graus Celsius
ΔG_{ch}	Força motriz química da transformação martensítica
XC	Fração molar do carbono
XMn	Fração molar do manganês
μ_C	Potencial químico do Carbono

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	19
2	OBJETIVO GERAL	22
2.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	22
3	REVISÃO DA LITERATURA.....	23
3.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS)	24
3.2	AÇOS COM PLASTICIDADE INDUZIDA POR TRANSFORMAÇÃO DE FASE	26
3.3	ESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA RETIDA	32
3.4	TÊMPERA E PARTIÇÃO	34
3.4.1	Termodinâmica do processo Q&P	38
3.4.2	Processos competitivos	40
3.5	TEMPERATURA DE TÊMPERA ÓTIMA	44
4	MOTIVAÇÃO E RELEVÂNCIA DO TRABALHO	46
5	MATERIAIS E MÉTODOS	48
5.1	CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA	49
5.1.1	Composição química.....	49
5.2	PARÂMETROS ADOTADOS NOS TRATAMENTOS TÉRMICOS Q&P	49
5.3	DILATOMETRIA	50
5.4	SÍNTESE DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS Q&P REALIZADOS NO FORNO.....	53
5.5	CARACTERIZAÇÃO POR DR-X.....	55
5.6	ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	55
5.6.1	Ensaio de dureza	55
5.6.2	Ensaio de tração	56
5.7	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	56
5.7.1	Análise metalográfica	56
5.7.2	Microscopia óptica (MO) e microscopia de varredura (MEV)	57
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	58
6.1.1	Levantamento das temperaturas críticas	59
6.1.2	Temperatura de têmpera ótima	60
6.1.3	Estudo de dilatometria	63

6.1.4	Resultados da análise de difração de raios- X (DR-X)	67
6.1.5	Microscopia óptica.....	68
6.1.6	Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	70
6.1.7	Resultado da análise de microdureza	72
6.1.8	Resultado do ensaio de tração	73
7	CONCLUSÕES.....	76
8	TRABALHOS FUTUROS	77
	REFERÊNCIAS	78

1 INTRODUÇÃO

Impulsionados por ações ambientais, econômicas e políticas, diversos segmentos, incluindo o setor automotivo, aeronáutico e siderúrgico têm investido no desenvolvimento de novos aços, na tentativa de tornar seus produtos mais leves e competitivos, com propriedades significativamente melhoradas. Diante da escassez dos combustíveis fósseis, o centro das atenções está na redução da massa do veículo com base nas restrições de segurança, a fim de reduzir o consumo de combustível e as emissões de gases poluentes.

Nesse cenário, os aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels*-AHSS) são os materiais com maior crescimento no setor automotivo, um exemplo disso é o veículo Volkswagen Golf de sétima geração. Apresentando uma arquitetura de segurança muito bem elaborada, o novo Golf ampliou a participação de aços AHSS de 66% para 80% em comparação com o modelo anterior de sexta geração. Entre as vantagens, estão a redução em 12 Kg do peso total do veículo, o que proporcionou uma diminuição do consumo de combustível e emissões de CO₂ em cerca de 23%.

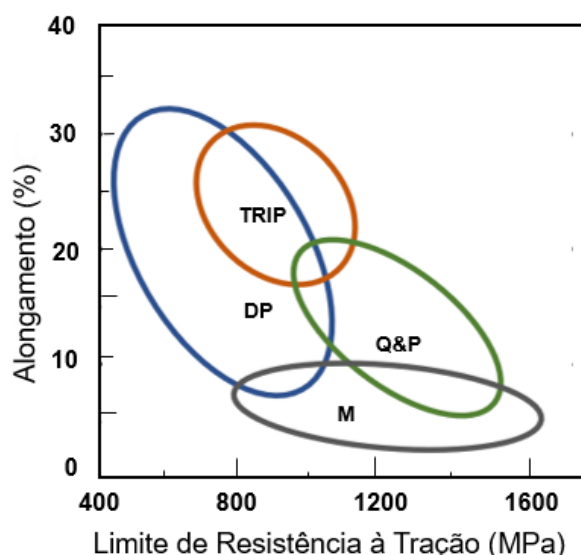
O objetivo central na busca continua por novos aços está no aumento da resistência mecânica sem reduzir acentuadamente a ductilidade do material. Via de regra, isso deve ser obtido com composições com baixos teores dos elementos de liga e com rotas de processamento mais eficientes, especialmente para indústria automotiva, onde uma série de tecnologias vem sendo exploradas em virtude da versatilidade do aço e nas mudanças das demandas com o passar dos anos (BIGG; EDMONDS; EARDLEY, 2013).

Buscando otimizar as propriedades dos aços, uma nova rota de tratamento térmico foi implementada no ano de 2003, definida como têmpera e partição (*Quenching and Partitioning* - Q&P), essa nova rota consiste em produzir microestruturas multifásicas com misturas de austenita retida enriquecida com carbono e martensita. A estabilização da austenita ocorre pela difusão (partição) do carbono presente na martensita supersaturada, assim, a combinação das fases presente nos aços Q&P é capaz de produzir propriedades mecânicas específicas (CLARKE *et al.*, 2009; MOLA; DE COOMAN, 2013a).

Beneficiando-se do efeito de plasticidade induzida por transformação (*Transformation Induced Plasticity* - TRIP) durante a deformação da austenita retida, o alongamento total dos aços Q&P pode exceder 15% juntamente com uma resistência à tração acima de 1000 MPa

(WANG, Z. W. *et al.*, 2020), como pode ser observado na Figura 1. Assim, os aços Q&P demonstram possuir propriedades distintas em comparação com aços DP, TRIP e Martensíticos.

Figura 1. Comparativo de propriedades entre aços “M”, DP, TRIP e Q&P, sendo aços martensíticos, bifásicos, plasticidade induzida e temperados e particionados.



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

O processamento Q&P consiste resumidamente em três etapas principais: austenitização total ou parcial; têmpera parcial do aço entre M_s e M_f para produzir uma fração volumétrica específica de martensita e austenita e subsequentemente o aquecimento a uma temperatura abaixo ou acima de M_s , designada como temperatura de partição (PT), onde o carbono pode se difundir da martensita para austenita, isso é possível se a composição química contiver elementos como Si e Al (presentes em aços TRIP convencionais), responsáveis por inibir a formação de carbonetos e retardar a cinética das transformações. Como consequência, a austenita restante após a têmpera inicial será enriquecida em carbono durante a segunda etapa, conhecida como etapa de partição e, portanto, após o resfriamento final à temperatura ambiente, uma certa quantidade de austenita será retida. O teor de carbono é um fator determinante que faz com que a austenita se estabilize à temperatura ambiente (ARLAZAROV *et al.*, 2015; FOROUZAN; VUORINEN; MÜCKLICH, 2017).

Em geral, a escolha dos parâmetros como temperatura de têmpera e tempo de partição devem ser escolhidos criteriosamente, temperaturas mais altas de partição e retenção prolongada leva a decomposição da austenita. A temperatura de têmpera deve ser alta suficiente, afim de obter frações significantes de austenita, entretanto se forem muito altas podem levar a formação de martensita fresca (não revenida) durante o resfriamento final, em

consequência da estabilização insuficiente da austenita. (EBNER *et al.*, 2019a; SEO *et al.*, 2016a).

Dessa forma, a possibilidade em se obter frações controladas de martensita e do enriquecimento de carbono na austenita, produz microestruturas mistas com propriedades proeminentes, conseqüentemente, diferencia o processo Q&P de outras rotas para obtenção de aços AHSS, quando comparado com tratamentos térmicos convencionais como a têmpera e revenido, onde o carbono tem grande tendência a forma carbonetos durante o revenimento (SANTOFIMIA; ZHAO; SIETSMA, 2011).

Uma grande vantagem do processo Q&P está no controle das frações volumétricas das fases martensita e austenita, porém ainda existe o desafio em controlar a microestrutura para obter as propriedades desejadas. Dessa forma, os aços Q&P podem propiciar a redução do consumo de combustível, pois melhoram a resistência ao impacto e a combinação resistência e ductilidade, condizente com as exigências do mercado, assim, os aços Q&P tem despertado o interesse da indústria automobilística e da área acadêmica.

Com esse esclarecimento, o presente trabalho busca estudar diferentes rotas de processamento, em função de diferentes parâmetros para o tratamento térmico Q&P, aplicado em um aço TRIP, com uma composição química diferente das atuais, pelo fato de o principal elemento ligante ser o Al, diferente de outros trabalhos onde comumente utilizam o Si.

2 OBJETIVO GERAL

O presente trabalho tem como objetivo geral avaliar os efeitos na microestrutura e nas propriedades mecânicas em um aço TRIP 780, após o tratamento térmico de têmpera e partição; a partir de rotas definidas que buscam produzir uma microestrutura final mista contendo austenita retida estabilizada, ferrita e martensita.

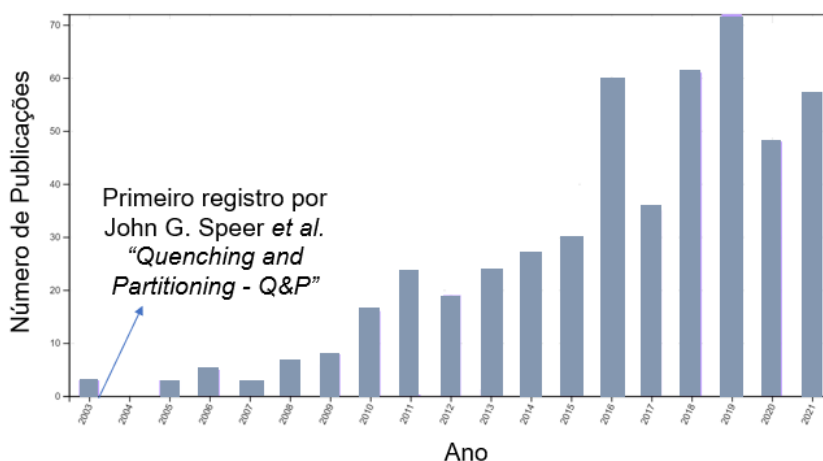
2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

1. Determinar uma temperatura de têmpera ideal onde se podem obter frações consideráveis de austenita retida ao final do tratamento;
2. Identificar as fases microestruturais presentes após os tratamentos de Q&P, utilizando Microscopia eletrônica de varredura (MEV), Microscopia Óptica (MO);
3. Determinar o tamanho de grão da microestrutura final;
4. Analisar de forma quantitativa as propriedades mecânicas do aço TRIP 780 tratados termicamente por têmpera e partição por ensaios de dureza e tração.

3 REVISÃO DA LITERATURA

O tratamento térmico denominado por “têmpera e partição” foi descrito pela primeira vez na literatura por John G. Speer *et al.* no ano de 2003, com o artigo “Partição de carbono para austenita após a transformação martensítica”. Desde então, diversos pesquisadores passaram a investigar e estudar essa nova rota de tratamento térmico, como pode ser observado na Figura 2. É notável um rápido crescimento em publicações, em decorrência da alta demanda por aços avançados de alta resistência pelos setores automotivo, industrial e demais setores. Destacando assim, a relevância do presente estudo no desenvolvimento de novos materiais.

Figura 2. Número de publicações relacionados à têmpera e partição de 2003 a 2021. Dados extraídos de Web Science com tema restrito pelo título “Quenching and Partitioning”.



Fonte: Elaborado pelo autor em agosto de 2022.

Dessa maneira, nesta seção serão abordados os conceitos principais relacionados ao processo de têmpera e partição presentes na literatura, com ênfase nos seguintes tópicos:

- Aços avançados de alta resistência;
- Aços com plasticidade induzida por transformação de fase;
- Estabilização da austenita retida;
- Têmpera e partição;
- Termodinâmica do processo Q&P;
- Processos competitivos;
- Temperaturas críticas de transformação;
- Temperatura de têmpera ótima.

3.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS)

Os principais objetivos da indústria automotiva, estão centralizados na redução do consumo de combustível e no aumento do desempenho de segurança dos veículos. Dessa forma, o principal desafio para indústria siderúrgica é apresentar soluções inovadoras para redução do peso dos veículos e, assim, diminuir o consumo de combustível. Simultaneamente existe uma elevada demanda por automóveis que confirmam maior segurança e proteção contra impactos diante de novas e rigorosas normas de segurança. Outra exigência a ser considerada, é a preocupação ambiental, visando a redução dos níveis de emissão de gases poluentes (BHATTACHARYA, 2011; DE COOMAN; KWON; CHIN, 2012; DE MOOR, E *et al.*, 2008; FINFROCK *et al.*, 2020; GREENE, 2009; TOLOUEI; TITHERIDGE, 2009).

Impulsionados por tais exigências, os fabricantes de aço buscam desenvolver novos aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel – AHSS*), em virtude de seu potencial em manter uma boa combinação entre resistência e ductilidade, reduzindo assim, o peso dos veículos. Essa combinação viabiliza o processo de conformação, permitindo maior redução de peso. Desse modo, os aços AHSS vem substituindo os aços convencionais, progressivamente, devido à sua capacidade em atender as exigências de mercado no campo econômico, político e ambiental (ARLAZAROV *et al.*, 2015; FINFROCK *et al.*, 2020). Assim, na Figura 3 está ilustrado a utilização de aços AHSS (cores vermelho, roxo e amarelo) em um veículo, onde percebe-se que quase toda estrutura de segurança é composta por esses aços.

Figura 3. Ilustração da utilização de aços avançados de alta resistência em automóveis.



Fonte: Extraído do site Volkswagen.com em janeiro de 2022.

Subsequentemente, os aços AHSS podem ser divididos em três gerações conforme está ilustrado na Figura 4. A primeira geração reúne principalmente aços formados com uma microestrutura ferrítica, inclui os aços bifásicos ou “*dual phase*” (DP), aço de plasticidade induzida por transformação (*Transformation Induced Plasticity* - TRIP), aço de fase complexa (*Complex Phase* - CP) e aço martensítico (MART) (SPEER *et al.*, 2011).

A segunda geração está localizada no canto superior direito da Figura 4. Esses aços possuem propriedades mecânicas superiores, e são identificados por uma microestrutura austenítica com alto teor de manganês (NABEEL *et al.*, 2019). Esse grupo abrange aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP - *Twinning Induced Plasticity*), aços inoxidáveis austeníticos (AUST-SS - *Austenitic Stainless Steel*) e os L-IP (*Lightweight Steel With Induced Plasticity*) (SPEER *et al.*, 2011). Apesar da segunda geração apresentar excelentes propriedades mecânicas e de conformabilidade, esses aços requerem um alto teor de elementos de liga para gerar uma microestrutura austenítica; elevando seu preço e inviabilizando sua produção (GIBBS *et al.*, 2011; FERRANDO *et al.*, 2012).

Posteriormente, surge a terceira geração (Figura 4), que se propõe a desenvolver aços com menor teor dos elementos de liga, a fim de reduzir os custos de produção da geração anterior atrelado à otimização das propriedades mecânicas (BEHERA; OLSON, 2019; SUN *et al.*, 2014a). Esta geração é caracterizada por apresentar uma microestrutura complexa (multifásica) contendo uma fase de alta resistência (por exemplo, ferrita de grão nano / ultrafino, martensita ou bainita) combinada com uma fase ou constituinte adicional que fornece ductilidade substancial (por exemplo, austenita) (MATLOCK; SPEER, 2009; RADWAŃSKI; WROZYNA; KUZIĄK, 2015).

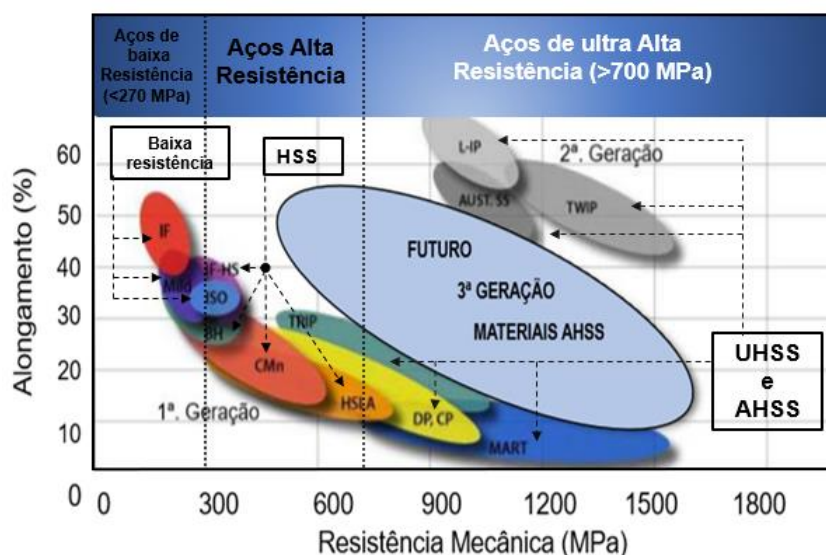
Na Figura 4, estão citados as demais classes, como os aços de baixa resistência: aços macios (*Mild steel*) de baixo carbono e aços livres de intersticiais (*Interstitial Free* – IF), conhecidos por minimizar os elementos intersticiais na matriz, resultando em um aço altamente dúctil. Aços convencionais de alta resistência (*Conventional High-Strength Steel* - HSS): aços carbono-manganês (CMn), aços “*Bake Hardening*” (BH, endurecido por cozimento), aços Isotrópicos (ISO), caracterizados por possuir o mesmo alongamento independentemente da direção da chapa.

Existem também, os IF (*Interstitial Free*) com adição de elementos de liga, tais como fósforo, silício e manganês, promovendo assim o endurecimento por solução sólida. Esse tipo de aço, é comumente conhecido como aço IF de alta resistência (IF-HS). Encerrando esse

grupo, temos os aços de alta resistência e baixa liga (*High Strength Low Alloy* - HSLA), condicionados a uma microestrutura perlítica ferrítica refinada com adição de elementos microligantes.

São diversas as formas de classificar os aços automotivos, uma forma muito habitual é usar a designação de aços de ultra alta resistência (*Ultra High Strength Steel* - UHSS) como está ilustrado na Figura 4; em automóveis os aços UHSS são simplesmente aços avançados de alta resistência (AHSS) com resistências mínimas à tração significativamente maiores. Entre os aços UHSS, estão os aços endurecidos por prensagem (*Press Hardened Steel* - PHS).

Figura 4. Relação do limite de resistência por alongamento.



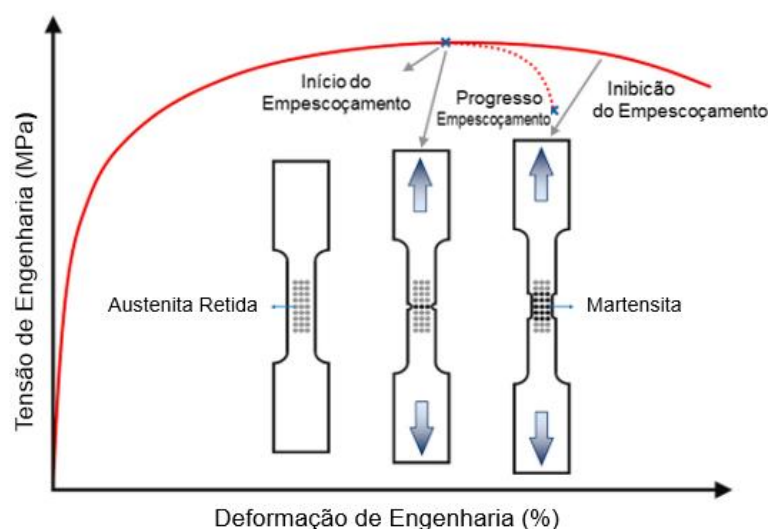
Fonte: Adaptado de Branagan (2013).

3.2 AÇOS COM PLASTICIDADE INDUZIDA POR TRANSFORMAÇÃO DE FASE

No ano de 1967 Zackay *et al.*, (1967) e outros autores descreveram o efeito conhecido como TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), no que consiste em um aumento significativo da plasticidade resultante da deformação durante a transformação de fases (FISCHER *et al.*, 2000; JACQUES *et al.*, 2007). Esse efeito é motivo de muitos estudos desde a década de noventa do século passado, em resposta à demanda da indústria automotiva por aços AHSS com resistência entre 500 MPa e 1000 MPa (JACQUES, 2004; WANG, C. Y. *et al.*, 2010a). A Figura 5, demonstra de modo esquemático o efeito TRIP, representado por toda a curva em negrito na cor vermelha. A austenita retida se transforma em martensita durante a deformação para inibir o empescoamento (estricção ou empescoamento é a redução da seção transversal

do corpo de prova na região onde ocorrerá a ruptura do material, durante o ensaio de tração), o que permite um maior alongamento e uma alta taxa de endurecimento. Esse mecanismo é acompanhado de uma expansão de volume, evita deformações localizadas, aumentando a resistência e ductilidade do aço e a martensita formada é de alta resistência com alto teor de carbono. A Figura 5, também demonstra o comportamento do material sem o efeito TRIP, com início do empescoçamento seguido pela linha tracejada, até a sua ruptura, não proporcionando assim, uma grande deformação ao material (DE COOMAN, 2004; GIRAULT *et al.*, 2001; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020a).

Figura 5. Modelo esquemático do Efeito TRIP durante o teste de tração.

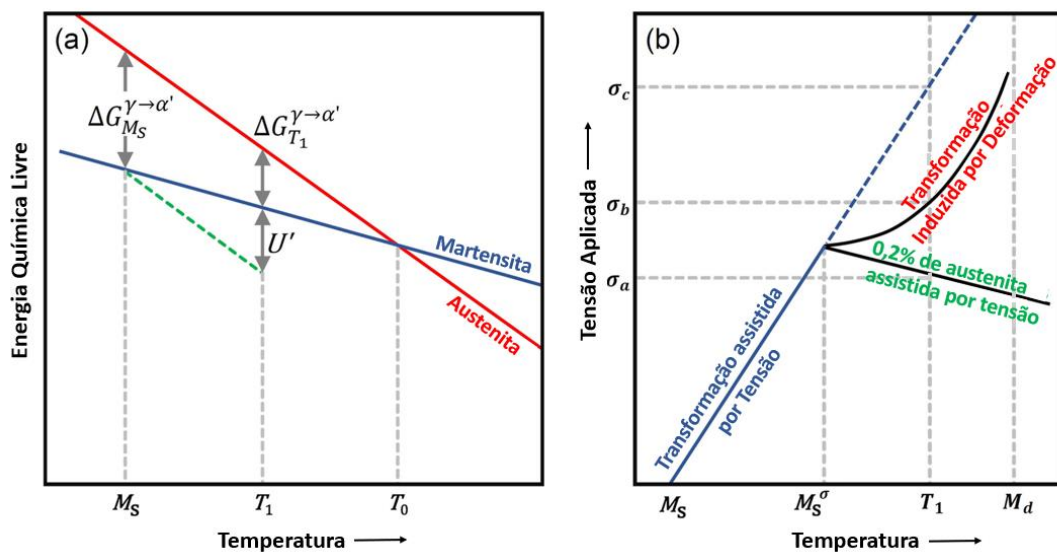


Fonte: Adaptado de Soleimani *et al.* (2020).

Como reportado anteriormente, a transformação de austenita em martensita caracteriza o efeito TRIP, assim sendo, a capacidade da austenita em se transformar em martensita pode ocorrer de duas formas: pelo resfriamento até temperaturas consideravelmente baixas ou através da aplicabilidade de uma carga exterior. Assim, quando é aplicado uma carga exterior a deformação pode ocorrer durante a deformação elástica, através da transformação assistida ou induzida por tensão (*stress-assisted*), ou pelo escoamento plástico da austenita, transformação induzida por deformação (*strain-induced*). Dessa forma, a Figura 6-(a) mostra as energias livres químicas de martensita e austenita versus a temperatura. Para a temperatura inicial da martensita (M_s), $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ é o valor crítico para início da transformação martensita (força motriz necessária para transformação martensítica). Para uma temperatura superior T_1 , U' refere-se a força motriz mecânica pela tensão aplicada, sendo capaz de compensar a ausência da força motriz química $\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ necessária para iniciar a transformação martensítica assistida por tensão

(SAMT) do inglês, *Strain Assisted Martensite Transformation*. Assim, em T_0 , a austenita e martensita tem a mesma energia livre de Gibbs, considerando a mesma composição química, assim, a austenita é mais estável acima de T_0 e a martensita fica mais estável abaixo de T_0 temperatura por possuir uma menor energia livre. Para temperatura abaixo de M_s a transformação martensítica ocorre de forma espontânea pelo resfriamento e acima de M_s ocorre por deformação.

Figura 6. (a) variação da energia química livre (ΔG) da martensita (α') e da austenita (γ) em função da temperatura (b) Tensão crítica para formação de martensita versus temperatura redesenhado.

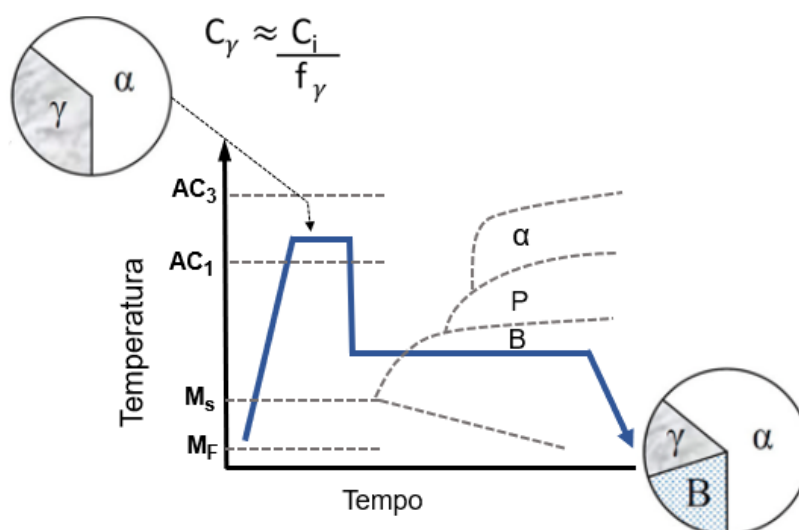


Fonte: Soleimani et al. (2020).

Quando a temperatura é aumentada até M_s^σ (temperatura na qual ocorre a da austenita retida para martensita assistida por tensão para induzida por deformação) como mostrado na Figura 6-(b) ocorre um aumento linear da tensão necessária para que ocorra a SAMT. Entre M_s^σ e M_d (limite superior para a transformação martensítica), por conta da menor tensão exigida a deformação plástica da austenita precede a SAMT. Entretanto, transformação martensítica ainda acontece com base na transformação martensítica induzida por deformação (SIMT) do inglês, *Strain Induced Martensite Transformation*. Como exemplo na Figura 6-(b) para temperatura T_1 , a austenita se deforma plasticamente em σ_a sendo endurecida até σ_b . Para temperaturas superiores a M_d , a formação de martensita deixa de existir por conta das energias de falha de empilhamento (SFE) ocasionando uma força motriz insuficiente para ocorrer a transformação SIMT (ECHEVERRI, 2017; OLSON; COHEN, 1972; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020b).

Sobre o processamento dos aços TRIP, a Figura 7 ilustra a principal rota para obtenção desses aços. Iniciando com a laminação a frio seguido de um recozimento intercrítico, onde parte da austenita se transforma em ferrita, na etapa seguinte ocorre um tratamento isotérmico parcial na região bainítica, possibilitando a obtenção da austenita retida. Em relação às propriedades mecânicas dos aços assistidos pelo efeito TRIP elas são provenientes de sua estrutura multifásica, dessa forma, a austenita retida é o constituinte mais importante por controlar as propriedades mecânicas (DE COOMAN, 2004). Dessa maneira, os aços AHSS alcançam sua alta resistência por meio da sua composição química, com a finalidade de ajustar sua microestrutura, aliados as taxas de aquecimento e resfriamento para obter combinações adequadas das fases, com consequente melhoria das propriedades mecânicas (FERRER, 2003).

Figura 7. Tratamento Térmico proposto para aços TRIP após a laminação a frio. Sendo, α , γ e B ferrita, austenita e bainita. Logo, f_γ , C_γ e C_i correspondem a fração volumétrica de austenita e carbono na austenita e inicial.



Fonte: Adaptado de Echeverri (2017).

Assim a microestrutura final consiste em: ferrita (50–55%), bainita (30–35%), austenita retida (7–15%), e também a possibilidade de uma pequena quantidade martensita (1–5%) (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008). Os aços TRIP destacam-se pela alta resistência combinada a um bom alongamento uniforme, devido principalmente à fase austenítica presente na sua microestrutura multifásica. Em vista que essas duas propriedades são divergentes, os aços TRIP se diferenciam de outros tipos de aço por apresentar um equilíbrio entre ambas propriedades. Um exemplo dessa combinação, é o aço TRIP 600, capaz de fornecer uma resistência à tração em cerca de 600 MPa e um alongamento total em torno de 40%, o que é significativamente maior do que outros aços convencionais de alta resistência (WANG, C. Y.

et al., 2010a). Dessa forma, destaca-se um maior alongamento e a baixa capacidade elástica sugerindo maior capacidade de conformação desses aços.

Portanto, a aplicação dos aços TRIP fica condicionada ao seu limite de resistência solicitado e a sua aplicação. Como exemplo, os aços TRIP 980 são empregados em diferentes partes do veículo como em partes superiores do pilar B, berços de motor, trilhos frontais e traseiros e estruturas de assento (KEELER *et al.*, 2017).

O aumento do limite de escoamento pode ser proporcionado por dois modos. O primeiro, através do encruamento (WH – *Work Hardening*), que corresponde ao aumento do limite elástico do material por deformação plástica. Em segundo, pelo endurecimento por cozimento ou “*Bake Hardening* – BH”, assim sendo, o efeito BH é o aumento da tensão de escoamento de um material após uma pré-deformação, com a redução drástica da carga o material é mantido em uma região de manutenção por um determinado tempo e temperatura em seguida, o material passa por um tratamento isotérmico, quando volta a deformar retorna ao patamar de escoamento com um incremento de resistência mecânica.

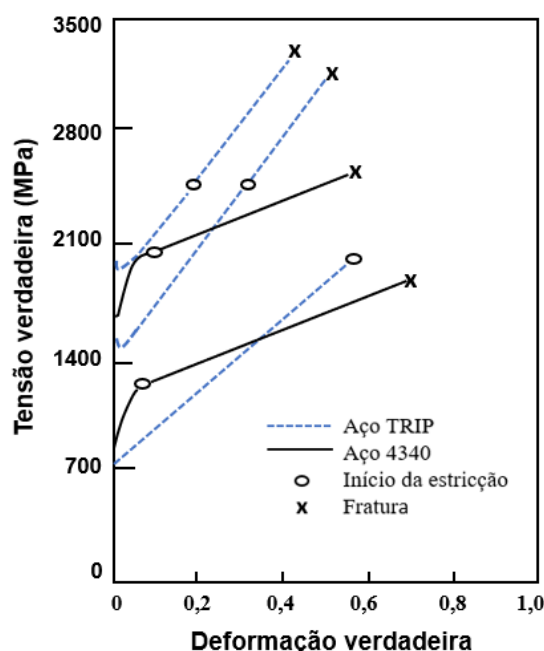
Dessa forma, uma importante propriedade dos aços TRIP é sua alta capacidade em absorção de energia, propriedade relevante em aplicações estruturais de segurança (BHATTACHARYYA *et al.*, 2013). Está propriedade está relacionada aos aços multifásicos em apresentar efeitos “*bake hardening*” (BH) relativamente altos, além de um considerável encruamento comparados com aços de alta resistência e baixa liga (HSLA). Nesse contexto, o tratamento BH vem sendo amplamente utilizado na indústria automotiva em chapas de aço, principalmente em aços TRIP e DP para aumentar a resistência ao escoamento (DAS *et al.*, 2012; KUANG *et al.*, 2014), durante a pintura da carroceria do veículo, sendo geralmente tratada (cozida) a uma temperatura de 170°C durante 20 min (DURRENBERGER; LEMOINE; MOLINARI, 2011).

Como já foi mencionado anteriormente, a estricção é a redução da área da seção transversal em um corpo de prova ou outra estrutura metálica sujeita à tração, que ocorre devido a deformação plástica severa, próximo ao limite de resistência. Entretanto essa redução, está limitada pela deformação uniforme. Assim, para conformação de peças automotivas, o ideal é não atingir o ponto de estricção, por conta de a tensão ficar concentrada nesta região, ocasionando a fratura.

Nesse contexto, a pesquisa inicial de Zackay *et al.*, (1967), constatou o efeito TRIP a partir de aços inoxidáveis austeníticos, assim sendo, neste estudo os aços TRIP e o aço SAE

4340 foram temperados e revenidos em diferentes condições, a partir da obtenção de diferentes propriedades mecânicas foi demonstrado maiores taxas de encruamento nos aços TRIP comparados ao aços SAE 4340, como está ilustrado na Figura 8. Dessa forma, percebe-se uma baixa plasticidade do aço SAE 4340 quando tracionado o que promove pequenas deformações o que permite uma baixa taxa de encruamento incapaz de absorver as tensões geradas na região do pescoço, promovendo um o início pré-maturo do pescoço a partir de baixas tensões. Em compensação, foi observado que a martensita produzida pelo efeito TRIP, evita as deformações localizadas proveniente da alta taxa de encruamento, gerando uma boa relação entre resistência e ductilidade.

Figura 8. Curvas tensão versus deformação para aços TRIP, demonstrando sua alta taxa de encruamento em comparação com aço SAE 4340.



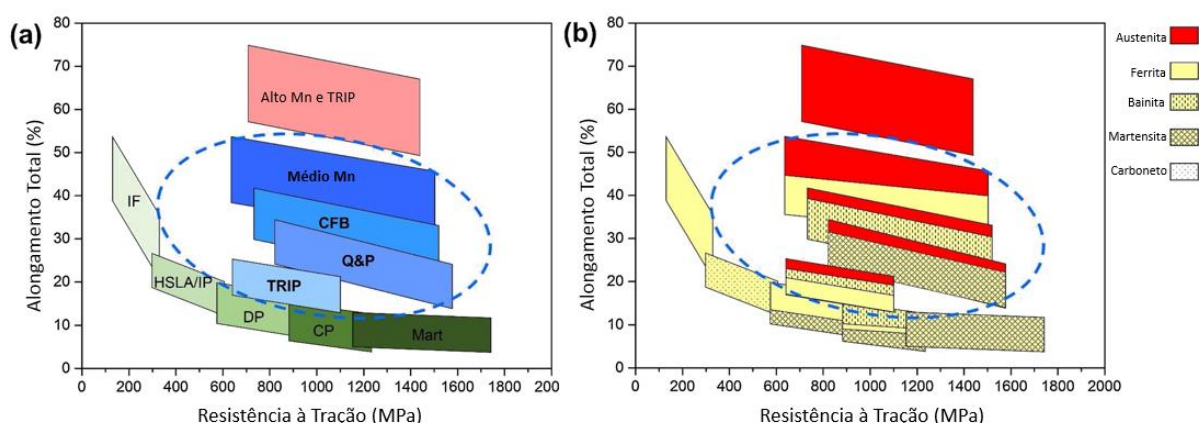
Fonte: Zackay *et al.* (1967).

Dessa forma, os aços TRIP possuem um elevado coeficiente de encruamento “ n ”, quando comparado com aços DP e HSLA convencionais. Como o coeficiente de encruamento “ n ” está associado a deformação verdadeira uniforme, à medida que o valor de n aumenta, o material suportará mais deformações, antes que a estricção se inicie, assim sendo, haverá a redistribuição das deformações ao longo de toda a peça, a região com maior deformação será mais resistente. Dessa forma, explica-se a alta absorção de energia dessa classe de aços.

3.3 ESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA RETIDA

Para projetar os aços AHSS de terceira geração com um maior desempenho mecânico é necessário uma microestrutura cada vez mais complexa, com a combinação significativa de fases de alta resistência como a martensita e fases altamente dúcteis de austenita retida com capacidade significativa de deformação, como está ilustrado na Figura 9 (WANG, C. et al., 2014). Assim, a Figura 9-(a) mostra o digrama resistência versus alongamento para as várias classes de aços AHSS e 9-(b) a classificação correspondente a sua microestrutura. O conjunto de classes pertencente ao círculo pontilhado indica as principais classes de AHSS, propensa a apresentar boas combinações de resistência e ductilidade, por isso, nessa região se concentram a maior parte das pesquisas para desenvolvimento de AHSS.

Figura 9. Relação entre alongamento total e limite de resistência à tração de acordo com (a) sua classificação e (b) sua microestrutura correspondente. IF; HSLA; DP; CP: fase complexa; Mart; TRIP; CFB: bainíticos livre de carbonetos; Q&P.



Fonte: Adaptado de Dai *et al.* (2021).

Dessa forma, a contribuição crescente da austenita retida (AR) no desenvolvimento de aços AHSS é essencial por facultar a otimização das propriedades mecânicas, além de assegurar que ocorra o efeito TRIP, portanto sua estabilização e fração volumétrica são fatores determinantes para atingir as propriedades desejadas (DE COOMAN, 2004; FINFROCK *et al.*, 2020; ZHANG, S.; INDLEY, 2013). Desse modo, a estabilidade da austenita retida em temperatura ambiente está ligada a dois fatores: a sua estabilidade térmica e mecânica.

Consequentemente, a estabilidade mecânica da AR, tem correspondência na sua capacidade em se transformar em martensita sob tensão ou deformação. Um estudo realizado por Liu *et al.* (2018), demonstrou que as propriedades mecânicas ótimas não são necessariamente obtidas quando a fração volumétrica de austenita retida é máxima, mas podem

ser alcançadas, quando existe um equilíbrio entre a fração e a estabilidade da austenita retida (AR). Assim, as amostras temperadas parcialmente até 190 °C, alcançaram as melhores propriedades mecânicas, apesar de possuírem frações menores de AR. Esse resultado, se deve à morfologia da AR em forma de filmes finos, sendo mecanicamente mais estáveis. Além disso, os grãos de austenita estavam filiformes entre as finas ripas de martensita; essa martensita refina os grãos de austenita, o que contribui ainda mais para sua estabilidade mecânica.

No mesmo estudo, para a amostra temperada parcialmente em 240 °C, os grãos de austenita retida, são quase que esgotados rapidamente em pequena deformação quando submetidos ao ensaio de tração, isso está ligado a morfologia da austenita em forma de bloco. Sendo assim, os grãos são grandes menos estáveis; não possuem as ripas finas de martensita intercaladas para refinar os grãos austeníticos, portanto, não proporcionam boas propriedades mecânicas. Em contraste, os grãos de austenita na amostra QT190, demonstram uma formação gradual de martensita, dessa forma, a estabilidade mecânica otimizada dos grãos de austenita retida é alcançada na amostra com tempera parcial em 190 °C, apresentando 1500 MPa e um alongamento em cerca de 20%. Desse modo, a estabilidade mecânica da austenita retida vai depender de vários fatores, incluindo teor de carbono, tamanho de grão e morfologia dos grãos de AR (GARCIA-MATEO *et al.*, 2009; LIU *et al.*, 2018; YI; CHEN; BHADESHIA, 2014).

A estabilidade térmica da AR está relacionada com a sua temperatura Ms. Portanto, é importante entender a função dos elementos presentes na composição química da liga. Desse modo, o carbono é o principal estabilizador de AR, tem a função de fortalecer a austenita por endurecimento em solução sólida intersticial e aumentar sua estabilidade. Portanto, sua quantidade deve ser equilibrada para obtenção das propriedades desejadas. Subsequentemente, o manganês, assim como o carbono, é um estabilizador de austenita, porém menos eficiente. Logo, o Mn atua na redução da temperatura de precipitação da cementita (DE COOMAN, 2004).

Partindo dos principais elementos de liga que constituem um aço TRIP convencional, destacam-se: Si, Mn e Al, ressaltando que esses elementos interferem na temperatura de transformação martensítica diretamente ligada a estabilidade térmica da AR. O silício e o alumínio por serem elementos estabilizadores de ferrita são extremamente essenciais para restringir a precipitação de carbonetos (formação de cementita), assim tanto o Si quanto o Al são praticamente insolúveis na cementita. Complementarmente, o Si e Mn contribuem para o aumento do volume de austenita retida (BHATTACHARYYA *et al.*, 2013; SUGIMOTO *et al.*,

1992). De forma geral, a austenita deve possuir um equilíbrio para fornecer as propriedades desejadas com frações volumétricas controladas e uma estabilidade ideal.

Entre os parâmetros para estabilização térmica da austenita retida estão, a composição química (elementos de liga) e a temperatura de austenitização dos tratamentos térmicos (ZHAO *et al.*, 2014). Dessa forma, o carbono e o manganês são os principais estabilizadores da austenita retida, e a estabilidade da AR aumenta com o aumento da temperatura. Assim, a fração e estabilidade de AR vai depender da sua composição, tratamento térmico, temperatura e tempo, destacando a importância em entender a função dos elementos de liga e do processo de forma restrita e mútua (DE COOMAN, 2004).

3.4 TÊMPERA E PARTIÇÃO

A têmpera e partição (*Quenching and Partitioning* - Q&P) é um conceito de tratamento térmico relativamente novo, que está recebendo grande atenção do setor industrial e acadêmico, devido ao seu potencial de processamento para desenvolver aços de terceira geração AHSS, capazes de alcançar uma boa combinação de resistência e ductilidade com um teor dos elementos de liga reduzido (SEO *et al.*, 2016b). Proposto inicialmente por Speer *et al.* (2003), o objetivo do tratamento de têmpera e partição consiste em produzir uma microestrutura mista, composta por martensita, ferrita e austenita retida, e com combinações desejáveis de resistência e ductilidade (DE MOOR *et al.*, 2011; SPEER, J. G.; DE MOOR; CLARKE, 2015).

Suas principais aplicações estão concentradas na parte estrutural e de segurança dos automóveis, desenvolvidas inicialmente a partir de chapas de aços TRIP, aços em barra de médio carbono e ferros fundidos (SPEER, John G. *et al.*, 2005). Para fins de engenharia, é comum utilizar aços com composições químicas semelhantes aos aços TRIP convencionais (baixa liga) no processamento Q&P, por apresentarem melhor desempenho mecânicos (TOJI; MIYAMOTO; RAABE, 2015; YAN *et al.*, 2015).

Segundo Edmonds *et al.*, (2006a) Q&P é uma nova rota de tratamento térmico caracterizada pela supressão da formação de carbonetos e enriquecimento da austenita pelo particionamento do carbono. Diferente do tratamento convencional de têmpera e revenido onde se tem a formação de carbonetos durante o revenimento; e a partição é geralmente ignorada

pelo fato da temperatura ser muito baixa para que ocorra uma difusão relevante após a têmpera (SPEER, J. *et al.*, 2003b).

A difusão do carbono na austenita somente ocorre por causa da supressão da formação de carbonetos com a introdução dos elementos de liga, principalmente Si, Al e P que são elementos típicos dos aços TRIP (CLARKE *et al.*, 2008). Esses elementos são fundamentais para evitar ou retardar a formação de cementita que consome o carbono disponível para estabilizar a austenita não transformada (SPEER, John G. *et al.*, 2005). Devido a supressão de carbonetos o particionamento da martensita supersaturada para austenita é possível mesmo em altas temperaturas (SPEER, J. *et al.*, 2003b).

Resumidamente o tratamento Q&P convencional ocorre em 2 etapas: a primeira etapa é a têmpera parcial até a temperatura QT (*Quenching Temperature*) ou temperatura de têmpera com grande importância por determinar a concentração de carbono disponível para estabilizar a austenita durante a partição (WANG, C. Y. *et al.*, 2010b). A segunda etapa é a partição, onde se concentra a maior atenção no processo por ocorrer a transferência do carbono da martensita supersaturada para austenita, em decorrência da solubilidade do carbono ser maior na austenita (SPEER, John G. *et al.*, 2004). Essa etapa vai determinar a quantidade real de austenita e sua estabilidade após a têmpera final (STERWART, *et al.*, 2019, SANTOFIMIA *et al.*, 2019).

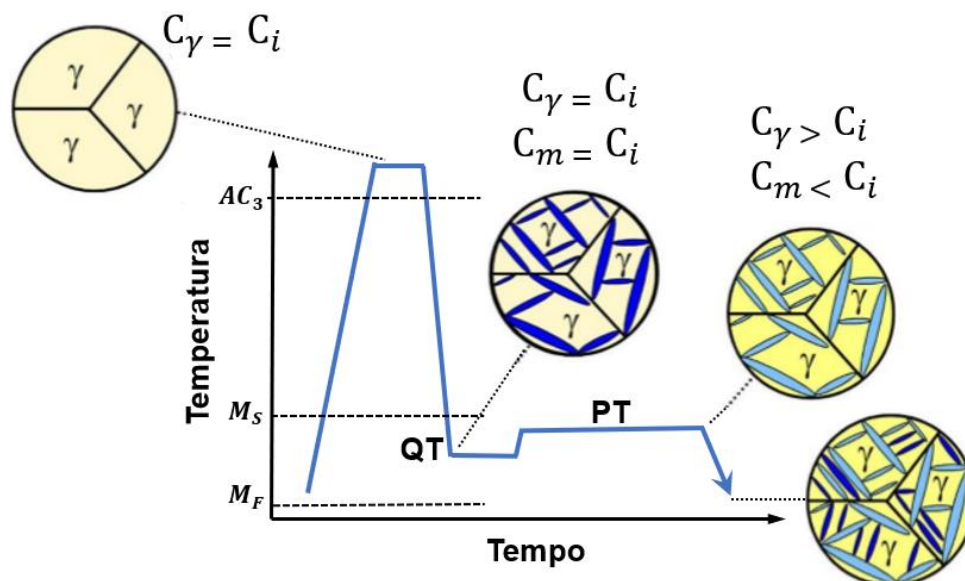
O processo Q&P esquematizado na Figura 10, começa com uma austenitização do material acima da temperatura crítica Ac_3 . Nesse estágio, a concentração inicial de carbono na liga C_i , é igual a concentração de carbono na austenita C_γ (concentração de carbono homogêneo no material).

Partindo da amostra austenitizada, o aço é temperado a uma temperatura específica (QT – Temperatura de Têmpera) entre M_s (início da transformação martensítica) e M_f (fim da transformação martensítica) para atingir uma transformação martensítica parcial, ou seja, obter frações volumétricas controladas de martensita e austenita. Por conta do rápido resfriamento o carbono fica retido na microestrutura da martensita transformada evitando transformações difusionais. Portanto, nesse estágio, a concentração de carbono C_i é igual C_γ e igual a concentração de carbono na martensita C_m ($C_i = C_m = C_\gamma$).

Depois da têmpera inicial (parcial) é realizado o tratamento isotérmico de partição que consiste no aquecimento do aço até a temperatura de particionamento (PT). De forma mais prática pode-se entender que a partição do carbono é a diferença de solubilidade entre as fases ferrita e austenita a uma determinada temperatura o que promove a redistribuição do carbono

entre a martensita e austenita (WANG, C. Y. *et al.*, 2010b). Esse tratamento promove a difusão do carbono presente na martensita para a austenita de forma que a concentração de carbono na austenita aumenta e a concentração de carbono na martensita é reduzida ($\downarrow C_m \rightarrow \uparrow C_\gamma$; $C_m < C_i < C_\gamma$).

Figura 10. Representação esquemática do processo Q&P com austenitização plena, em dois estágios sendo, C_i , C_γ , C_m a concentração de carbono inicial, na austenita e na martensita, respectivamente. Logo, QT e PT temperatura de têmpera e temperatura de particionamento.



Fonte: Edmonds (2006).

Por fim, o aço é temperado à temperatura ambiente já que a austenita com uma maior concentração de carbono reduz a sua temperatura M_s e fica estabilizada termodinamicamente (M_s deve ser reduzido à temperatura ambiente ou abaixo) (EDMONDS *et al.*, 2006a; PIERCE *et al.*, 2018; SPEER, J. *et al.*, 2003b; SPEER, John G. *et al.*, 2004).

Na Figura 10 (anterior), o estágio de partição foi realizado da forma convencional (processo “two-step”) com reaquecimento do aço até a temperatura de partição (PT), onde se tem o enriquecimento da austenita pelo carbono. Porém, o tratamento isotérmico de partição pode ser realizado na mesma temperatura de têmpera (QT), uma etapa (“one-step”), dispensando o reaquecimento do aço (ZHONG *et al.*, 2009).

Dessa forma, o processamento de Q&P completo consiste em quatro etapas: um estágio de austenitização total ou parcial, um estágio de têmpera inicial ou têmpera parcial, um estágio de partição e um estágio de têmpera final. A microestrutura gerada no final do tratamento Q&P consiste em austenita retida e martensita. Vale ressaltar que existe a possibilidade de formação

de martensita (martensita fresca – *fresh martensite*) proveniente da austenita insuficientemente estabilizada pelo C durante a têmpera final em temperatura ambiente. Essa martensita irá possuir uma maior concentração de carbono diferente da anterior, como consequência possui dureza mais alta do que a martensita inicial (SPEER, John G. *et al.*, 2005; STEWART *et al.*, 2019). Uma outra microestrutura resultante é a ferrita em conjunto com austenita retida e martensita, esta fase estará presente somente se ocorrer uma austenização parcial (Intercrítica) (SANTOFIMIA *et al.*, 2009b).

As propriedades mecânicas obtidas pelos aços Q&P consistem em uma ductilidade relativamente alta proveniente da austenita retida e uma alta dureza fornecida pela martensita revenida diferente das obtidas por têmpera e revenimento onde existem a formação de carbonetos (SANTOFIMIA; ZHAO; SIETSMA, 2011). Dessa forma, as propriedades estão relacionadas aos elementos de liga, frações das fases e características da AR (CHEN *et al.*, 2021). As particularidades do tratamento Q&P consistem no controle da transformação de fase parcial proposital e na partição de carbono. Assim, a correta seleção da temperatura de têmpera (QT) durante o processamento Q&P é de grande importância, tornando possível obter uma ampla gama de propriedades mecânicas nas microestruturas resultantes (LI *et al.*, 2016; SEO *et al.*, 2016b).

Consequentemente, as propriedades mecânicas também são influenciadas pelos parâmetros de tratamentos selecionados. Estudos anteriores, demonstram que existem algumas faixas onde se encontram melhores relações resistência mecânica e ductilidade. Para esclarecer, entre os principais parâmetros estão:

- Meio de resfriamento para têmpera interrompida (parcial) pode ser em água, óleo, banho de sal, com tempos e temperaturas variáveis;
- Temperatura de particionamento entre 200 a 600°C;
- Meio de particionamento convencionalmente realizado em banho de sal;
- Tempo de particionamento varia entre 2 a 3600 segundos;
- Temperatura de resfriamento para segunda têmpera (final) em água, ar ou temperatura ambiente.

3.4.1 Termodinâmica do processo Q&P

A transformação martensítica é um processo governado pelo mecanismo de cisalhamento diferente dos processos difusionais onde ocorre a difusão de carbono. Por ocorrer em velocidade extremamente alta, os átomos de carbono presente nos interstícios octaédricos da austenita ficam aprisionados durante o resfriamento, não há tempo para o carbono migrar para as fases ferrita e cementita (sem tempo para difusão). Dessa forma, o reticulado sofre distorção pelos átomos de carbono, transformando-se em unidades tetragonais de corpo centrado (TCC) (KRAUSS, 2005, p. 64). Portanto, a fase martensita TCC pode ser substancialmente supersaturada com carbono (SPEER, J. *et al.*, 2003b).

É evidente que o mecanismo chave do processamento Q&P é a transferência de carbono da martensita supersaturada para a austenita, permitindo assim a sua estabilização química (SANTOFIMIA *et al.*, 2009a). Por um longo tempo esse processo de transferência de carbono entre a martensita e austenita retida foi ignorado em aços temperados, por se apresentarem em temperaturas baixas, evitando a ocorrência de difusão. Junto a isso, a supersaturação de carbono da martensita é eliminada pela precipitação de carbeto na etapa do revenido (SPEER, John G. *et al.*, 2005).

Inicialmente, o conceito de paraequilíbrio foi utilizado para explicar a partição do carbono entre a martensita e austenita. O paraequilíbrio pode ser explicado por um sistema Fe - C - X (“X” é o átomo substitucional), onde somente o átomo com maior mobilidade alcança o equilíbrio, e a difusão dos átomos substitucionais é ignorada, assim as frações Fe e “X” permanecem as mesmas nas diferentes fases (SPEER, J. *et al.*, 2003b).

Com surgimento de novas rotas de tratamento térmico, como o tratamento Q&P, o modelo de paraequilíbrio (CPE “*Constrained Paraequilibrium*”), antes esquecido foi reformulado já que possuía algumas limitações. Diante desse cenário, a termodinâmica da partição do carbono tornou-se alvo de discussões entre Speer e Hillert e Ägren (SPEER, J. G. *et al.*, 2005), os quais junto com outros autores adotaram a condição de “Equilíbrio Constrito de Carbono - ECC” (*Constrained Carbon Equilibrium*) como a condição que comanda o fluxo de carbono (SANTOFIMIA *et al.*, 2009b).

O modelo ECC consiste, em ajustes das frações de fases ferrita e austenita através da migração de interface para garantir potenciais químicos de carbono iguais em cada fase. O equilíbrio das fases “ferrita martensítica” (para fins de estudo, utiliza-se o termo “ferrita-

martensítica” ou “ferrita/martensita”, equivalente a ferrita supersaturada de C, que equivale a martensita) nesse caso supersaturada de carbono, que corresponde à martensita) e austenita pelo particionamento completo do carbono foi denominado de equilíbrio constrito de carbono (ECC). Vale ressaltar, algumas considerações relevantes desse modelo, tais como:

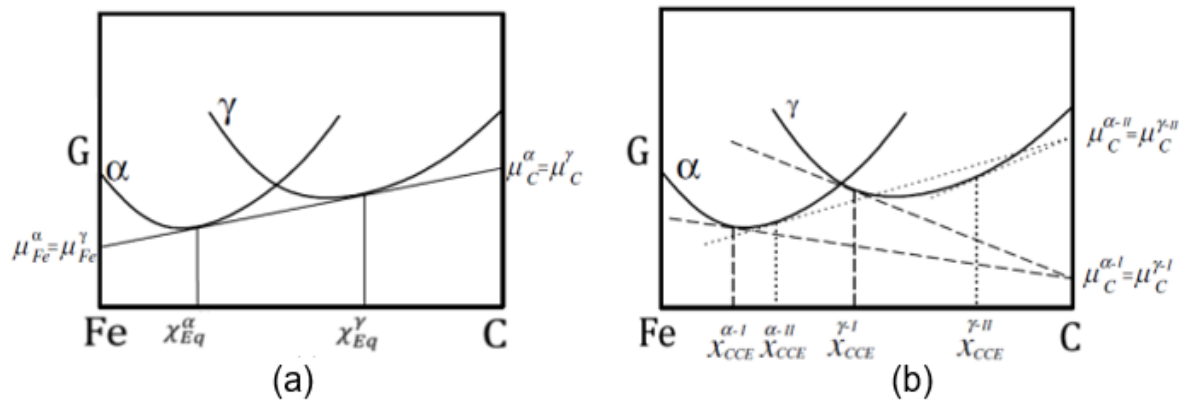
- A partição do carbono é completa, ou seja, todo carbono proveniente da martensita supersaturada se difunde na austenita retida;
- As reações competitivas como a formação de carbonetos durante a partição são ignoradas;
- O modelo ECC não considera a cinética da reação;
- A interface martensita-austenita pode ser considerada imóvel ou estacionária, não existe difusão de elementos substitucionais;
- A partição é finalizada quando os potencial químico do carbono (μ_C) for homogêneo no sistema, mantendo a conservação dos átomos de ferro (e substitucionais) em cada fase até encerrar a partição (SANTOFIMIA *et al.*, 2009b; SPEER, John G. *et al.*, 2005).

De forma mais simples, é possível entender o modelo do equilíbrio constrito de carbono (ECC), estabelecendo que não existe movimento dos átomos de Fe e outros elementos substitucionais, desse modo, apenas quem tem mobilidade por difusão são os átomos de carbono.

A Figura 11, mostra o diagrama de energia livre de Gibbs em função da composição Fe-C, o qual indica que o potencial químico de carbono (μ_C) em ambas fases (α) ferrita e (γ) austenita é dado pela interceptação da tangente com o eixo de composição das fases α e γ em um único ponto, alcançado as condições termodinâmica do modelo ECC.

Na Figura 11-(a), verifica-se uma tangente comum para as fases α e γ presentes em equilíbrio, significando que o potencial químico do carbono (μ_C) é igual em ambas fases ($\mu_C^\gamma = \mu_C^\alpha$), assim como o potencial do ferro que é igual para as duas fases ($\mu_{Fe}^\gamma = \mu_{Fe}^\alpha$), gerando uma composição química única para ferrita ($\chi^{\alpha_{Eq}}$) e para austenita ($\chi^{\gamma_{Eq}}$). A Figura 11-(b), mostra dois grupos de composição química I e II, com potencial de carbono iguais nas fases α e γ e diferentes potenciais químicos de Fe nas duas fases. Desse modo, a Figura 11, demonstra que não existe apenas uma composição química que atenda o modelo ECC, mas infinitas composições de fases (EDMONDS *et al.*, 2006a; SPEER, J. *et al.*, 2003b).

Figura 11. Diagramas esquemáticos de energia de Gibbs molar vs. composição que ilustram o equilíbrio metaestável a uma temperatura particular entre ferrita e austenita no sistema binário Fe-C: (a) equilíbrio e (b) duas possíveis condições de equilíbrio de carbono restrito (I e II), mostrando duas composições de ferrita possíveis e composições de austenita que atendam ao requisito do ECC, potencial químico do carbono igual nas duas fases.



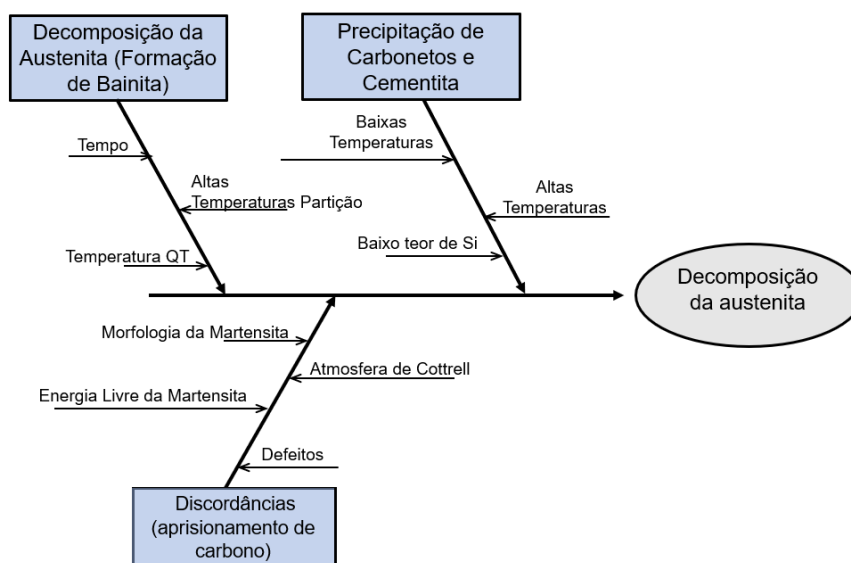
Fonte: Edmonds (2006).

3.4.2 Processos competitivos

De acordo com o modelo do “Equilíbrio Constrito de Carbono - ECC”, todas as reações competitivas como: formação de cementita, carboneto de transição ou transformação de bainita, etc. são suprimidas (EDMONDS *et al.*, 2006a). Porém, observa-se a precipitação de carbonetos na martensita frequentemente, durante a etapa de partição, seja em aços de baixo carbono ou em aços de alto carbono, até mesmo com um alto teor de Si ou Al (EDMONDS *et al.*, 2006a; SANTOFIMIA *et al.*, 2009a).

Com o propósito de detalhar a redução do teor de carbono disponível para estabilizar a austenita durante a partição, foi elaborado um diagrama de Ishikawa (ISHIKAWA, 1989) ilustrado na Figura 12, sendo o efeito principal a decomposição da austenita e as causas são os mecanismos competitivos.

Figura 12. Causas que resultam como efeito a decomposição da austenita durante a etapa de partição.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Como a cementita precipita dentro da martensita, ou seja, o carbono migra da superfície para dentro do grão, por difusão atômica (MIETTUNEN *et al.*, 2021), os elementos Si e Al atuam de forma a retardar significativamente a formação ou crescimento de carbonetos, embora não possam eliminar definitivamente sua formação (SEO *et al.*, 2016b). Isso está em acordo com os resultados obtidos por Kim *et al.* (2017), onde mostram que o silício aumenta a estabilidade da austenita e inibe sua decomposição durante o particionamento. Kim *et al.* (2017), também afirmam, existir recorrentes competições entre a partição de carbono e precipitação de carboneto. Desse modo, quando o carbono precipita, parte do carbono disponível é consumido para formar carbonetos, assim, reduz-se a quantidade restante de carbono na martensita, disponível para enriquecer a austenita durante a partição (TOJI; MIYAMOTO; RAABE, 2015). Assim, presume-se que a concentração de carbono da austenita após a etapa de partição, neste caso, seja menor do que a prevista sob as condições de ECC, que não considera a precipitação de carbonetos.

Durante o processo de partição, o carbono se difunde da martensita supersaturada para a austenita, de forma que não pode ser descartada a decomposição da austenita em bainita. Já que as temperaturas são consistentes com as da formação da fase bainita (AOUED *et al.*, 2020).

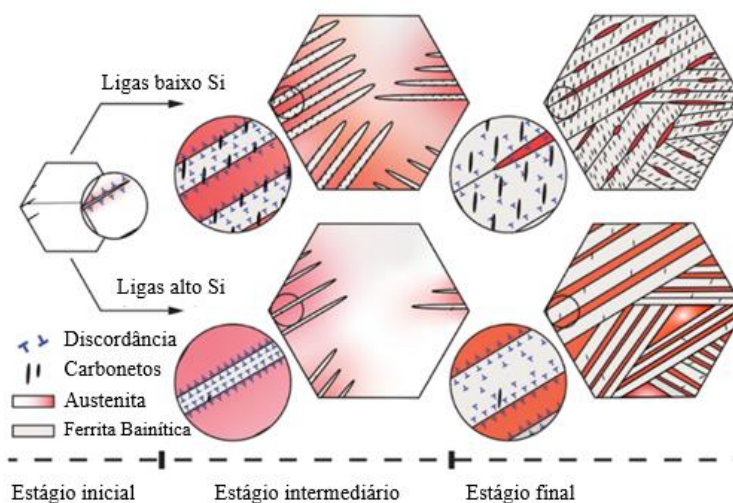
No trabalho elaborado por Ebner *et al.* (2019), discutem-se o efeito da decomposição da austenita em bainita, após o tratamento Q&P nesse estudo, evidencia-se a formação de bainita em todas as rotas de processamento, independentemente das temperaturas de têmpera parcial “QT” e de partição “PT”, com um tempo fixo de partição de trezentos segundos para todas amostras. Então, é comum ver trabalhos com tempos curto de partição, com objetivo de evitar a decomposição da austenita em bainita, porém cada liga tem suas singularidades, e deve existir um equilíbrio entre os tempos e temperaturas para cada liga estudada.

O efeito dos elementos de liga de forma simplificada, tem a função de mover as curvas de transformações. Conforme a austenita é enriquecida de carbono, a temperatura M_s , é reduzida gradualmente. Logo, quando a etapa de partição é realizada em alta temperaturas (por exemplo 400 °C), a temperatura M_s pode ser gradativamente reduzida abaixo da temperatura de partição, durante a etapa de partição (YAN *et al.*, 2017).

Dessa forma, a austenita não transformada se transformará em bainita, se existir um tempo suficiente durante a partição. Em contrapartida, para baixas temperaturas de partição, até é possível que ocorra alguma reação na região da fase bainítica em pequenas frações, e ainda assim seria necessário um tempo considerável, além de uma combinação de baixos teores dos elementos de liga. Hajyakbary *et al.*, (2016), confirmam em seus estudos a formação de bainita, e considera insignificante para as amostras que foram particionadas na temperatura de 180 C° e 200 C°.

A evolução microestrutural da transformação bainítica é ilustrada na Figura 13, para um aço com baixo Si e alto Si. É notável que uma maior quantidade de Si leva a formação mais lenta de ferrita bainítica proporcionando uma maior fração de austenita retida. Dessa forma, o estágio inicial da transformação bainítica começa com a formação da ferrita bainítica, devido ao processo de difusão do C, inicia-se o surgimento de discordâncias. No estágio intermediário, acentua-se a formação da ferrita bainítica, com o surgimento de carbonetos, o carbono continua se difundindo, reduzindo seu teor na austenita e ocorre um acúmulo de discordâncias. Por fim, no estágio final encerra o descolamento das discordâncias, com a homogeneização do C na austenita retida, resultando em diferentes morfologias da austenita retida. Assim, na temperatura isotérmica, o efeito do Si se deve principalmente a dois mecanismos: fortalecimento da rede e retardo da formação de carboneto, O Si fornece endurecimento em solução sólida que fortalece a matriz de austenita contra a mudança (LIN *et al.*, 2022).

Figura 13. Ilustração esquemática do progresso da transformação bainítica. Para ilustrar as principais diferenças microestruturais, o esquema é dividido e simplificado em aço de baixo Si e alto Si.



Fonte: Lin *et al.* (2022).

Segundo Kantanen *et al.* (2021), em termos microestruturais existe a possibilidade de uma combinação de alta resistência e ductilidade razoável com uma alta fração de martensita, juntamente com uma pequena fração de austenita retida com uma possível formação em poucas quantidades de bainita.

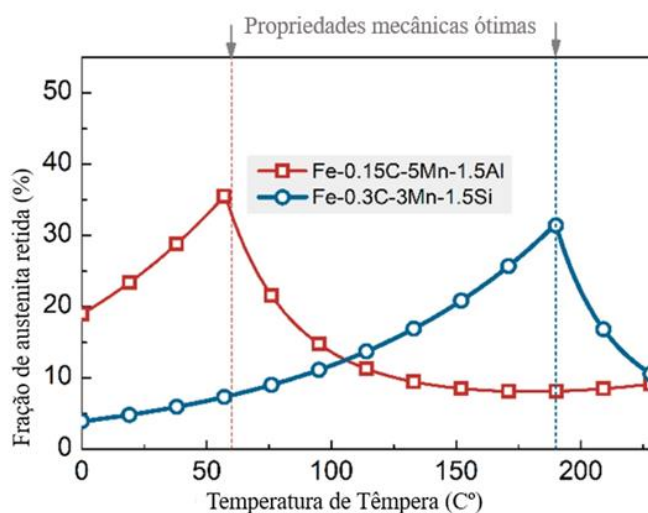
De acordo com Nishikawa *et al.* (2019), a bainita formada durante a partição contribui ainda mais para o enriquecimento de carbono da austenita. Speer *et al.* (2011), já demonstrava em seus estudo a transformação em bainita livre de carbonetos com a possibilidade de estabilizar frações significativas de austenita em alguns casos.

Recentemente, Dai *et al.* (2020), estudaram processos competitivos que causam a partição incompleta de carbono, como: o aprisionamento de carbono em discordâncias (atmosfera de Cottrell que podem reduzir a fração molar de carbono que permanece em solução sólida na martensita) e precipitação de carboneto na martensita. Dessa forma, vários modelos vêm sendo desenvolvidos, com intuito de prever a evolução da fração volumétrica da austenita e seu conteúdo de carbono durante a partição considerado os processos concorrentes. Apesar de uma grande quantidade de estudos a decomposição da austenita ainda é um fenômeno intrínseco durante a etapa de partição.

3.5 TEMPERATURA DE TÊMPERA ÓTIMA

De acordo com Echeverri *et al.* (2022) a determinação da temperatura de têmpera ótima é fundamental para definir as frações adequadas de martensita e austenita não transformada, para estabilizar a austenita não transformada durante o estágio de partição. Partindo da definição em que a temperatura de têmpera ótima (*Optimum Quenching Temperature – OQT*) é a temperatura na qual a fração volumétrica de austenita retida é máxima (BAGLIANI *al.* 2013), conforme ilustrado na Figura 14, onde é alcançado as propriedades mecânicas ótimas. Uma segunda definição é a temperatura na qual, se forma a quantidade certa de martensita durante a têmpera inicial para estabilizar a austenita não transformada (EDMONDS *et al.*, 2006a).

Figura 14. Cálculo da temperatura ótima de têmpera sob esquema de previsão CCE otimizado.



Fonte: Gao *et al.* (2022).

É possível presumir, que altas temperaturas (QT) podem levar a formação de martensita fresca após o resfriamento final devido a estabilização insuficiente da austenita. Em contraste, temperaturas (QT) baixas, produzem pequenas frações volumétricas de austenita, após o estágio inicial de têmpera. Nessa situação, o teor de C na austenita é alto após o estágio de partição e produz uma austenita retida muito estável, porém em quantidade insuficiente para conceder a ductilidade característica do processo Q&P (EDMONDS *et al.*, 2006b; SEO; CHO; DE COOMAN, 2016; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020b).

Um método simples para determinar a temperatura de têmpera ótima (OQT) foi proposto por Speer *et al.* (2003), com base no modelo de equilíbrio de carbono constrito (ECC). A

metodologia para determinar a temperatura QT ideal, consiste inicialmente em aplicar a equação de Koistinen-Marburger (KOISTINEN;1959) Equação (10), essa equação relaciona a fração volumétrica de martensita com a temperatura QT.

$$fm = 1 - e^{-0,011 (Ms-QT)} \quad (1)$$

Sendo, fm = Fração de austenita transformada em martensita durante a têmpera parcial;

Ms = Início da transformação martensítica;

QT = Temperatura de têmpera parcial.

Considerando uma determinada temperatura de têmpera (QT) e a partição completa, o teor de carbono presente na austenita retida pode ser calculado através da regra da alavanca. Então, a temperatura Ms da austenita não transformada é recalculado pela Eq. (9), assumindo hipoteticamente o aumento do teor de carbono após a partição. Aplica-se novamente a Equação (10), para estimar a fração de austenita que se transforma em martensita após o resfriamento final para temperatura ambiente, obtendo assim a temperatura ótima QT (CLARKE *et al.*, 2009; EDMONDS *et al.*, 2006b).

4 MOTIVAÇÃO E RELEVÂNCIA DO TRABALHO

Nessa seção são levantados os principais aspectos em relação a motivação no desenvolvimento da presente pesquisa em aços AHSS processados por têmpera e partição, com ênfase no âmbito econômico, comercial, ambiental e político. Sua importância, e de que forma esses materiais afetam nosso cotidiano.

Diferente da década de setenta, onde os veículos eram construídos principalmente com aços convencionais, a tendência atual consiste em utilizar cada vez mais aços AHSS na composição dos automóveis.

É inquestionável que o aumento na demanda por aços AHSS para aplicações automotivas é impulsionado pelo alto preço do petróleo. Principalmente nos últimos meses, com a escassez de combustíveis fósseis os preços dos combustíveis estão sofrendo grandes variações semanais, impulsionando um aumento expressivo no preço ao consumidor (HARDWICK; OUTTERIDGE, 2016; YAN *et al.*, 2017).

Considerando o presente contexto, as indústrias automotivas estão seguindo o caminho do design leve, carros mais enxutos que consomem menos combustível, buscando atender os clientes. Deste modo, os aços AHSS é uma alternativa proeminente, devido a sua capacidade em obter propriedades que permitem a redução da espessura dos componentes estruturais do automóvel.

Segundo XIAODONG (2010), para cada 10% de redução de peso de um automóvel, o consumo de combustível é de 3% a 7% menor. Dessa forma, o objetivo central das montadoras é otimizar ainda mais seus veículos, garantido leveza com a utilização de aços AHSS para atender tais exigências.

De acordo com, o Sistema de Estimativas de Emissões de Gases de Efeito Estufa (SEEG), dentro do setor de energia, a maior atividade emissora é a de transporte, responsável, em 2019, por 196,5 toneladas de CO₂ e – 47% de toda emissão por energia. Logo, o setor de transporte tornou-se uma fonte crescente de preocupação para governos, consumidores e outras partes interessadas que buscam enfrentar as pressões combinadas das mudanças climáticas, poluição do ar e uso de recursos (HARDWICK; OUTTERIDGE, 2016).

O anseio da economia global, em desenvolver processos de produção mais sustentáveis, vem atraindo a atenção da indústria automobilística para utilização de aços AHSS. Em síntese, a produção de 1kg de aço AHSS libera em média 2,3kg de CO₂, o que representa uma grande

vantagem, comparado como outros materiais utilizados na redução de peso dos veículos. Materiais como alumínio (por exemplo, que libera 16,5kg de CO₂), magnésio e fibra de carbono embora sejam, leves e resistentes, a sua produção produz muito CO₂, o que não é interessante na questão ambiental (RANA; SINGH, 2017).

Novas e mais rigorosas normas de segurança, trazem novos desafios aos fabricantes de peças (KAAR *et al.*, 2019). Projetar uma seção transversal que minimize a quantidade de forças transferidas para os ocupantes do veículo é fundamental para garantir a segurança (TARIGOPULA *et al.*, 2006). Assim, os aços Q&P estão presentes em zonas projetadas para absorver a energia do impacto, de modo que a maior parte da energia, seja dissipada nessas zonas.

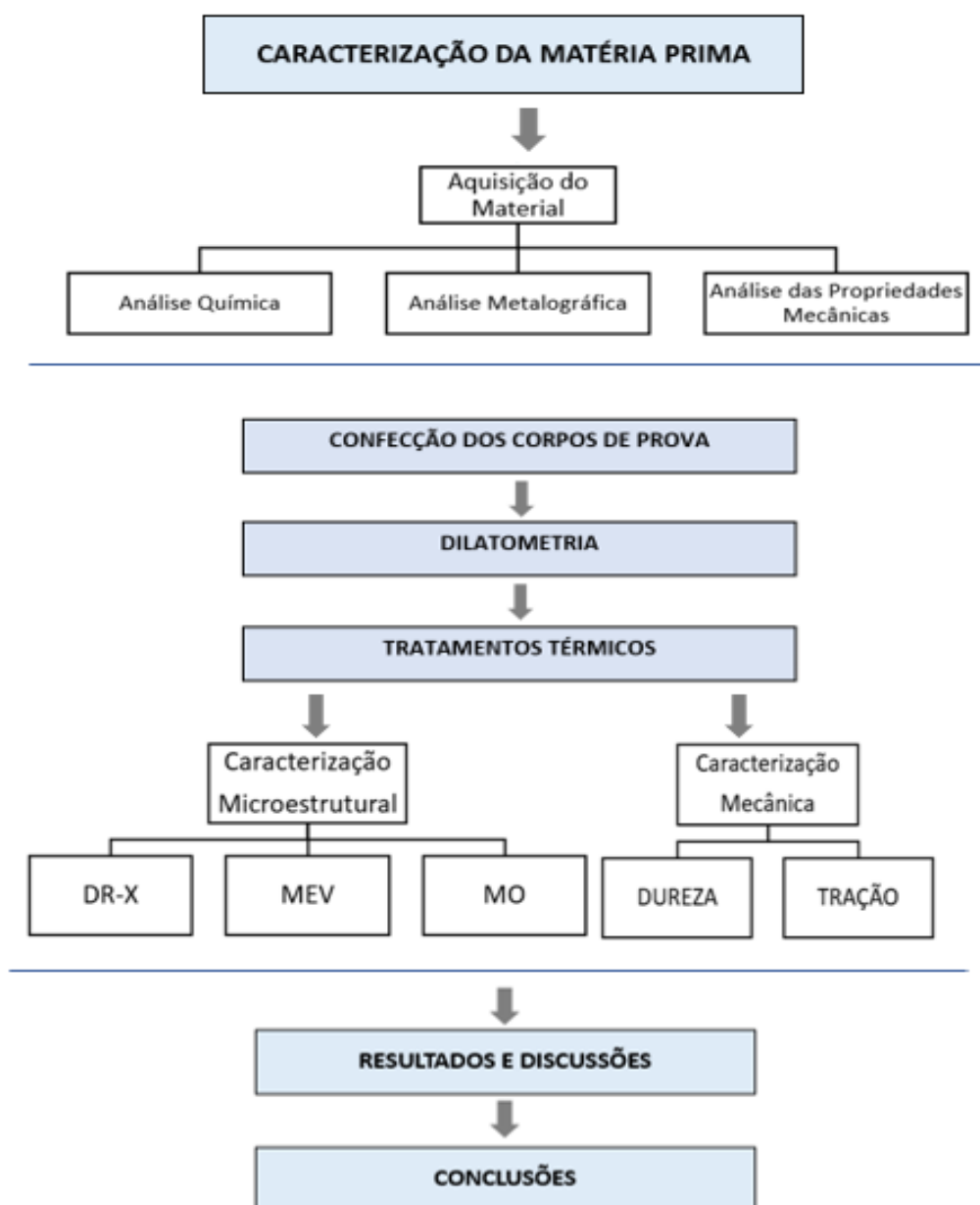
Assim, os aços AHSS tem se tornado a principal escolha para reduzir o peso da estrutura do veículo, otimizando a relação consumo combustível, segurança e poluição (KAAR *et al.*, 2019). Para atender a esses requisitos, Speer *et al.*, (2003) propuseram uma nova rota de tratamento térmico conhecido como processo de têmpera e partição para desenvolver aços avançados de alta resistência (AHSS) capazes de produzir propriedades distintas podendo atender a demandas da época, os aços Q&P produzem um excelente equilíbrio de alta resistência à tração e bom alongamento, tornando os aços Q&P os mais promissores da terceira geração dos aços AHSS (VERCRUYSSSE *et al.*, 2021).

De acordo com a ANFAVEA (Associação Nacional dos Fabricantes de Veículos Automotores), o setor automotivo representa 22% do PIB da indústria e por 4 % do PIB total, e sua cadeia produtiva emprega mais de um milhão de pessoas. Esse crescimento, se deve em grande parte a versatilidade dos aços AHSS, em sua capacidade em atender as demandas da indústria automotiva (TUMULURU, 2015).

5 MATERIAIS E MÉTODOS

De modo prático e para uma fácil compreensão, a metodologia desenvolvida nesse trabalho está ilustrada no organograma, apresentado na Figura 15.

Figura 15. Organograma da metodologia desenvolvida.



Fonte: Elaborado pelo autor.

5.1 CARACTERIZAÇÃO DA MATÉRIA PRIMA

O material utilizado no presente trabalho é um aço TRIP com alto teor de alumínio, elemento que apresenta particularidades essenciais para o tratamento de têmpera e partição. O aço TRIP foi cedido pela Universidade Estadual Paulista – UNESP, em formato de chapa da classe de resistência 780 MPa, no estado laminado a frio com espessura de 1,2 mm.

5.1.1 Composição química

A composição química do aço TRIP 780 observada na Tabela 1, foi determinada por Espectrometria de Fluorescência de Raios-X por Energia Dispersiva e o teor de carbono pela técnica de combustão direta, ambas análises realizadas no Laboratório Químico de Caracterização de Materiais (LQCM) do IAE/DCTA. Posteriormente, foi realizada uma segunda análise espectrométrica para demais elementos utilizando a técnica de emissão óptica no Laboratório de Metalurgia Física LAMEF/UFRGS. Foi verificado uma convergência entre ambas análises, sendo possível observar que se trata de um aço TRIP CMnAl; semelhante ao utilizado por Santofimia *et al.*, (2009), em um estudo de têmpera e partição para aços de baixo carbono.

Tabela 1. Composição química do aço TRIP estudado % em massa.

C	Mn	Al	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	B	Cu
0,20	2,06	1,63	0,25	0,019	0,0026	0,124	0,011	0,005	0,0005	0,04

Fonte: Elaborado pelo autor.

5.2 PARÂMETROS ADOTADOS NOS TRATAMENTOS TÉRMICOS Q&P

Para determinar a condição de austenitização, procedeu-se inicialmente por uma consulta na literatura, onde foi constatado que a condição de austenitização plena é comumente aplicada em aços com um alto teor de carbono em sua composição para o tratamento Q&P, por possibilitar um enriquecimento de carbono considerável na austenita. Como essa condição não se aplica aos aços TRIP, optou-se então pela austenitização intercrítica, a fim de obter ferrita intercrítica e austenita com maiores concentrações de carbono, e assim, possibilitar uma maior

temperabilidade no aço e um retardo na cinética da transformação bainítica; o que favorece o processo de têmpera e partição. A temperatura de austenitização intercrítica foi estabelecida através de simulações realizadas pelo software Thermo-Calc, com a utilização da base de dados TCFE, indicada para aços. Através da composição inicial da liga, é possível prever o limite de solubilidade do C na ferrita e na austenita e a composição das fases em relação a temperatura intercrítica. Em síntese, essa simulação fornece um conjunto de dados termodinâmicos do aço em diferentes temperaturas considerando o equilíbrio termodinâmico, sendo extremamente importante para determinar a temperatura intercrítica e, assim, obter uma fração considerável de austenita retida ao final do tratamento térmico.

Para o tempo de austenitização foi observado na literatura técnica que considera o tempo de uma hora na temperatura de encharcamento para cada polegada de seção transversal desconsiderando o comprimento do corpo de prova. Com base nos trabalhos verificados, com a utilização do dilatômetro, observou-se um tempo de aproximadamente 5 minutos para completa homogeneização, o mesmo tempo adotado por Echeverri *et al.*, (2022) em estudos Q&P utilizando aços TRIP.

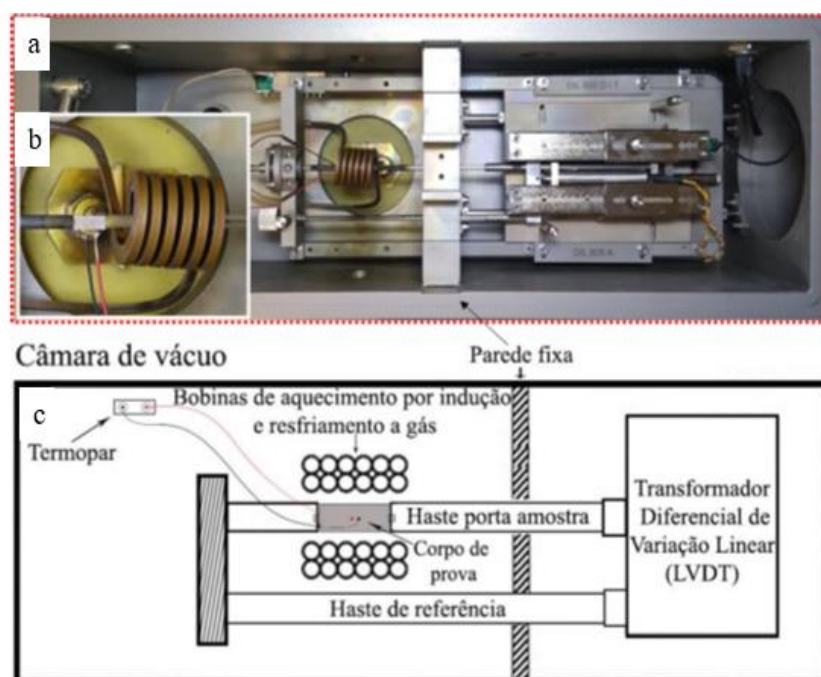
A temperatura de têmpera ótima, foi determinada por simulação a partir de dados obtidos por dilatométrica e simulações realizadas no Thermo-Calc, dessa forma, o critério para escolha foi baseado na fração final máxima de austenita retida após o processamento Q&P considerando o teor de carbono disponível para estabilizar a austenita. Para determinação da temperatura de partição, inicialmente foi realizada uma revisão na literatura, onde, foi observado temperaturas entre 250 °C até 450 °C, porém a temperatura de 400 °C é fortemente utilizada por apresentar ótimas propriedades mecânicas.

5.3 DILATOMETRIA

Analisar as mudanças dimensionais como contração e expansão que sofre um material em função da temperatura é muito favorável para entender os processos de transformação de fase nos aços. Diante desse conceito, foram realizados ensaios de dilatométrica para determinar as temperaturas críticas Ac1, Ac3 e Ms, além dos ciclos de têmpera e partição completos. Os resultados obtidos são importantes, pois servem como validação para os cálculos empíricos e para os processos de simulação do tratamento Q&P. Os presentes ensaios foram realizados utilizando o dilatômetro Bähr DIL805A (Figura 16), situado no Departamento de Engenharia

Metalúrgica e de Materiais da POLI-USP. As amostras são aquecidas por indução eletromagnética com a utilização de uma bobina de cobre refrigerada a água. O controle da temperatura é realizado com auxílio de termopares soldados na superfície das amostras. Para realização da têmpera utilizou-se gás He capaz de proporcionar uma alta taxa de resfriamento, assim, evitando a formação de outras fases.

Figura 16. Imagem dilatômetro Bähr DIL805A, sendo (a) vista superior interna da câmara, (b) amostra conectada o par de termopares e (c) Esquematização do dilatômetro.

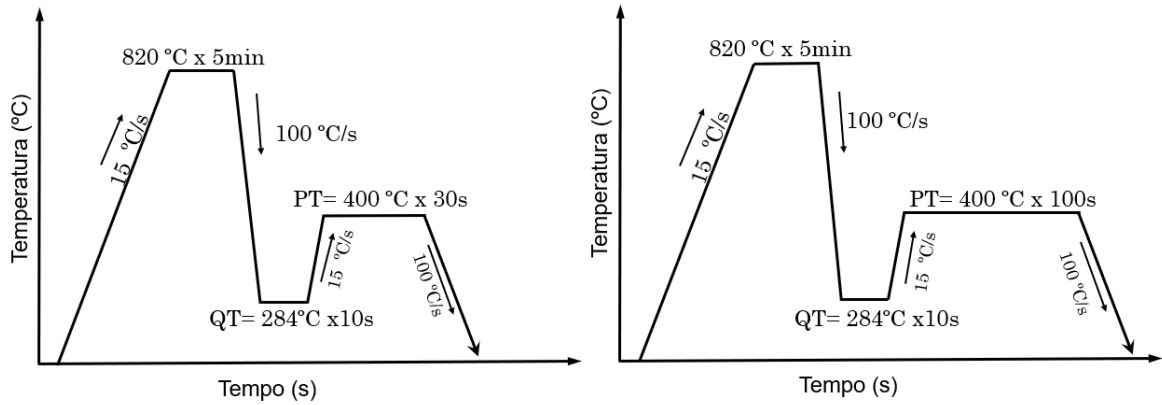


Fonte: Andrade Centeno (2019).

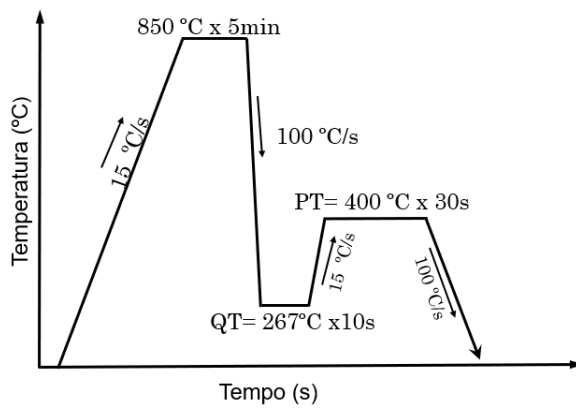
A confecção dos corpos de prova, sucedeu pela usinagem por eletroerosão a fio realizado no IEAv, onde foi adotada uma geometria retangular $4 \times 10 \text{ mm}^2$; comumente indicada para chapas de acordo com a literatura. Para complementar à dilatométrica, a caracterização metalográfica de cada amostra é realizada para permitir a determinação adequada das fases presentes na microestrutura, por meio da microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Com os parâmetros já definidos, na Figura 17 está ilustrado as rotas térmicas realizados no dilatômetro.

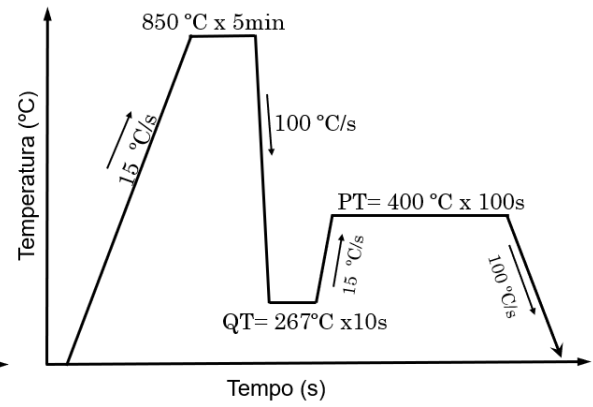
Figura 17. Síntese dos Ciclos térmicos de têmpera e partição para os ensaios em dilatômetro.



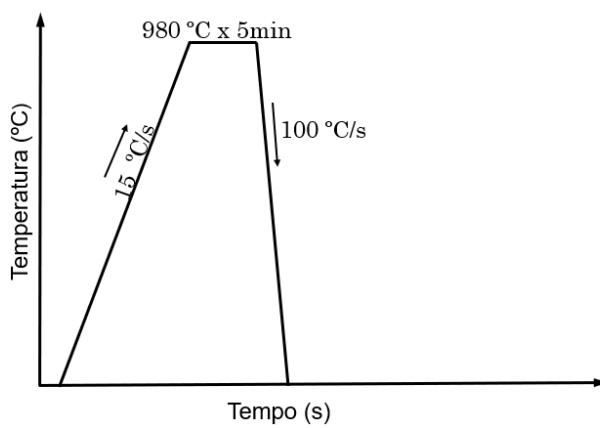
(a)



(c)



(d)



(e)

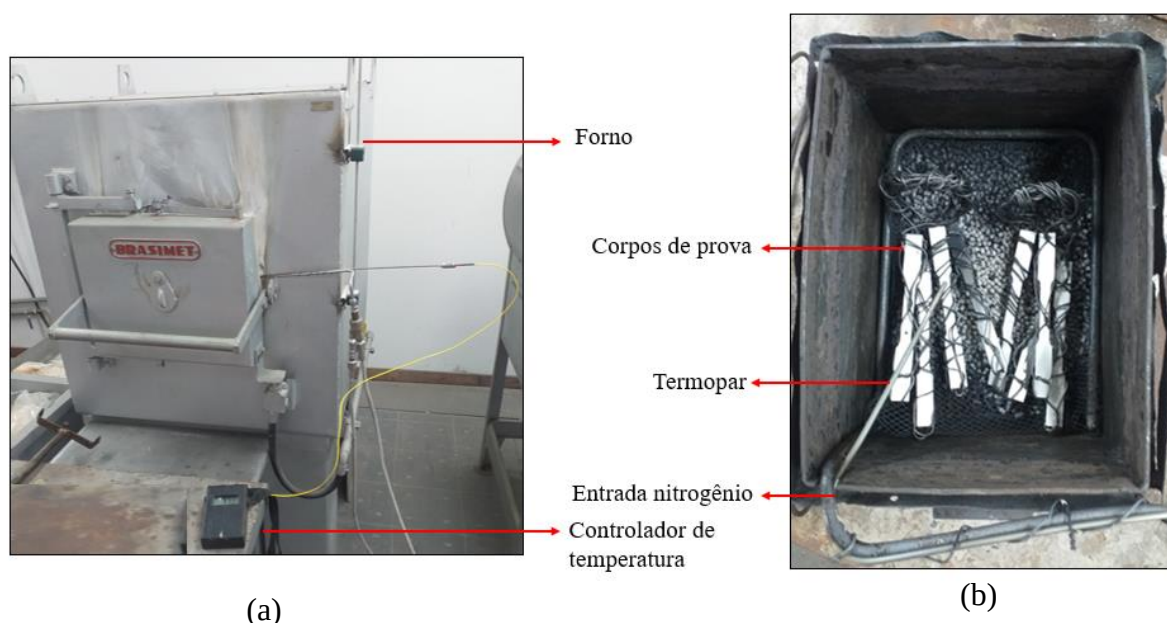
Fonte: Elaborado pelo autor.

Subsequentemente, foi realizado um segundo tratamento térmico Q&P no forno em banho de sais, com corpos de prova de tração, podendo assim, ser feita a avaliação da resistência mecânica e ductilidade do material; propriedades fundamentais para análise no tratamento Q&P.

5.4 SÍNTESE DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS Q&P REALIZADOS NO FORNO

Todos os tratamentos térmicos Q&P para os corpos de prova de tração, foram realizados no laboratório experimental da empresa HEF Durferrit do Brasil Química Ltda, situada na cidade de Diadema, no estado de São Paulo. O presente laboratório possui em suas instalações um forno para austenitização, conforme ilustrado na Figura 18 (a), capaz de fornecer uma atmosfera neutra com a injeção de nitrogênio, e dois fornos de banhos de sais (Figura 19) que permitem a realização do tratamento Q&P. Os fornos se encontram lado a lado, otimizando a execução dos tratamentos térmicos Q&P em duas etapas. A Figura 18 (b), ilustra a caixa protetora, juntamente com termopar para verificação da temperatura interna e a entrada de nitrogênio. Foi também utilizado o granulado de cementação KG 6.2 f, fabricado pela HEF Durferrit do Brasil Química Ltda., aproximadamente 120 gramas de camada abaixo dos corpos de prova, a fim de evitar a descarbonetação.

Figura 18. (a) forno de aquecimento para etapa de austenitização; (b) caixa de aquecimento de cada grupo de corpos de prova com presença do fluxo de nitrogênio e termopar.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Dessa forma, a etapa de austenitização foi realizada por um lote composto de quatro corpos de prova de tração, para cada uma das quatro rotas estabelecidas. Logo, os corpos de prova foram colocados em uma caixa, adequada a fim de evitar a descarbonetação. Com a caixa já fechada foi feita a remoção prévia do oxigênio por meio da entrada de nitrogênio com vazão de 270 ml/minuto de nitrogênio, garantindo um mínimo de 5 trocas/hora da atmosfera a fim de evitar sua entrada durante o tratamento térmico.

Ainda sobre o meio de resfriamento, foi escolhido o banho de sal do tipo AS 140 fabricado pela HEF Durferrit do Brasil Química Ltda., além de ser vastamente utilizado em várias instalações de tratamentos térmicos industriais do Brasil, esse sal possibilita uma boa transferência térmica para uma ampla faixa de temperatura de resfriamento. Assim, a Figura 19 (a) e (b) mostra os fornos de banhos de sais para o estágio partição e têmpera parcial.

Figura 19. Fornos de resfriamento de banho de sal para (a) particionamento e (b) têmpera parcial.



Fonte: Elaborado pelo autor.

De maneira prática, a Tabela 2 apresenta as condições adotadas nos tratamentos Q&P realizados me forno.

Tabela 2. Síntese dos parâmetros do tratamento Q&P realizados em forno térmico.

Austenitização, Temperatura, Tempo	Têmpera parcial Temperatura, Tempo meio	Particionamento	
		Temperatura, meio	Tempo
820 °C, 5 min	284 °C, 3 min, banho de sal	400 °C, banho de sal	30 (s)
		400 °C, banho de sal	100 (s)
850 °C, 5 min	267 °C, 3 min, banho de sal	400 °C, banho de sal	30 (s)
		400 °C, banho de sal	100 (s)

Elaborado pelo autor.

5.5 CARACTERIZAÇÃO POR DR-X

As fases foram determinadas pela técnica de difração de Raios-X, de acordo com os principais picos de difração. As medidas foram feitas em um difratômetro de marca Panalytical, modelo Empyrean com radiação $\text{MoK}\alpha$ filtrada com zircônio. As condições de medida foram: intervalo angular (2θ) de 10 a 70 graus, passo angular de 0,02 graus e tempo de contagem de 50 s.

5.6 ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

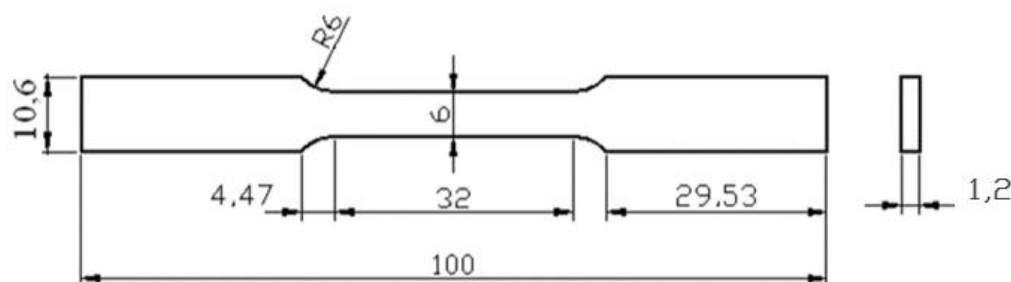
5.6.1 Ensaio de dureza

A fim de avaliar a evolução da dureza do material foram feitas medidas de Microdureza Vickers. Para extração das medidas foi utilizado o microdurometro Wilson Instruments An Instron Model: 401 MVD do laboratório de estudos de usinagem (LEU) da FEG, a norma ABNT NBR ISO 6507-1/2019, utilizando uma carga de 300 gf com tempo de endentação de 10s. Assim, foram realizadas 5 medidas na região superior dos corpos de prova de tração.

5.6.2 Ensaio de tração

Para realização do ensaio de tração, os corpos de prova foram extraídos da região central no sentido longitudinal de laminação do material recebido, os corpos de prova foram usinados por eletroerosão a fio realizado no IAE/DCTA, conforme padrão a norma ASTM E-8/E8M, onde as dimensões estão apresentadas na Figura 20.

Figura 20. Dimensões em mm do corpo de prova para ensaio de tração uniaxial.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório de caracterização mecânica da Escola de Engenharia de Lorena (EEL-USP) utilizando a máquina universal de ensaios da marca EMIC, em temperatura ambiente com célula de carga com capacidade de 100 kN e a velocidade do deslocamento do atuador foi de 2 mm/min.

5.7 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

5.7.1 Análise metalográfica

As análises metalográficas foram realizadas no material no sentido longitudinal dos corpos de prova de dilatométrica. A preparação metalográfica foi realizada de acordo com o padrão dos procedimentos metalográficos. Não houve a necessidade de realizar o seccionamento para o embutimento, devido ao tamanho reduzido dos corpos de dilatométrica. O embutimento a frio foi realizado com resina epóxi; o lixamento foi feito de forma convencional, iniciando pela lixa 380 até 1200 *mesh*. As superfícies das amostras foram polidas em uma politriz com rotação de 300 rpm, polimento com alumina, após o polimento as amostras foram lavadas com álcool etílico e secas com jato de ar.

5.7.2 Microscopia óptica (MO) e microscopia de varredura (MEV)

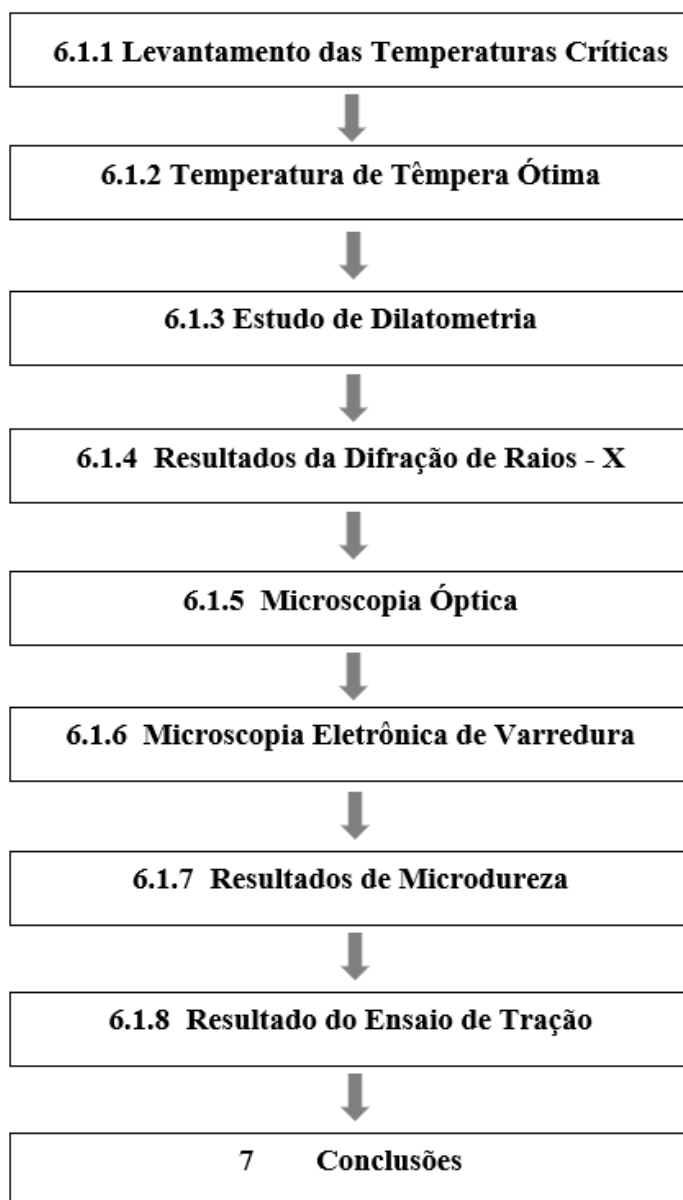
Subsequentemente à etapa de preparação metalográfica das amostras, as mesmas foram inicialmente caracterizadas por microscopia óptica. Para aquisição das imagens foi utilizado o microscópio óptico da marca Zeiss Axio Imager A2m, com o auxílio de uma câmera AXIOCAM e do software AXIOVISION da empresa Zeiss.

Para se ter uma maior precisão e detalhamento na caracterização das fases presentes, fez-se necessário uma análise com maiores aumentos (superior a 1000x) do que os obtidos por microscopia óptica. Diante disso, foram realizadas e foram feitas na Divisão de Materiais (AMR) do IAE/DCTA com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca LEO, modelo 435 VPi, utilizando a técnica de elétrons secundários.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta secção, foram abordadas as formas de execução dos ensaios, desde a seleção das temperaturas utilizadas até os resultados para cada um dos ensaios realizados. Dessa forma, é apresentada uma discussão em conjunto com os resultados encontrados. A Figura 21 apresenta um fluxograma da organização e desenvolvimento do presente trabalho.

Figura 21. Fluxograma das etapas desenvolvidas.

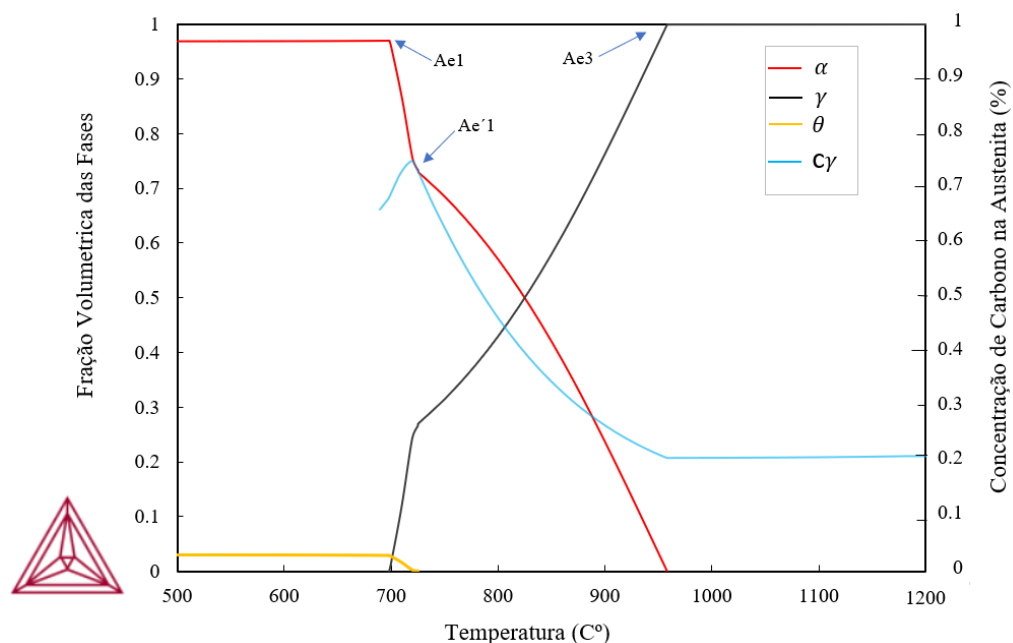


Fonte: Elaborado pelo autor.

6.1.1 Levantamento das temperaturas críticas

A utilização do Software Thermo-Calc permitiu obter o diagrama de frações de fases em equilíbrio, ilustrado na Figura 22. No presente diagrama é possível visualizar o campo de transformação intercrítica entre 700 °C e 950 °C. Essas mesmas temperaturas também correspondem às temperaturas Ae_1 e Ae_3 , sendo o início e o fim da transformação austenítica em condições de equilíbrio respectivamente. Consequentemente, Ae'_1 representa a temperatura em que a cementita se dissolve. A partir de análises no presente diagrama foi possível escolher as temperaturas de austenitização no campo intercrítico em base nas frações de fase e no teor de carbono na austenita; já que os aços processados por Q&P devem ter um teor de carbono relevante para possibilitar o processo de partição, porém sem comprometer o efeito TRIP. Com base no gráfico apresentado na Figura 22, foram adotadas as temperaturas de austenitização intercrítica de 820 °C e 850 °C, para a temperatura de 820 °C as frações de austenita e ferrita correspondem respectivamente em 49% e 51% com um teor de carbono na austenita de 0,41%. Para temperatura de austenização intercrítica de 850 °C as frações de austenita e ferrita correspondem respectivamente em 57% e 43%, com teor de carbono na austenita de 0,34%. Dessa forma, a simulação foi extremamente importante para determinação dos parâmetros iniciais do processo Q&P.

Figura 22. Frações volumétricas das fases em equilíbrio e concentração de carbono na austenita em função da temperatura para o aço TRIP 780, projetado pelo programa computacional Thermo-Calc.



Fonte: Elaborado pelo autor.

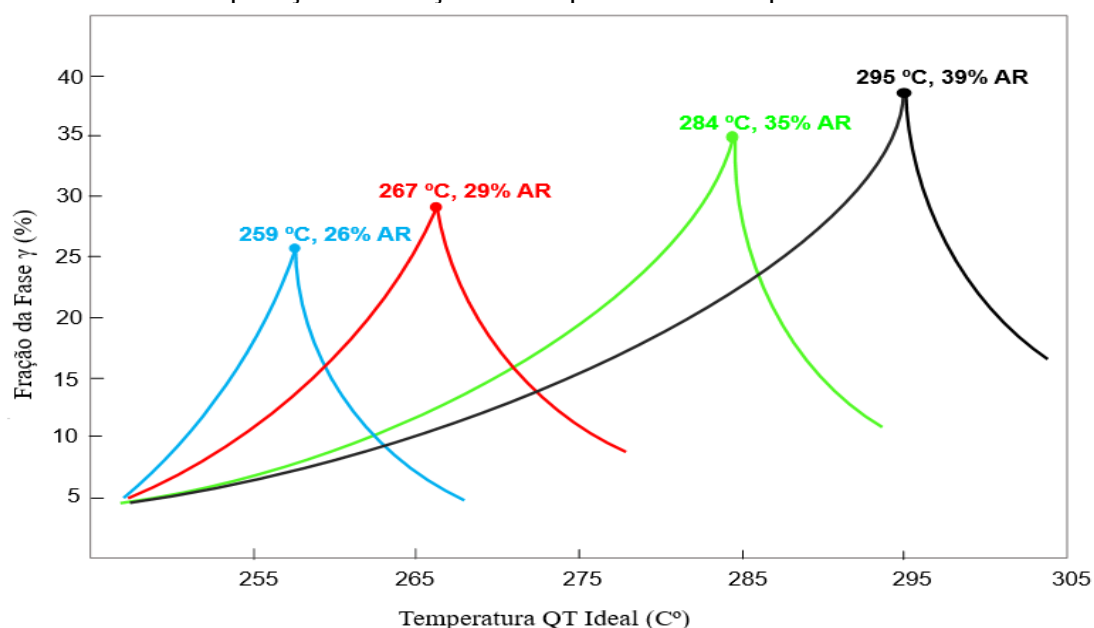
Sabendo que, o Thermo-Calc não fornece a temperatura de transformação martensítica (Ms), subsequentemente foi realizado um experimento de dilatométrica para obtenção da temperatura Ms. Dessa forma, as amostras foram aquecidas até 980 °C à taxa de 20 °C/s e resfriadas à taxa de 100 °C/s, obtendo-se a temperatura Ms de 384 °C. Os resultados obtidos por Thermo-Calc e dilatométrica não coincidem precisamente, porque as do Thermo-Calc são obtidos para condições de equilíbrio e por dilatométrica são obtidas fora do equilíbrio.

6.1.2 Temperatura de têmpera ótima

A temperatura de têmpera ótima (TTo) do inglês “*Optimum Quenching Temperature*” (OQT), foi selecionada por simulação termodinâmica, utilizando o modelo termodinâmico ECC proposto por Speer, *et al.*, (2003). Assim sendo, a presente simulação projeta a fração de austenita retida máxima presente no final do processo Q&P; para uma determinada temperatura QT. Considerando a equação de Koistinen-Marburger (KM), os dados básicos de entrada foram o teor de carbono presente na austenita de acordo com a temperatura de austenitização e a temperatura de partição fixa em 400 °C. Sabendo que, α é um parâmetro empírico com um valor de 0,011 e depende da composição química, especialmente do teor de carbono (DAI *et al.*, 2020). Logo, foram realizados cálculos para α , porém não foram obtidas relevantes diferenças do valor comumente utilizado, optando assim por manter o valor de α de 0,011. A Figura 23 apresenta os resultados das simulações para temperatura ótima de têmpera, influenciado por diferentes frações de carbono na austenita, ou seja, cada curva representa uma temperatura de austenitização diferente. Assim, tais curvas obtidas por simulação correspondem à fração final de austenita retida estável, após a etapa de partição em função da temperatura de têmpera ótima. Os presentes resultados foram obtidos considerando os cálculos no Thermo-Calc das fases e o teor de carbono presente na austenita para cada temperatura intercrítica.

Desse modo, as curvas selecionadas foram a vermelha e a verde que correspondem respectivamente, as temperaturas de têmpera ótima de 267 °C e 284 °C com temperatura de austenitização intercrítica de 850 °C e 820 °C respectivamente, na qual apresentam 29% e 35% de austenita retida. O motivo da presente escolha está associado ao equilíbrio entre as frações das fases austenita e martensita, assim como o teor de carbono capaz de estabilizar a austenita durante a etapa de partição.

Figura 23. Simulação da fração final de austenita retida estável após a etapa de têmpera e partição em função da temperatura de têmpera ótima.



Fonte: Elaborado pelo autor.

As Figuras 24 e 25, ilustram a evolução calculada das frações de fase e o teor de carbono (% em peso) da austenita retida (AR) após o tratamento Q&P.

A fração de martensita e austenita não transformada após a têmpera inicial para uma certa temperatura (QT), é ilustrada pelas curvas tracejada na cor azul e em negrito pela cor laranja. Estabelecidas essas frações, assumindo a partição completa do carbono, o teor de carbono presente na austenita retida é representado pela curva na cor verde. Subsequentemente, com a fração e o teor de carbono presente na austenita, são estabelecidas as frações finais de austenita retida estável em função da temperatura de têmpera representada pela linha azul em negrito e da martensita fresca (*M Fresh* - linha tracejada preta) que pode ser transformada no estágio final de têmpera, em temperatura ambiente, após a etapa de partição.

Dessa forma, prevê-se que a temperatura de têmpera ótima QTO = 284 °C para austenitização em 820 °C (Figura 24) seja capaz de oferecer uma quantidade máxima de austenita retida em torno de 35% sob condições ideais de partição considerando o ECC. Para a temperatura de austenitização de 850 °C (Figura 25) a temperatura de têmpera ótima QTO = 267 °C, indica uma quantidade máxima de austenita retida de aproximadamente 29%.

Figura 24. Simulação da fração volumétrica de austenita retida (γ ret) após austenitização intercrítica em 820 °C, assumindo a partição total de carbono de acordo com o modelo ECC. OQT indica a temperatura de têmpera “ótima”.

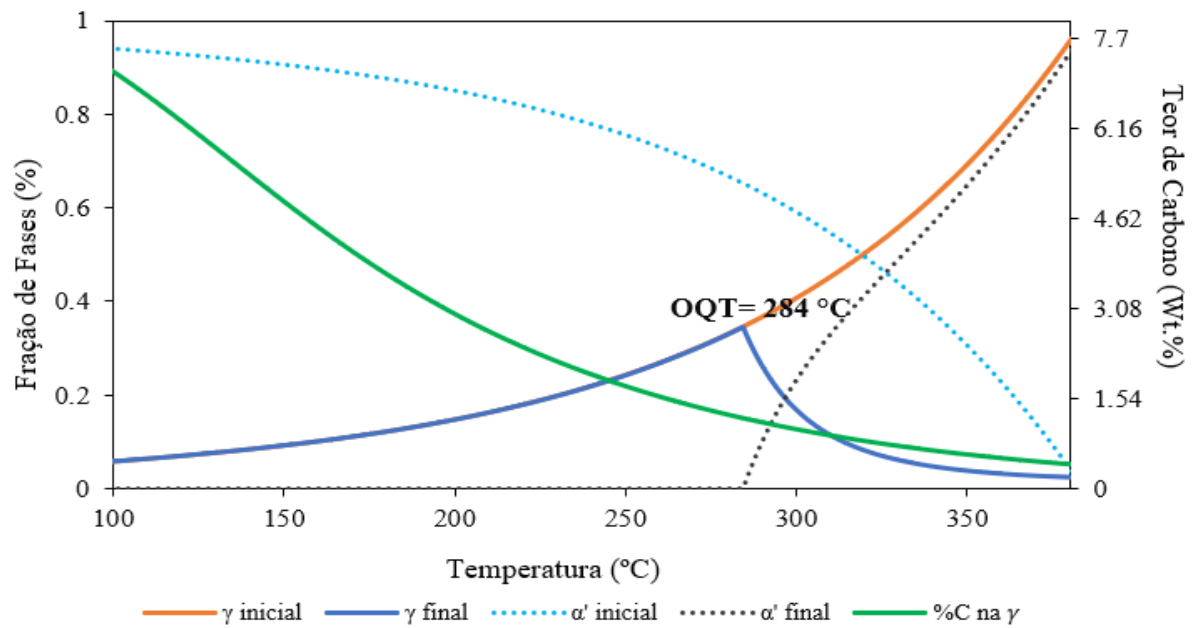
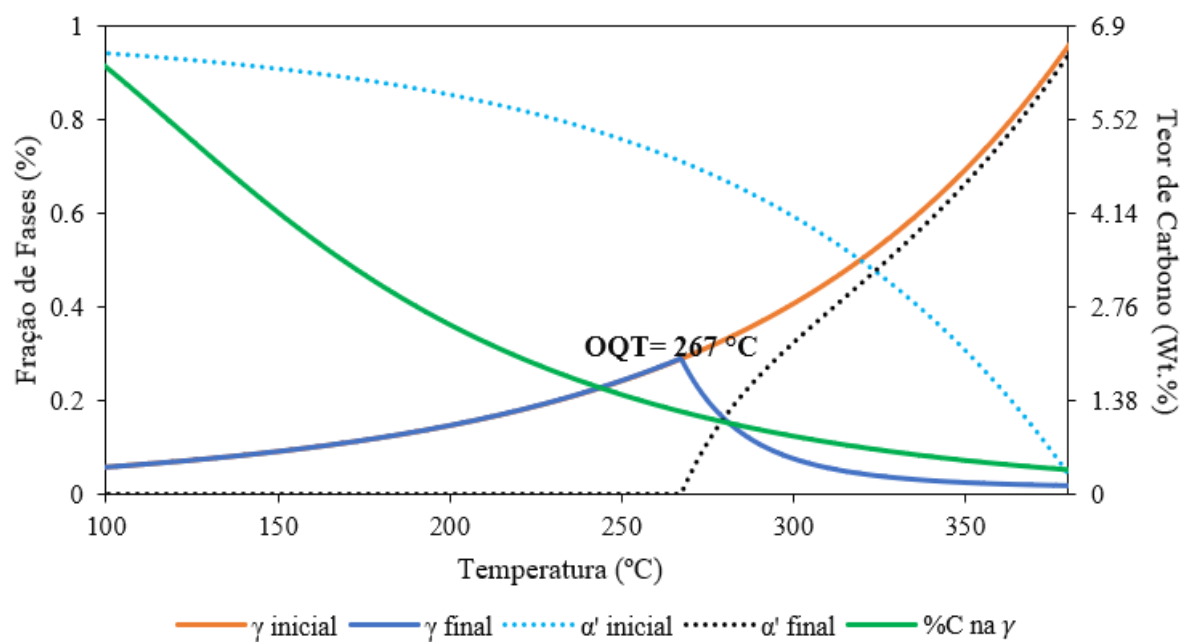


Figura 25. Simulação da fração volumétrica de austenita retida (γ ret) após austenitização intercrítica em 850 °C, assumindo partição total de carbono de acordo com o modelo ECC. OQT indica a temperatura de têmpera “ótima”.



Com as temperaturas de têmpera ótima definidas, foram selecionados os parâmetros com base nos diversos trabalhos reportados na literatura para aços TRIP (ARIZA *et al.*, 2016a; CLARKE *et al.*, 2008; SANTOFIMIA; ZHAO; SIETSMA, 2009a), assim, foi estabelecido um tempo mais curto de partição de 30 segundos e um mais longo de 100 segundos, além de serem tempos com resultados promissores para temperatura de partição (PT) = 400  C. O tempo de encharque na temperatura QT foi de 10 segundos, conforme utilizado em muitos trabalhos para ensaios em dilatômetro.

6.1.3 Estudo de dilatometria

São ilustradas nas Figuras 26, 27, 28 e 29, as curvas de dilatometria do processamento Q&P do aço TRIP 780 para diferentes condições. As temperaturas de partição foram mantidas em 400  C, a fim de evitar a precipitação e crescimento de carbonetos, assim como a formação de bainita ferrítica, os tempos de partição selecionados foram de 30 e 100 segundos, afim de estudar seus efeitos sobre os mecanismos microestruturais em diferentes temperaturas QT. Foram realizadas medidas no dilatômetro abrangendo todo ciclo Q&P, desde o aquecimento até a temperatura intercrítica, resfriamento da temperatura de austenitização até a temperatura QT com o reaquecimento até temperatura de partição (PT), manutenção isotérmica e por último o resfriamento final até a temperatura ambiente. Os fen menos de expansão e contração analisados nas amostras foram medidas como a razão entre a variação do comprimento (dl) e o comprimento (lo); dessa forma foram detectadas transformações de fase e a evolução microestrutural, assim, as curvas dilat m trica correspondem à mudança de comprimento - registrada pelo dilatômetro (WANG, C. *et al.*, 2014).

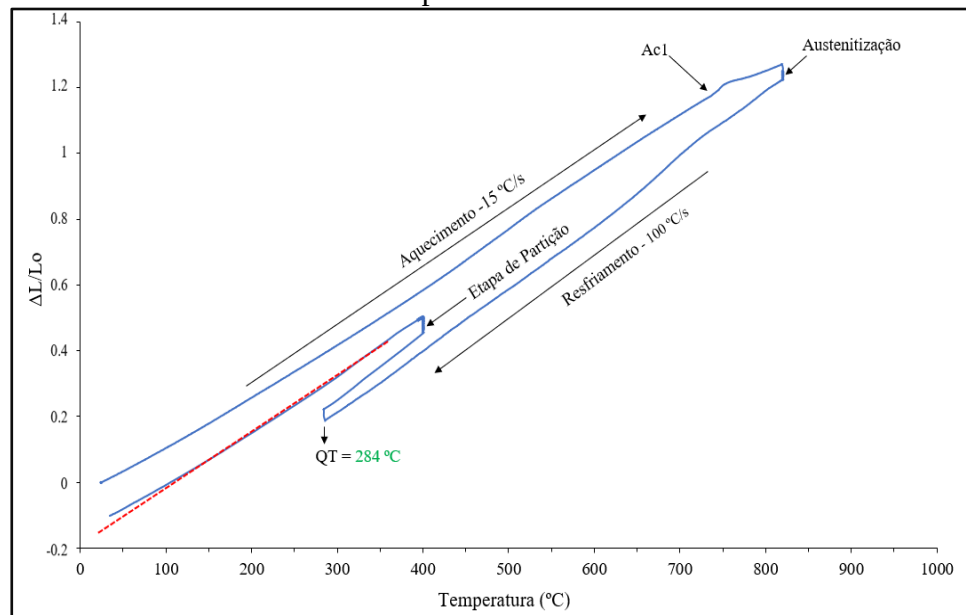
Em geral, nestas curvas, observa-se uma expansão térmica inicial durante o estágio de aquecimento; essa expansão inicial é por causa da dissolução das fases perlita e cementita, evidenciando uma mudança de fase. Lembrando que, fases distintas possuem densidades distintas. É evidente a maior densidade na fase austenita, entre a perlita, ferrita e martensita, seguindo essa ordem decrescente de densidade (QUAN *et al.*, 2016). Assim sendo, a transformação de fase de outras fases para austenita causa uma retração de volume do aço. Portanto, após essa expansão térmica inicial; a contração do material está associado   transformação de fase de ferrita em austenita $\alpha \rightarrow \gamma$ (WANG, C. *et al.*, 2014). Observa-se assim, a transformação martensítica interrompida ilustrada na Figuras 26 e 27 para QT de 284  C e

nas Figuras 28 e 29 para QT de 267 °C; e segue com o reaquecimento até a temperatura (PT) região de retenção isotérmica que compreende o tempo de 30 e 100 segundos.

Durante o estágio de partição a 400 °C, para todas rotas independentemente do tempo, foi observado uma expansão volumétrica. Nishikawa et al., (2019) já enfatizam que a decomposição da austenita sempre leva à expansão macroscópica. De acordo com Ariza *et al.*, (2016b), essa expansão pode estar associada às reações concorrentes como: alguma quantidade de austenita transformada em ferrita bainítica; martensita isotérmica formada; a martensita formada durante a etapa de têmpera continuou seu crescimento; ou, partição de carbono de martensita para austenita ocorreu envolvendo migração de interface. No presente estudo, em todas rotas foram verificadas a formação de martensita secundária, ainda que em pequena quantidade. A existência da expansão de volume durante a etapa de resfriamento final, evidencia a necessidade de uma melhor seleção da temperatura QT, suficiente para evitar a formação de martensita secundária. Um método para avaliar a estabilidade da austenita retida consiste na avaliação direta pela análise das curvas de dilatométrica para o resfriamento final até a temperatura ambiente. Desse modo, tanto para as amostras temperadas a QT de 284 °C ou 267 °C, uma expansão de volume foi observada durante a têmpera final, ou seja, ocorreu a formação da martensita secundária. Isso implica que o enriquecimento de C da austenita no final do estágio de partição não foi grande o suficiente para suprimir sua transformação em martensita no resfriamento final (SEO et al., 2016b). A formação de bainita, é o principal mecanismo concorrente que resulta na mudança de volume da amostra durante o estágio de partição, ao invés de ter a nucleação e crescimento martensítico isotérmico, ocorre a decomposição de austenita pelo fato da temperatura de partição utilizada está acima da temperatura (M_s) (SANTOFIMIA *et al.*, 2010, 2011; SUN *et al.*, 2014b) .

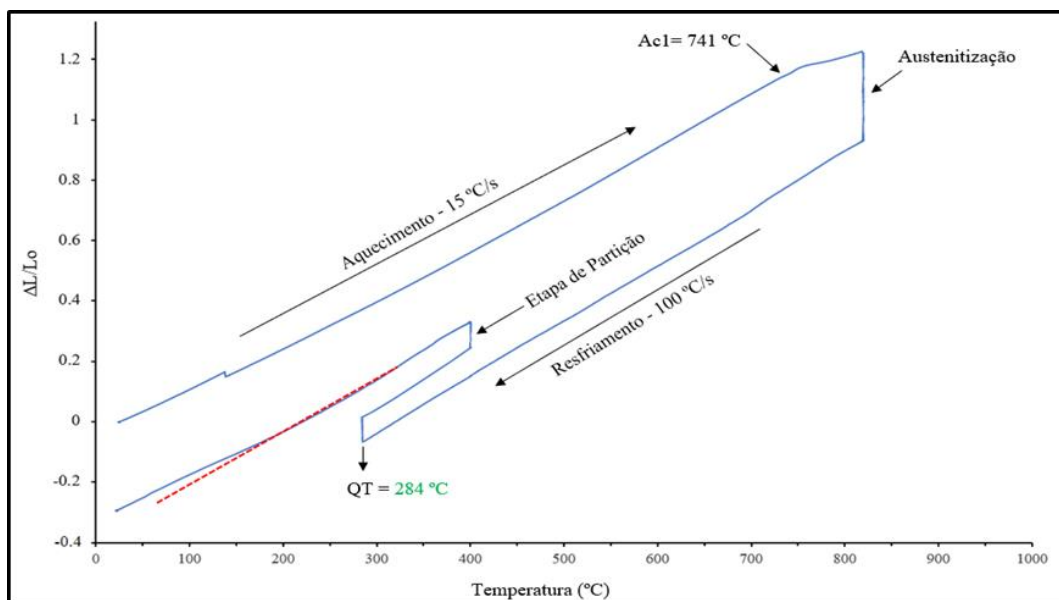
A formação de cementita é mencionado na literatura na martensita durante o revenimento, porém não foi verificado indícios de cementita (SEO *et al.*, 2019). A precipitação de cementita a partir de martensita leva a uma forte contração macroscópica, enquanto a precipitação de carbonetos de transição causa uma pequena contração (CHENG *et al.*, 1988; MOLA; DE COOMAN, 2013b). Ariza *et al.*, (2022) também relataram em seus estudos sobre Q&P, a possibilidade de formação de cementita durante o estágio de partição, reforçando assim, que a precipitação de cementita ou formação de carboneto de transição, leva a uma contração. Diante dos presentes conceitos, não foi observado a formação de cementita em nenhuma das rotas estudadas.

Figura 26. Curva dilatométrica do aço TRIP 780 para o processo de têmpera e partição. QT= 284 °C e PT= 30 segundos, sendo QT temperatura de têmpera e PT tempo de partição, respectivamente.



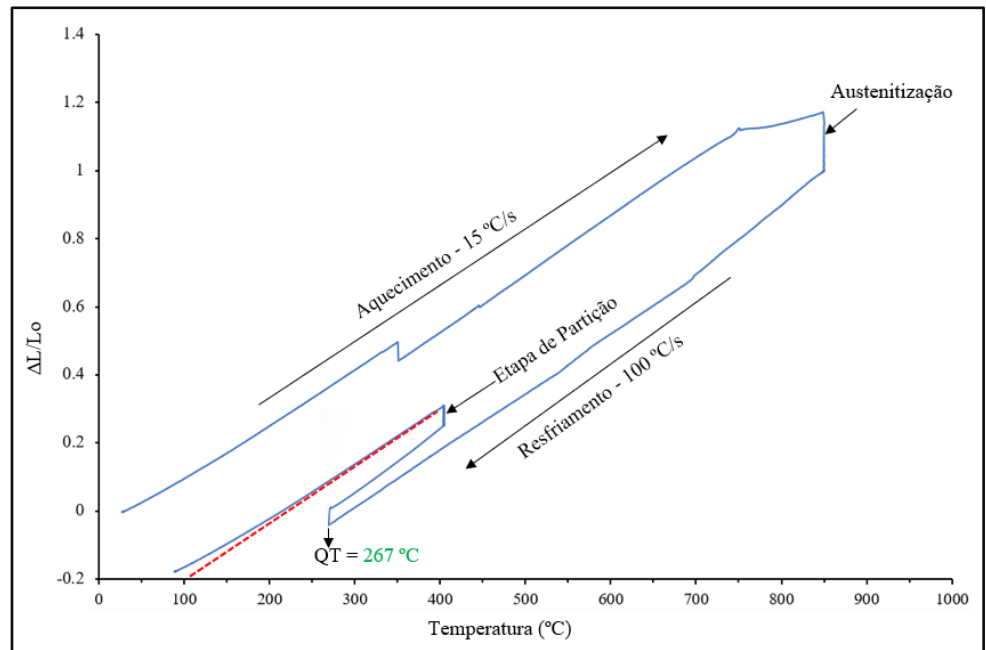
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 27. Curva dilatométrica do aço TRIP 780 para o processo de têmpera e partição. QT= 284 °C e PT= 100 segundos, sendo QT temperatura de têmpera e PT tempo de partição, respectivamente.



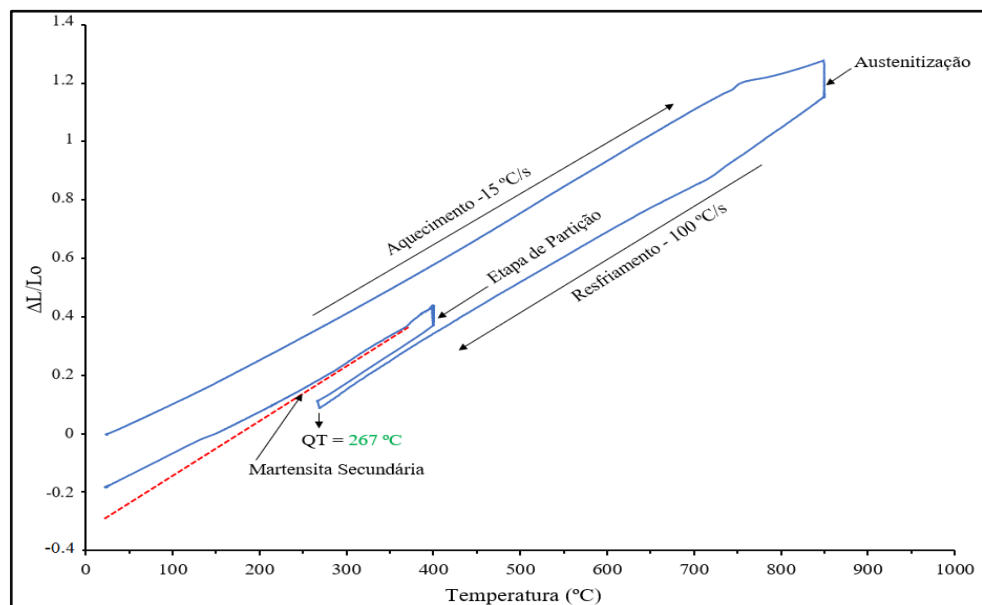
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 28. Curva dilatométrica do aço TRIP 780 para o processo de têmpera e partição. QT= 267 °C e PT= 30 segundos, sendo QT temperatura de têmpera e PT tempo de partição, respectivamente.



Elaborado pelo autor.

Figura 29. Curva dilatométrica do aço TRIP 780 para o processo de têmpera e partição. QT= 267 °C e PT= 100 segundos, sendo QT temperatura de têmpera e PT tempo de partição, respectivamente.

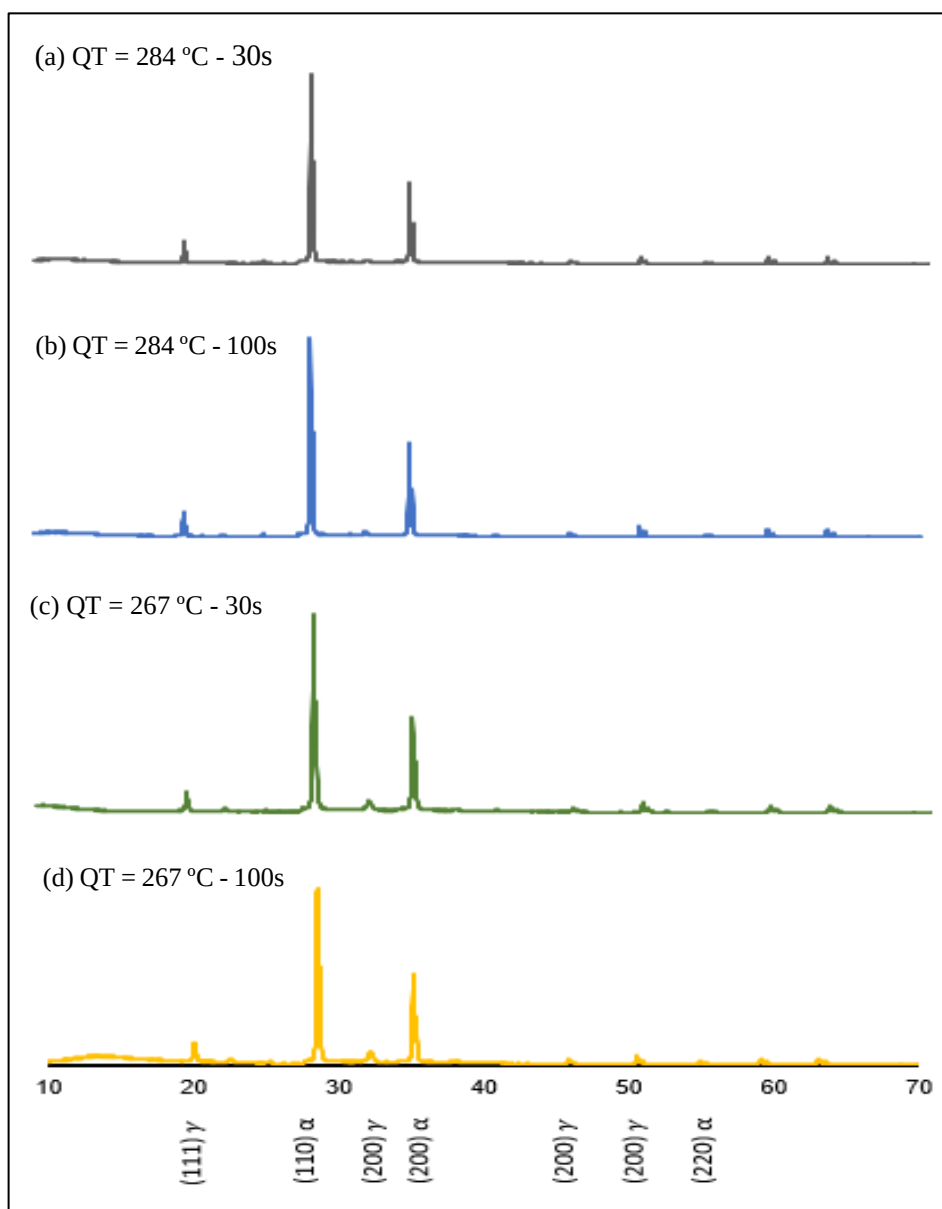


Elaborado -pelo autor.

6.1.4 Resultados da análise de difração de raios- X (DR-X)

Os difratogramas medidos, mostram que as amostras são constituídas de ferrita e austenita. Observa-se a presença de austenita em pequenas proporções nas amostras. Dessa forma, a análise em DR-X foi utilizada de forma qualitativa somente.

Figura 30. Difratogramas das amostras. Sendo, (a) e (b) austenitização em 820 °C e temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C com tempos de 30 s e 100 s; (c) e (d) correspondem a austenitização em 850 °C.

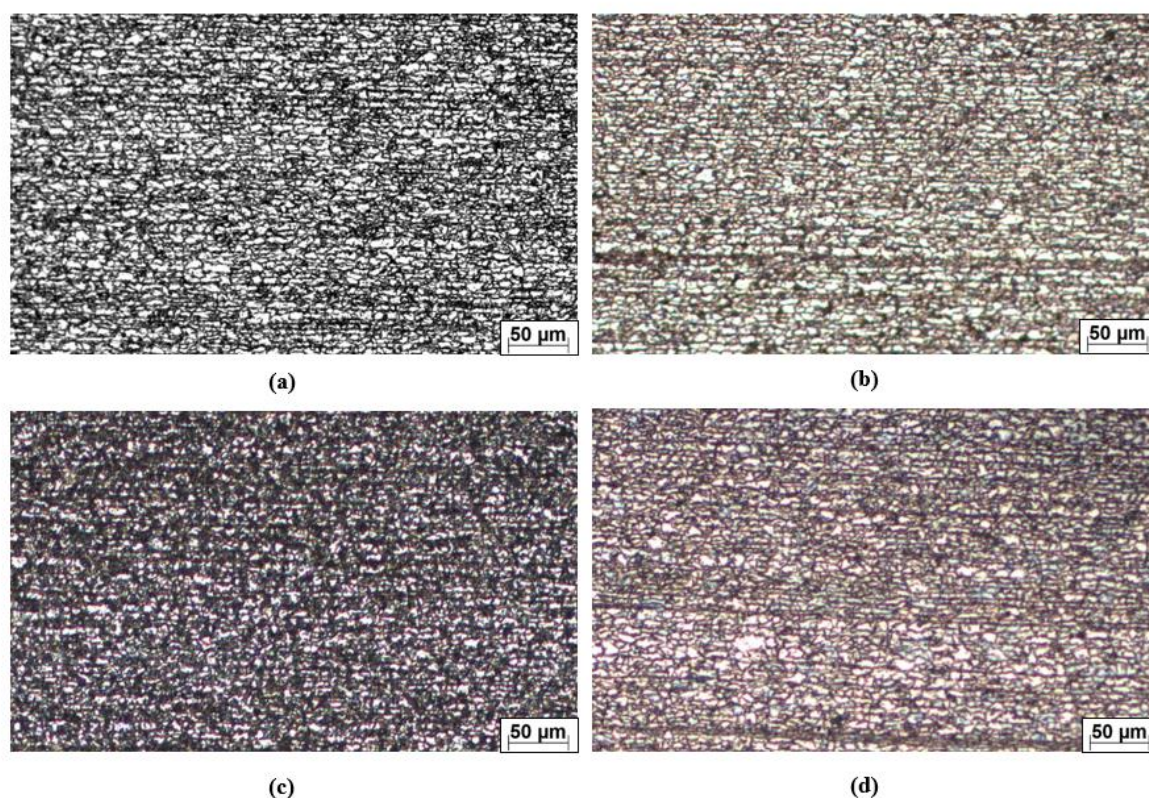


Fonte: Elaborado pelo autor.

6.1.5 Microscopia óptica

As análises em microscopia óptica foram realizadas em todas as amostras tratadas por dilatometria. Assim, é possível verificar um conjunto de micrografias nas Figuras 31 e 32 para diferentes condições do tratamento térmico Q&P, dessa forma, as presentes micrografias tem o objetivo de averiguar os detalhes microestruturais comuns observados para diferentes temperaturas de partição. Para esse estudo, notam-se basicamente duas cores, uma mais branca e outra mais escura, podendo assim distinguir as fases, a cor branca (mais claras) representa a ferrita e a cor mais escura a martensita e bainita. Nota-se que por microscopia óptica não é possível identificar a fase austenita precisamente.

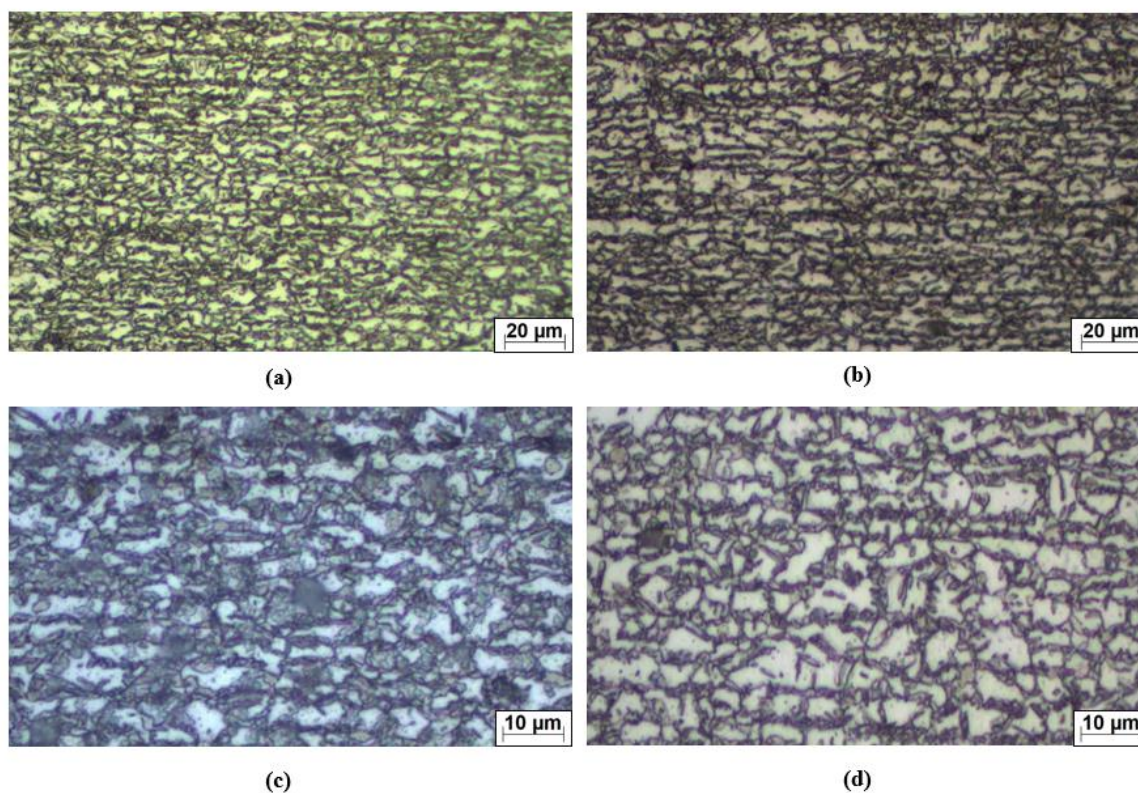
Figura 31. Imagens obtidas por microscopia óptica com aumento de 200 vezes, após o tratamento de têmpera e partição (Q&P). Sendo, (a) e (b) austenitização em 820 °C e temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C com tempos de 30 s e 100 s; (c) e (d) correspondem a austenitização em 850 °C e temperatura QT de 267 °C com tempos de 30 s e 100 s, respectivamente. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Figura 32, também é possível observar uma matriz ferrítica em forma de ilhas na cor clara, nas mesmas imagens as fases martensita e a bainita temperadas são observadas em uma cor escura.

Figura 32. Imagens obtidas por microscopia óptica com aumento de 500 vezes, após o tratamento de têmpera e partição (Q&P). Sendo, (a) e (b) austenitização em 820 °C e temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C com tempos de 30 s e 100 s; (c) e (d) correspondem a austenitização em 850 °C e temperatura QT de 267 °C com tempos de 30 s e 100 s, respectivamente. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A microscopia óptica também permitiu fazer a análise do tamanho de grão da ferrita para cada rota do tratamento Q&P, com a utilização das imagens com um aumento de 200x de acordo com a norma Euronorm 103 -71, os resultados estão ilustrados na Tabela 3.

Tabela 3. Tamanho do grão.	
Amostra	Grão (G)
QT= 284°C PT= 30s	9
QT= 284°C PT=100s	Entre 9 e 10
QT= 267°C PT=30s	10
QT= 267°C PT=100s	entre 9 e10

Fonte: Elaborado pelo autor.

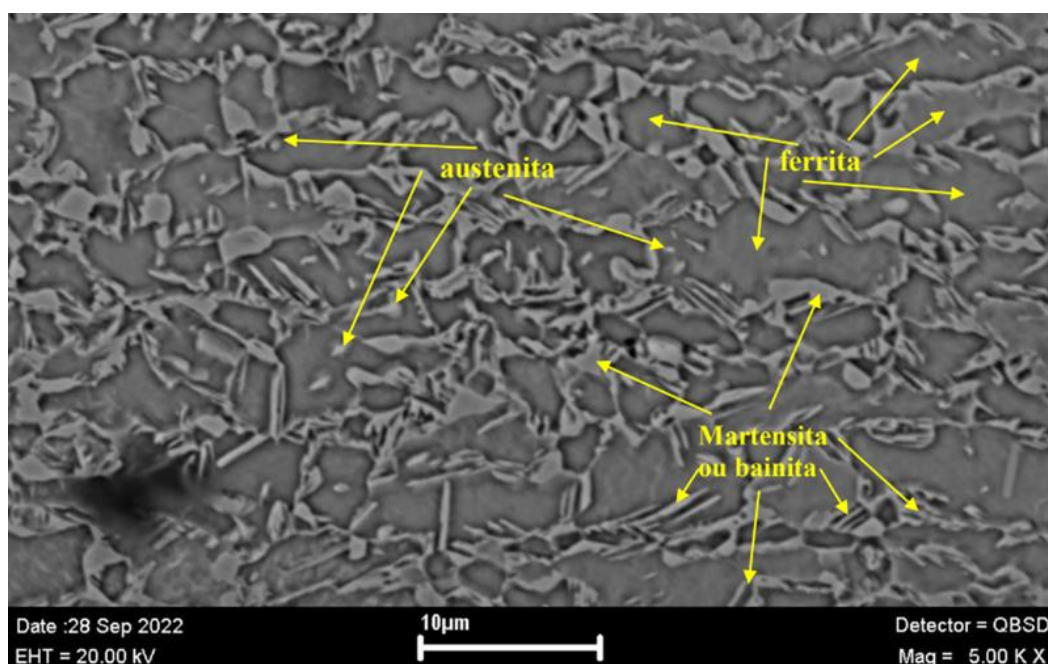
A identificação da fase austenita por microscopia óptica é possível, geralmente utilizando o reagente LePera, constituída de uma solução de Metabissulfito de sódio e Picral. Porém,

diversos estudos relatam dificuldade para sua caracterização. Echeverri *et al.*, (2022) ressalta que a caracterização da austenita utilizando diferentes reagentes (LePera, Klemm e Picral com variações na concentração e proporção de seus componentes) combinações de várias condições, condições luz polarizada, muita das vezes não são suficientes para obter êxito na identificação da austenita retida. Assim, destaca-se a importância em se fazer microscopia eletrônica de varredura tomada para obter uma caracterização mais objetiva desta austenita retida.

6.1.6 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

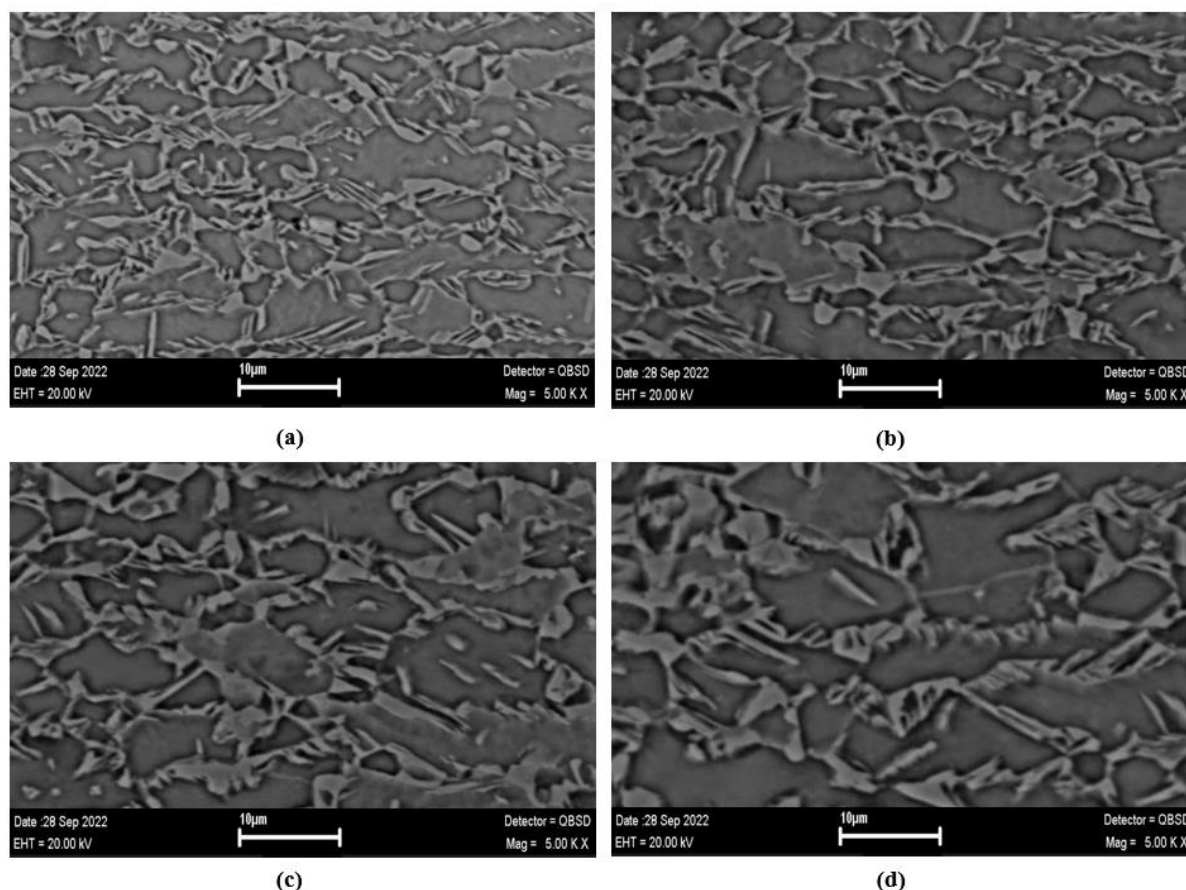
A microscopia eletrônica de varredura (MEV) teve como objetivo proporcionar uma caracterização mais objetiva da microestrutura, permitindo distinguir com mais detalhes o que não foi possível de analisar por MO. Assim as Figuras 33 e 34 mostram, as micrografias obtidas após o tratamento Q&P. Em geral nessas imagens, é observado uma matriz ferrítica proveniente da austenitização intercrítica, assim, a martensita e bainita. Pode ser observado a ferrita intercrítica de forma poligonal e também a ferrita epitaxial.

Figura 33. Microestrutura (MEV) do aço TRIP 780 com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s. Nital 2%.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 34. Microestrutura (MEV) do aço TRIP 780. Sendo, (a) e (b) com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s e 100s; (c) e (d) correspondem a temperatura QT de 267 °C e tempos de 30s e 100s, respectivamente. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Uma característica microestrutural esperada no tratamento Q&P, consiste na presença dos grãos de austeníticos filiformes entre as finas ripas de martensita; essa martensita refina os grãos de austenita, o que contribui ainda mais para sua estabilidade mecânica; porém, por MEV, é difícil confirmar essa identificação. O formato da austenita retida não foi possível de ser identificada. Uma característica observada é uma proporção grande da fase ferrita, incomum nos tratamentos Q&P. Porém na amostra temperada em QT= 267 °C, observa-se maior uniformidade entre as fases ferrita e martensita, o que é confirmado devido a menor temperatura QT, interrupção da transformação martensítica. A formação de carbonetos é muito observada nos tratamentos Q&P, porém por MEV, não foi possível confirmar a identificação, por causa da restrição de aumento do aparelho.

6.1.7 Resultado da análise de microdureza

As Tabelas 4 e 5 mostram os resultados das medições da Microdureza Vickers, percebe-se assim, algumas variações que podem estar atribuídas às diferentes fases das amostras, como por exemplo a fase bainita ser mais dura que a fase ferrita. Ainda assim, foi medida a dureza do aço em seu estado inicial com média de 80 HV, valor típico da fase ferrita. É notado que quanto menor é a temperatura QT (temperatura de têmpera parcial) maior é a dureza; esse resultado está relacionado ao fato da maior produção de martensita, responsável pela dureza do material. Consequente, as amostras com QT 284 °C apresentaram menor dureza, por razão de maiores frações de AR.

Tabela 4. Microdureza para os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s e 100.

Microdureza Q&P 30 s					Microdureza Q&P 100 s			
Amostra	CP1	CP2	CP3	CP4	CP1	CP2	CP3	CP4
Leitura	152.9	150.2	155.8	174.9	165.3	167	153.2	161.5
	159.5	160.7	165.1	187.5	170.9	163.6	157.8	159.8
	161.1	153.4	156.1	175.9	165.9	151.9	160.2	158.8
	166.2	151.3	152.8	165.1	145.5	302.6	155.5	167.4
	181.7	160.4	160.2	175	148.2	244.4	152.5	172.3
Média	164.28	155.2	158	175.68	159.16	205.9	155.84	163.96
Desvio padrão	9.7	4.5	4.3	7.1	10.3	58.4	2.9	5.1
Dureza média	163.29 Hv				171.2 Hv			

Tabela 5. Microdureza para os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 267 °C e tempos de 30 s e 100 s.

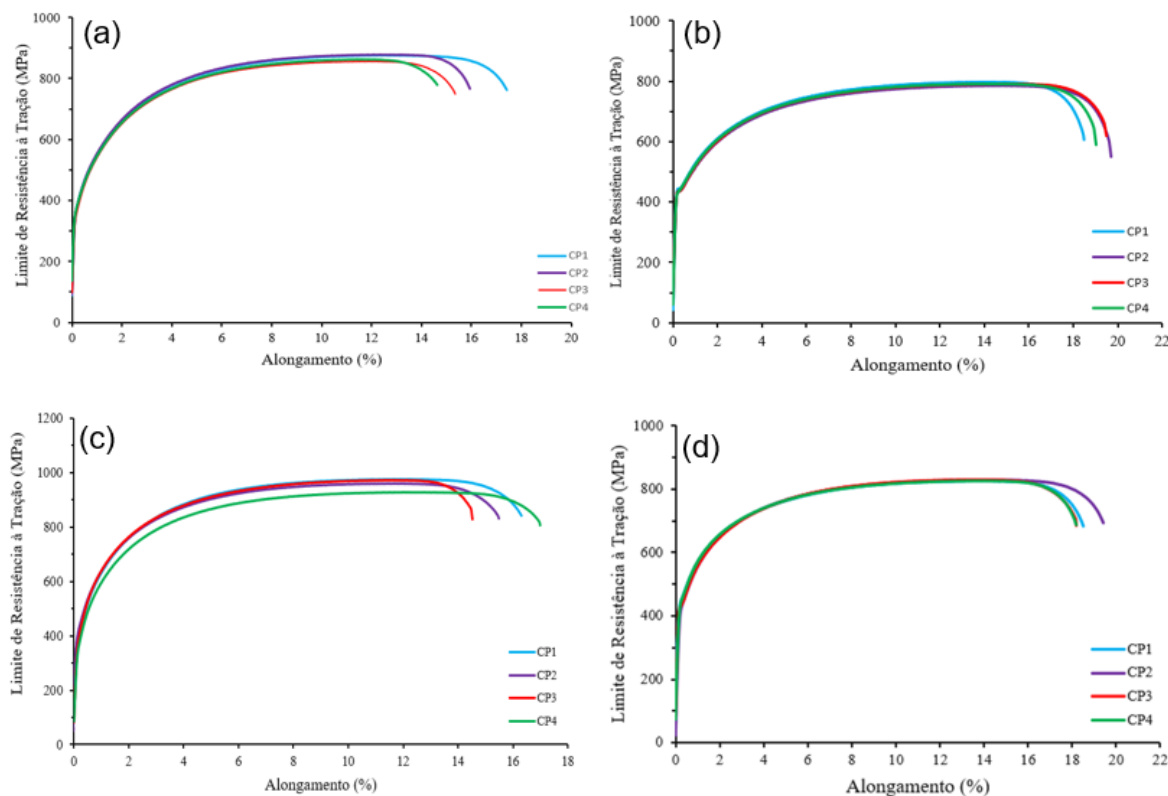
Microdureza Q&P 30 s					Microdureza Q&P 100 s			
Amostra	CP1	CP2	CP3	CP4	CP1	CP2	CP3	CP4
Leitura	230.6	218.4	256.8	240.2	218.5	212.7	220.9	224.3
	211	250.2	235.5	237.8	218.6	213.7	231.8	225.9
	219.6	257.4	264.7	237	218.5	210.7	236.2	218
	242	245.4	249.9	223.8	229.8	228	219.8	231.1
	230	230	241.2	232.2	233.3	217.3	244.7	246
Média	226.64	240.28	249.62	234.2	223.74	216.48	230.68	229.06
Desvio padrão	10.6	14.2	10.5	5.8	6.5	6.1	9.4	9.4
Dureza média	237.685 Hv				224.99 Hv			

Fonte: Elaborado pelo autor.

6.1.8 Resultado do ensaio de tração

Como já mencionado anteriormente a etapa de austenitização foi realizada por um conjunto de quatro corpos de prova de tração. Dessa forma, a remoção prévia do oxigênio foi realizada por meio da entrada de nitrogênio com vazão de 270 ml/minuto, garantindo um mínimo de 5 trocas/hora da atmosfera afim de evitar sua entrada durante o tratamento térmico. Subsequentemente, os corpos de prova foram temperados em banho de sais nas temperaturas de 267 °C (Figura 38- (a) e (b)) e 284 °C (Figura 38- (c) e (d)). Em seguida os corpos de prova foram particionados em banho de sais a 400°C. A Figura 38 corresponde às curvas obtidas nos ensaios de tração correspondente ao resultado de cada corpo de prova, a média dos resultados encontra-se expressas nas Tabelas 6, 7, 8, e 9. A fim de mensurar as propriedades combinadas usualmente utiliza-se o índice PSE, que corresponde ao produto das propriedades do limite de resistência e alongamento (PSE – *product of strength with elongation*).

Figura 35. Curvas do ensaio de tração sendo, (a) e (b) com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s e 100s; (c) e (d) correspondem a temperatura QT de 267 °C e tempos de 30 s e 100 s, respectivamente.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 6. Resultados do ensaio de tração para o tratamento Q&P os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 30 s.

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	ϵ (%)	PSE (MPa%)
1	876.62	368	17	14902.54
2	879.2	363	16	14067.2
3	857.02	355	15	12855.3
4	862.35	375	15	12935.25
Média	868.8	365.25	15.75	13690.0725

Tabela 7. Resultados do ensaio de tração para o tratamento Q&P os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 284 °C e tempos de 100 s.

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	ϵ (%)	PSE (MPa%)
1	798.48	428	18	14372.64
2	785.65	435	20	15713
3	792.41	430	19	15055.79
4	792.29	417	19	15053.51
Média	792.21	427.5	19	15048.735

Tabela 8. Resultados do ensaio de tração para o tratamento Q&P os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 267 °C e tempos de 30 s.

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	ϵ (%)	PSE (MPa%)
1	975.55	387	16	15608.8
2	959.69	406	15	14395.35
3	973.72	378	14	13632.08
4	929.49	377	17	15801.33
Média	959.61	387	15.5	14859.39

Tabela 9. Resultados do ensaio de tração para o tratamento Q&P os ciclos com temperatura de têmpera parcial (QT) de 267°C e tempos de 100 s.

Corpo de prova	LRT (MPa)	LE (MPa)	ϵ (%)	PSE (MPa%)
1	827.14	379	18	14888.52
2	829.01	376	19	15751.19
3	830.42	420	18	14947.56
4	825.16	408	18	14852.88
Média	827.93	395.75	18.25	15110.0375

Fonte: Elaborado pelo autor.

É notável uma certa singularidade nos resultados das propriedades. Percebe-se uma maior resistência mecânica para amostra temperada em 267 °C por 30 segundos em comparação com o CDP (corpo de prova) temperado na mesma temperatura por 100 segundos, porém com menor tensão e com maior alongamento. As maiores médias de ductilidade estão concentradas em tempos mais longos de partição em 100 segundos, o que pode estar associado com maiores concentrações de austenita retida, ou seja, tempos curtos não proporcionou grande estabilidades na austenita retida ou baixas frações. Ainda é notável para temperatura QT = 284 °C e tempo de 100s, um aumento no limite e de escoamento e redução no limite de resistência, esse efeito está associado a migração de carbono para fase ferrita ou bainita.

Pela análise dos resultados é possível observar que todos resultados obtidos se concentram na região dos aços avançados de terceira geração em relação as propriedades mecânicas.

7 CONCLUSÕES

O tratamento térmico de têmpera e partição é uma rota viável para obter frações de austenita retida, a partir da utilização de aços TRIP com alto teor de alumínio, obtendo resultados próximos ou iguais aos aços TRIP com alto teor de silício.

Apoiado no modelo termodinâmico do equilíbrio constricto de carbono ECC, as simulações para encontrar a temperatura de têmpera ótima (TTO), é eficaz para obtenção da fração máxima de austenita retida, porém sabe-se que sempre haverá convergência de valores devido as reações competitivas. Ainda assim, observa-se que a TTO é totalmente dependente dos parâmetros adotados.

O tratamento Q&P realizado proporcionou uma microestrutura multifásica, com martensita, austenita retida, bainita e ferrita. Assim, foi observado uma quantidade considerável de ferrita, em maiores quantidades para as amostras com austenitização em 820°C, dessa forma, é possível entender o comportamento das propriedades mecânicas. As amostras austenitizada em 850 °C com QT= 267 °C, apresentaram 237 Hv para 30 segundos e 224 Hv para 100 segundos. Pôde-se concluir que, ocorreu maior formação de martensita para amostra com dureza de 237 Hv e uma menor fração de austenita retida, indicada por uma menor ductilidade em aproximadamente 15%; o que pode estar associado ao baixo enriquecimento de carbono na austenita, devido aos processos competitivos.

Em contrapartida as amostras com dureza de 224 Hv com QT=267°C com tempo de 100 segundos, apresentaram maiores taxas de ductilidade com média de 18%, o que indica maiores frações de austenita retida. Observa-se também, melhores índice PSE para amostras particionadas em 100 segundos independente da temperatura QT, justificando que tempos curtos de 30 segundos não são suficientes para estabilização da austenita retida, o que explica a formação de martensita fresca durante o resfriamento final. Assim, conclui-se que o tratamento Q&P possibilita inúmeras combinações de propriedades mecânicas, a partir de diferentes rotas.

8 TRABALHOS FUTUROS

Com o objetivo de avaliar melhor as propriedades mecânicas e microestruturais é indicado a escolha de temperatura de austenitização intercrítica superior a 850°C com a finalidade de reduzir a quantidade de ferrita.

Recomenda-se determinar a temperatura M_s para utilização nas simulações da temperatura ótima por dilatometria a partir do campo intercrítico, para melhor aferição dos resultados. Analisar as temperaturas de têmpera ótimas, o ideal que sejam inferiores as utilizadas, assim capazes de produzir mais martensita possibilitando maior limite de resistência a tração.

Realizar a quantificação de ferrita por estereologia quantitativa e quantificar a fração de austenita retida por EBSD e DR-X, assim como identificar a morfologia da austenita retida.

Usar transmissão para detectar a austenita entre as ripas de martensita e identificar os carbonetos avaliar o efeito do aquecimento após a têmpera.

REFERÊNCIAS

- ANDRADE CENTENO, D. M. **Estudo das microestruturas e propriedades obtidas por tratamentos intercríticos e por tratamento de estampagem a quente em um aço dual phase classe 600**. 2019. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo - USP, São Paulo, 2019.
- AOUED, S. *et al.* Microstructure evolution and competitive reactions during quenching and partitioning of a model Fe–C–Mn–Si alloy. **Metals**, Bordeaux, v. 10, n. 1, p. 137, 2020.
- ARIZA, E. A. *et al.* Characterization and methodology for calculating the mechanical properties of a TRIP-steel submitted to hot stamping and quenching and partitioning (Q&P). **Materials Science and Engineering A**, São Paulo, v. 671, p. 54–69, 2016.
- ARLAZAROV, A. *et al.* Characterization and modeling of mechanical behavior of quenching and partitioning steels. **Materials Science and Engineering A**, Metz Cedex, v. 620, p. 293–300, 2015.
- BEHERA, A. K.; OLSON, G. B. Prediction of carbon partitioning and austenite stability via non-equilibrium thermodynamics in quench and partition (Q&P) steel. **Jom**, Chicago, v. 71, n. 4, p. 1375–1385, 2019.
- BHATTACHARYA, D. Metallurgical perspectives on advanced sheet steels for automotive applications. **Advanced Steels**, [s. l.], p. 163–175, 2011.
- BIGG, T. D.; EDMONDS, D. V.; EARDLEY, E. S. Real-time structural analysis of quenching and partitioning (Q&P) in an experimental martensitic steel. **Journal of Alloys and Compounds**, [s. l.], v. 577, n. 1, p. S695–S698, 2013.
- BRANAGAN, D. J. *et al.* Material breakthroughs leading toward next generation AHSS. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON NEW DEVELOPMENTS IN ADVANCED HIGHSTRENGTH SHEET STEELS., 2013, [s. l.], Vail. **Proceedings...** Vail: AIST, 2013. CD-ROM.
- CHEN, S. *et al.* Characteristics of bainitic transformation and its effects on the mechanical properties in quenching and partitioning steels. **Materials Science and Engineering A**, Liaoning Province, v. 803, p. 140706, 2021.
- CHENG, L. *et al.* The tempering of iron- carbon martensite; dilatometric and calorimetric analysis. **Metallurgical Transactions: A**, Liaoning Province, v. 19, n. 10, p. 2415–2426, 1988.
- CLARKE, A. J. *et al.* Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment. **Acta Materialia**, Colorado, v. 56, n. 1, p. 16–22, 2008.
- CLARKE, A. J. *et al.* Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning. **Scripta Materialia**, Colorado, v. 61, n. 2, p. 149–152, 2009.
- DAI, Z. *et al.* Fundamentals and application of solid-state phase transformations for

advanced high strength steels containing metastable retained austenite. **Materials Science and Engineering R: Reports**, Beijing , v. 143, p. 100590, 2021.

DAI, Z. *et al.* Incomplete carbon partitioning during quenching and partitioning of Fe–C–Mn–Si steels: modeling and experimental validations. **Acta Materialia**, Beijing , v. 200, p. 597–607, 2020.

DAS, S. *et al.* Effect of bainitic transformation on bake hardening in TRIP assisted steel. **Materials Science and Engineering A**, Switzerland, v. 534, p. 485–494, 2012.

DE COOMAN, B. C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, Ghent, v. 8, n. 3–4, p. 285–303, 2004.

DE COOMAN, B. C.; KWON, O.; CHIN, K. G. State of the knowledge on TWIP steel. **Materials Science and Technology**, Pohang, v. 28, n. 5, p. 513–527, 2012.

DE MOOR, E. *et al.* Effect of retained austenite stabilized via quench and partitioning on the strain hardening of hartenitic steels. **Metallurgical & Materials Transactions Part A**, New York, v. 39, n. 11, p. 2586–2595, 2008.

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

DURRENBERGER, L.; LEMOINE, X.; MOLINARI, A. Effects of pre strain and bake hardening on the crash properties of a top hat section. **Journal of Materials Processing Technology**, Cedex, v. 211, n. 12, p. 1937–1947, 2011.

EBNER, S. *et al.* Austenite decomposition and carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatments studied via in-situ X-ray diffraction. **Materials & Design**, Leoben, v. 178, p. 107862, 2019b.

ECHEVERRI, E. A. A. **Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição (Q&P)**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - Universidade de São Paulo - USP, São Paulo, 2017.

ECHEVERRI, E. A. A. *et al.* In situ synchrotron x-ray diffraction and microstructural studies on cold and hot stamping combined with quenching & partitioning processing for development of third-generation advanced high strength steels. **Metals**, São Paulo, v. 12, n. 2, p. 174, 2022.

EDMONDS, D. V. *et al.* Quenching and partitioning martensite a novel steel heat treatment. **Materials Science and Engineering A**, Leeds, v. 438–440, n. SPEC. ISS., p. 25–34, 2006.

FINFROCK, C. B. *et al.* Austenite stability and strain hardening in C-Mn-Si quenching and partitioning steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, Virginia, v. 51, n. 5, p. 2025–2034, 2020.

FISCHER, F. D. *et al.* New view on transformation induced plasticity (TRIP). **International journal of plasticity**, [s. l.], v. 16, n. 7, p. 723–748, 2000.

FOROUZAN, F.; VUORINEN, E.; MÜCKLICH, F. Post weld treatment of laser welded AHSS by application of quenching and partitioning technique. **Materials Science and Engineering A**, v. 698, p. 174–182, 2017.

GAO, P. fei *et al.* Prediction and evaluation of optimum quenching temperature and microstructure in a 1300 MPa ultra-high-strength Q&P steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, Beijing, v. 29, n. 2, p. 307–315, 2022.

GARCIA, M. C. *et al.* Mechanical stability of retained austenite during plastic deformation of super high strength carbide free bainitic steels. **Journal of Materials Science**, Chicago, v. 44, n. 17, p. 4617–4624, 2009.

GIBBS, P. J. *et al.* Austenite stability effects on tensile behavior of manganese-enriched-austenite transformation-induced plasticity steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 42, n. 12, p. 3691–3702, 2011.

GIRAULT, E. *et al.* Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels. **Scripta Materialia**, [s. l.], v. 44, n. 6, p. 885–892, 2001.

GREENE, D. L. Feebates footprints and highway safety. **Transportation Research Part D: Transport and Environment**, [s. l.], v. 14, n. 6, p. 375–384, 2009.

HAJYAKBARY, F. *et al.* Analysis of the mechanical behavior of a 0.3C-1.6Si-3.5Mn (wt%) quenching and partitioning steel. **Materials Science and Engineering A**, Netherlands, v. 677, p. 505–514, 2016.

HARDWICK, A. P.; OTTERIDGE, T. Vehicle lightweighting through the use of molybdenum-bearing advanced high-strength steels (AHSS). **International Journal of Life Cycle Assessment**, [s. l.], v. 21, n. 11, p. 1616–1623, 2016.

ISHIKAWA, K. **TQC - Introduction to quality control**. Productivity Press, IM & C International Sistemas Educativos, 1990.

JACQUES, P. J. *et al.* Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 55, n. 11, p. 3681–3693, 2007.

JACQUES, P. J. Transformation-induced plasticity for high strength formable steels. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, Oxford, v. 8, n. 3–4, p. 259–265, 2004.

KAAR, S. *et al.* Influence of the quenching and partitioning process on the transformation kinetics and hardness in a lean medium manganese trip steel. **Metals**, [s. l.], v. 9, n. 3, p. 1–13, 2019.

KANTANEN, P. K. *et al.* Effect of deformation and grain size on austenite decomposition during quenching and partitioning of (high) silicon-aluminum steels. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 171, p. 110793, 2021.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. Advanced high strength steels guidelines version 6.0. **WorldAutoSteel**. [s. l.], n. p. 314, 2017.

- KIM, B.; SIETSMA, J.; SANTOFIMIA, M. J. The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite/austenite microstructures. **Materials & Design**, [s. l.], v. 127, p. 336–345, 2017.
- KOISTINEN, D. P.; MARBURGER, R. E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. **Acta Metallurgica**, Michigan, v. 7, n. 1, p. 59–60, 1959.
- KUANG, C. F. *et al.* Effects of quenching and tempering on the microstructure and bake hardening behavior of ferrite and dual phase steels. **Materials Science and Engineering: A**, Oxford, v. 613, p. 178–183, 2014.
- KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, New York, v. 8, p. 103–117, 2008.
- LI, Z. C. *et al.* Microstructural evolution and deformation behavior in the Fe-(6, 8.5)Mn-3Al-0.2C TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 672, p. 161–169, 2016.
- LIN, S. *et al.* Effect of Si on bainitic transformation kinetics in steels explained by carbon partitioning, carbide formation, dislocation densities, and thermodynamic conditions. **Materials Characterization**, Metz, v. 185, p. 111774, 2022.
- LIU, L. *et al.* Optimum properties of quenching and partitioning steels achieved by balancing fraction and stability of retained austenite. **Scripta Materialia**, Hong Kong, v. 150, p. 1–6, 2018.
- MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts. **Microstructure and Texture in Steels**, [s. l.], p. 185–205, 2009.
- MIETTUNEN, I. *et al.* Competitive mechanisms occurring during quenching and partitioning of three silicon variants of 0.4 wt.% carbon steels. **Journal of Materials Research and Technology**, Oulu, v. 11, p. 1045–1060, 2021.
- MOLA, J.; DE COOMAN, B. C. Quenching and partitioning (Q&P) processing of martensitic stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 44, n. 2, p. 946–967, 2013b.
- NABEEL, M. *et al.* Characterization of Inclusions in 3rd Generation Advanced High-Strength Steels. **Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science**, United States, v. 50, n. 4, p. 1674–1685, 2019.
- NISHIKAWA, A. S. *et al.* Phase transformation mechanisms during Quenching and Partitioning of a ductile cast iron. **Acta Materialia**, São Paulo, v. 179, p. 1–16, 2019.
- OLSON, G. B.; COHEN, M. A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations. **Journal of the Less Common Metals**, Massachusetts, v. 28, n. 1, p. 107–118, 1972.
- PIERCE, D. T. *et al.* Microstructural evolution during quenching and partitioning of 0.2C-1.5Mn-1.3Si steels with Cr or Ni additions *. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 151, p. 454–469, 2018.

PLA-FERRANDO, R. *et al.* Advanced high strength steel (AHSS) TWIP: A door to the future in metal forming. **AIP Conference Proceedings**, Valencia, v. 1431, n. Mesic 2011, p. 65–73, 2012.

QUAN, G. Z. *et al.* A study on the multi-phase transformation kinetics of ultra-high-strength steel and application in thermal-mechanical-phase coupling simulation of hot stamping process. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 673, p. 24–38, 2016.

RADWAŃSKI, K.; WROZYNA, A.; KUZIĄK, R. Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 639, p. 567–574, 2015.

RANA, R.; SINGH, S. B. **Automotive Steels : Design, Metallurgy, Processing and Applications**. Duxford, United Kingdom: Woodhead Publishing, 2017. (Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering).*E-book*.

SANTOFIMIA, M. J. *et al.* Influence of interface mobility on the evolution of austenite-martensite grain assemblies during annealing. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 57, n. 15, p. 4548–4557, 2009a.

SANTOFIMIA, M. J. *et al.* Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel. **Acta Materialia**, Delft, v. 59, n. 15, p. 6059–6068, 2011.

SANTOFIMIA, M. J. *et al.* New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite. **Materials Science and Engineering A**, Delft, v. 527, n. 23, p. 6429–6439, 2010.

SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; SIETSMA, J. Microstructural evolution of a low-carbon steel during application of quenching and partitioning heat treatments after partial austenitization. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, Delft, v. 40, n. 1, p. 46–57, 2009b.

SANTOFIMIA, M. J.; ZHAO, L.; SIETSMA, J. Overview of Mechanisms Involved During the Quenching and Partitioning Process in Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], 2011.

SEO, E. J. *et al.* Constituent-specific properties in quenching and partitioning (Q&P) processed steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 740–741, p. 439–444, 2019.

SEO, E. J. *et al.* Microstructure-mechanical properties relationships for quenching and partitioning (Q&P) processed steel. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 113, p. 124–139, 2016a.

SEO, E. J.; CHO, L.; DE COOMAN, B. C. Modified methodology for the ueqnch temperature selection in quenching and partitioning (Q&P) processing of steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 47, n. 8, p. 3797–3802, 2016.

SOLEIMANI, M.; KALHOR, A.; MIRZADEH, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: a review. **Materials Science and Engineering A**, Tehran, v. 795,

n. July, p. 140023, 2020.

SPEER, J. *et al.* Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. **Acta Materialia**, Colorado, v. 51, n. 9, p. 2611–2622, 2003.

SPEER, J. G. *et al.* Comments on “on the definitions of paraequilibrium and orthoequilibrium” by M. Hillert and J. Agren, **Scripta Materialia**, v. 50, p. 697-9 (2004).Colorado: Elsevier Ltd, 2005.

SPEER, J. G.; DE MOOR, E.; CLARKE, A. J. Critical assessment 7: quenching and partitioning. **Materials Science and Technology**, United Kingdom, v. 31, n. 1, p. 3–9, 2015.

SPEER, John G. *et al.* Analysis of microstructure evolution in quenching and partitioning automotive sheet steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, Colorado, v. 42, n. 12, p. 3591–3601, 2011.

SPEER, John 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**, Colorado, v. 8, n. 3–4, p. 219–237, 2004.

SPEER, John G. *et al.* The “quenching and partitioning” process: background and recent progress. **Materials Research**, Colorado,[s. l.], v. 8, n. 4, p. 417–423, 2005. 1.

STEWART, R. A. *et al.* Quenching and Partitioning of Plate Steels : Partitioning Design Methodology. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Colorado, [s. l.], v. 50, n. 10, p. 4701–4713, 2019.

SUN, J. *et al.* Study of microstructural evolution, microstructure-mechanical properties correlation and collaborative deformation-transformation behavior of quenching and partitioning (Q&P) steel. **Materials Science and Engineering: A**, Beijing, [s. l.], v. 596, p. 89–97, 2014.

TAMURA, I. Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels. **Metal Science and Technology** [s. l.], v. 16, n. 5, p. 245–253, 2013.

TARIGOPULA, V. *et al.* Axial crushing of thin-walled high-strength steel sections. **International Journal of Impact Engineering**, [s. l.], v. 32, n. 5, p. 847–882, 2006.

TOJI, Y.; MIYAMOTO, G.; RAABE, D. Carbon partitioning during quenching and partitioning heat treatment accompanied by carbide precipitation. **Acta Materialia**, Düsseldorf , v. 86, p. 137–147, 2015.

TOLOUEI, R.; TITHERIDGE, H. Vehicle mass as a determinant of fuel consumption and secondary safety performance. **Transportation Research Part D: Transport and Environment**, London, v. 14, n. 6, p. 385–399, 2009.

TUMULURU, M. Resistance spot welding techniques for advanced high-strength steels (AHSS). In: **WELDING AND JOINING OF ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS (AHSS)**. Pittsburgh, [S. l.], p. 55–70, 2015.

VERCRUYSSSE, F. *et al.* The effect of Nb on the strain rate and temperature dependent behaviour of quenching & partitioning steels. **Materials Science and Engineering A**, Ghent

[s. l.], v. 800, p. 140293, 2021.

VW - Volkswagen - o novo golf golf gti. <https://www.volkswagen.com.my/the-all-new-golf/golfgti> - United Kingdom - UK, Acesso em 12/04/2022

WANG, C. *et al.* Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure. **Materials Science and Engineering: A**, Amsterdam, Netherlands, v. 610, p. 65–75, 2014.

WANG, C. Y. *et al.* Characterization of microstructure obtained by quenching and partitioning process in low alloy martensitic steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 15, p. 3442–3449, 2010a.

WANG, Z. W. *et al.* Achieving equal strength joint to parent metal in a friction stir welded ultra-high strength quenching and partitioning steel. **Materials Science and Engineering: A**, Shenyang, v. 793, p. 139979, 2020.

XIAODONG, Z.; ZHAOHUI, M.; LI, W. Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-making and its Development in Baosteel. **Baosteel research institute**. Shanghai [s. l.], [s. d.].

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 and Engineering: A**, Shenyang, [s. l.], v. 684, p. 261–269, 2017.

YAN, S. *et al.* Comparison on mechanical properties and microstructure of a C-Mn-Si steel treated by quenching and partitioning (Q&P) and quenching and tempering (Q&T) processes. **Materials Science and Engineering: A**, Shenyang, [s. l.], v. 620, p. 58–66, 2015.

YI, H. L.; CHEN, P.; BHADESHIA, H. K. D. H. Optimizing the morphology and stability of retained austenite in a δ -TRIP steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 45, n. 8, p. 3512–3518, 2014.

ZACKAY, V. F. *et al.* The enhancement of ductility in high-strength steels. **Trans Am Soc Met**, California, v. 60, p. 252–259, 1967.

ZHANG, S.; FINDLEY, K. O. Quantitative assessment of the effects of microstructure on the stability of retained austenite in TRIP steels. **Acta Materialia**, Colorado, v. 61, n. 6, p. 1895–1903, 2013.

ZHAO, Z. Z. *et al.* The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided bainitic-ferritic sheet steel. **Materials Science and Engineering A**, Beijing, v. 613, p. 8–16, 2014.

ZHONG, N. *et al.* Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching – partitioning – tempering process. **Materials Science and Engineering A**. California v. 506, p. 111–116, 2009.