


# Efeito de tratamentos térmicos de Q&P sobre o comportamento mecânico em tração de uma liga CMnSi comercial visando a obtenção de aços AHSS de terceira geração

Charles Henrique Xavier Morais Magalhães <sup>1\*</sup> 

Geraldo Lúcio de Faria <sup>1</sup> 

## Resumo

Ciclos térmicos inovadores têm sido propostos para o desenvolvimento de uma terceira geração de aços avançados de elevada resistência mecânica (AHSS) para aplicação automotiva. Um conceito relativamente novo, denominado *Quenching and Partitioning (Q&P)*, tem mostrado potencial para ser utilizado em rotas de processamento para a produção de chapas de aços AHSS de terceira geração mecanicamente mais resistentes e tenazes, sendo possível a utilização de chapas de menor espessura no *body in white (BIW)* de novos projetos automotivos. Neste trabalho, foram empregados modelamentos físico e termodinâmico computacional com o objetivo de se desenvolver um produto de terceira geração. Três ciclos de tratamentos térmicos do tipo Q&P para uma liga CMnSi comercialmente produzida e aplicada na indústria automotiva brasileira foram propostos, sendo eles: (1) Q&P após austenitização intercrítica (AI), (2) Q&P após *step-quenching* (SQ) e (3) Q&P após austenitização completa. A caracterização das microestruturas resultantes foi realizada por meio das técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difratometria de raios-X (DRX). Os resultados mostraram frações de austenita retida entre, aproximadamente, 6% e 10%. A caracterização mecânica por meio de ensaios de tração resultou, para todos os produtos obtidos, em valores de propriedades mecânicas que atendem aos requisitos para aços AHSS de terceira geração.

**Palavras-chave:** Têmpera e partição (Q&P); Aços AHSS; Austenitização intercrítica; *Step-quenching*.

## Effect of Q&P heat treatments on the tensile mechanical behavior of a commercial CMnSi alloy aiming to obtain third-generation AHSS steels

## Abstract

Innovative heat cycles have been proposed seeking the development of a third generation of advanced high strength steels (AHSS) for automotive application. A relatively new concept named Quenching and Partitioning (Q&P) has been considered a promising manufacturing route with the aim to obtain higher strength and tougher third-generation AHSS steel sheets, which enables the use of thinner sheets in the body in white (BIW) of new automotive projects. In this work, physical and thermodynamic computer modeling were employed with the goal of developing a third-generation product. Three different Q&P heat treatments for a CMnSi alloy commercially produced and applied in the Brazilian automotive industry were proposed, they are: (1) Q&P after intercritical austenitizing (IA), (2) Q&P after step-quenching (SQ), and (3) Q&P after complete austenitizing. The characterization of the resulting microstructures was performed using scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffractometry (XRD) techniques. The results showed fractions of retained austenite between approximately 6% and 10%. Mechanical characterization was carried out applying tensile test. All resulting microstructures achieved the requirements for a third-generation AHSS steel.

**Keywords:** Quenching and partitioning (Q&P); AHSS steels; Intercritical austenitizing; Step-quenching.

<sup>1</sup>Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, DEMET, Escola de Minas, EM, Universidade Federal de Ouro Preto, UFOP, Ouro Preto, MG, Brasil.

\*Autor correspondente: charlesmagalhaesop@gmail.com



2176-1523 © 2023. Magalhães et Faria. Publicado pela ABM. Este é um artigo publicado em acesso aberto (Open Access) sob a licença Creative Commons Attribution, que permite uso, distribuição e reprodução em qualquer meio, sem restrições desde que o trabalho original seja corretamente citado.

## 1 Introdução

A indústria siderúrgica moderna tem enfrentado vários desafios. Com uma participação de 17% no consumo de energia do setor industrial, a indústria do aço seria o setor de engenharia com maior impacto nas medidas de redução do consumo global de energia. As ambições mundiais para mitigar o aquecimento global afetam fortemente a indústria siderúrgica, sendo essa responsável por cerca de 20% das emissões de carbono das indústrias de manufatura. Duas abordagens podem ser aplicadas a esses desafios: desenvolver novos materiais e processos de fabricação ou otimizar os já existentes. O desenvolvimento de um novo material e processo nem sempre é necessário, pois a otimização dos materiais existentes pode levar ao mesmo resultado, ou superior, a um menor custo. Modificando-se processos de fabricação e tratamentos térmicos, é possível aumentar a eficiência energética do processo de fabricação e aprimorar o comportamento mecânico de materiais já existentes [1].

Um exemplo atual é a fabricação de elementos do *body-in-white* (BIW) de automóveis a partir de chapas menos espessas de aços avançados de elevada resistência mecânica (AHSS) de terceira geração, resultando em um menor consumo de combustível, menores emissões de poluentes e desempenho adequado em *crash tests* [2]. Um tratamento térmico inovador para a fabricação dessas chapas é o de têmpera e partição (Q&P - *quenching and partitioning*), proposto por Speer et al. [3] em 2003 e ainda em desenvolvimento.

O processo Q&P é baseado na têmpera parcial da austenita até uma temperatura intermediária entre a temperatura de início ( $M_s$ ) e de final ( $M_f$ ) da transformação martensítica, seguido por um tratamento isotérmico de partição em uma temperatura superior ou igual à temperatura de têmpera parcial, de forma a enriquecer em carbono a austenita não-transformada, estabilizando-a, assim, à temperatura ambiente. A presença de austenita retida na microestrutura final possibilita a ocorrência do efeito de plasticidade induzida por transformação (TRIP), aumentando a capacidade de encruamento devido à transformação austenita  $\rightarrow$  martensita durante a deformação plástica. Portanto, um melhor balanço entre resistência mecânica e ductilidade pode ser obtido em comparação com um tratamento térmico típico de têmpera e revenimento [4].

Tendo em vista os inúmeros ciclos do tipo Q&P possíveis de serem aplicados a uma determinada liga, resultando, portanto, em diferentes microestruturas e propriedades mecânicas, bem como as dificuldades industriais de se produzir um aço Q&P para aplicação automotiva, este trabalho propôs um estudo inovador a partir de uma liga comercial CMnSi produzida e já aplicada na indústria brasileira. Assim, aplicou-se diferentes ciclos otimizados (definidos por meio de simulações físicas e computacionais) do tipo Q&P à liga CMnSi.

Combinações de ciclos do tipo Q&P e tratamentos térmicos já consolidados industrialmente, como os de

austenitização intercrítica (AI) e *step-quenching* (SQ), foram então aplicadas de modo a se obter microestruturas distintas com propriedades mecânicas elevadas. Assim, diante de distintos produtos produzidos a partir da mesma composição química, avaliou-se as microestruturas resultantes por meio das técnicas de difratometria de raios-X (DRX) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), fazendo-se uma correlação com o comportamento mecânico dos aços sob ensaios de tração. Por fim, foram então propostas rotas de tratamentos térmicos do tipo Q&P para a produção de aços AHSS de terceira geração para aplicação automotiva. Este trabalho é parte de uma tese de doutorado [5] sobre o tema de modelamento Q&P.

## 2 Materiais e métodos

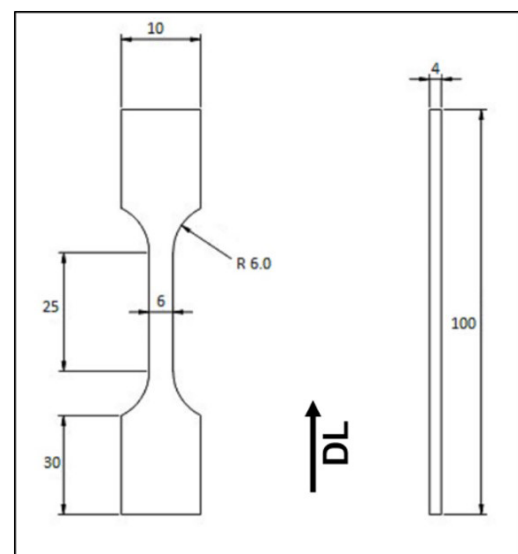
Neste trabalho utilizou-se amostras retiradas de uma chapa da liga comercial CMnSi, laminada a quente (espessura de 4mm), com a composição química apresentada na Tabela 1. A composição química dessa liga, devido aos teores de C, Mn e Si é típica de aços AHSS de primeira geração do tipo TRIP780 para aplicação automotiva.

A partir dessas amostras, corpos de prova (Cp's) de tração foram usinados segundo as normas ASTM E8/E8M [6] na direção de laminação da chapa, conforme mostra a Figura 1.

Para determinação dos ciclos térmicos a serem executados, os modelos CCE [3,7] (*constrained carbon equilibrium*) e

**Tabela 1.** Composição química da liga CMnSi (% em massa)

C	Mn	Si	Cr	Al
0,23	1,63	1,32	0,03	0,02



**Figura 1.** Corpo de prova de tração usinado a partir da chapa da liga CMnSi. Dimensões: mm. DL: direção de laminação.

CCET [8] (modelo CCE modificado) foram utilizados de forma a se determinar a temperatura ótima de têmpera ( $QT_o$ ) e as frações finais de fases em um ciclo do tipo Q&P, não sendo necessariamente essa temperatura  $QT_o$  igual à temperatura QT utilizada nos experimentos, uma vez que cada condição levou em consideração outros fatores para a determinação da temperatura QT. Logo, os modelos termodinâmicos foram utilizados apenas como um guia para o planejamento dos ciclos térmicos. Uma discussão sobre a aplicabilidade dos modelos pode ser consultada em um trabalho anterior [9].

Em seguida, três ciclos térmicos foram propostos e aplicados aos Cp's de tração (três Cp's para cada condição de ciclo térmico). Conforme ilustrado na Figura 2, sendo eles: 1- AI a 800 °C por 20min em forno Chevenard, seguida de têmpera e partição a 200 °C por 120s em forno de banho de sal (ciclo IQ&P); 2- austenitização completa a 950 °C por 20min em forno Chevenard, seguida de SQ a 700 °C por 10min em forno Chevenard, seguido de têmpera a 240 °C e partição a 400 °C por 60s em fornos de banho de sal (ciclo SQ&P); 3- austenitização completa a 950 °C por 20min, seguida de têmpera a 200 °C e partição a 400 °C por 60s em fornos de banho de sal (ciclo Q&P).

A partir das simulações termodinâmicas, para a determinação da temperatura QT utilizada no ciclo térmico de número "3" (Figura 2), simulações físicas também foram realizadas por meio da execução de ensaios de tração em Cp's submetidos a ciclos térmicos do tipo Q&P com diferentes temperaturas QT. Assim, a temperatura QT que proporcionou o melhor comportamento mecânico em tração pôde ser determinada.

As temperaturas foram monitoradas em tempo real por meio de um termopar do tipo K soldado na superfície dos Cp's. Três amostras (retiradas da chapa da liga CMnSi) para análises microestruturais foram submetidas aos mesmos ciclos térmicos

aplicados aos Cp's, sendo posteriormente analisadas por MEV e DRX. A justificativa para a determinação de cada um dos ciclos térmicos será discutida posteriormente neste trabalho.

Para as análises microestruturais por MEV, as amostras foram preparadas metalograficamente segundo a norma ASTM E3 e atacadas com o reativo Nital 4% por um tempo de 10s.

Para a caracterização por DRX, as amostras foram preparadas metalograficamente segundo a norma ASTM E3, sendo, por fim, decapadas em uma solução de HCl para a remoção de uma possível camada deformada devido ao lixamento e polimento mecânico. Os padrões cristalográficos das amostras foram determinados, à temperatura ambiente, em um difratômetro Shimadzu modelo XRD-7000 com radiação Cu-K $\alpha$  ( $\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$ ), operado a 40kV e 30mA, com ângulo  $2\theta$  de 30° a 120°, em passos de 0,02° e tempo de 5s por passo. Os difratogramas gerados por DRX foram analisados pelo refinamento de Rietveld usando o software FullProf.

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente com o auxílio de uma máquina eletromecânica WDC-200 TIME GROUP utilizando-se uma taxa de deformação de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Os dados gerados nos ensaios de tração foram tratados no software OriginPro 9.0.

### 3 Resultados e discussão

#### 3.1 Modelamento Q&P

Os ciclos térmicos aplicados produziram três microestruturas com diferenças significativas entre si. O primeiro ciclo térmico (IQ&P) combinou o tratamento de

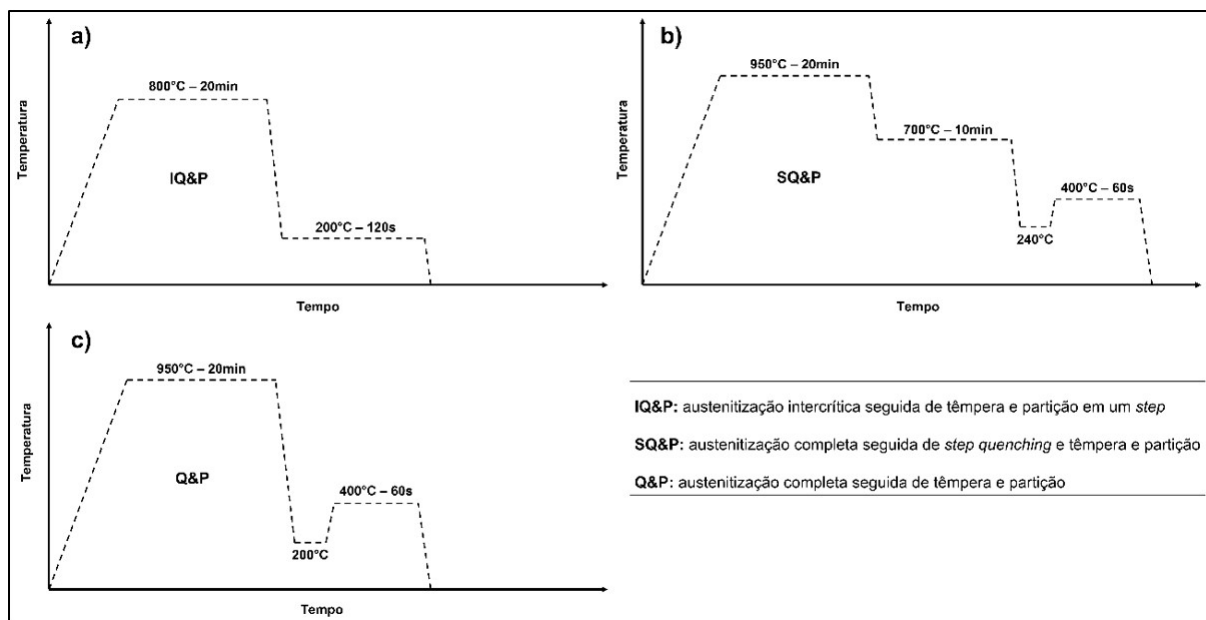


Figura 2. Ciclos térmicos aplicados aos Cp's para ensaios de tração; (a) Ciclo IQ&P; (b) Ciclo SQ&P; (c) Ciclo Q&P.

AI com o conceito de *one-step quenching and partitioning*. Um estudo sobre os efeitos da AI na liga CMnSi utilizada neste trabalho, bem como no *design* de ciclos Q&P, foi realizado anteriormente [10]. Nesse estudo [10], concluiu-se que uma fração volumétrica de ferrita em torno de 0,25 seria ideal para se otimizar o balanço entre ductilidade e resistência mecânica por tração em um aço Q&P. No referido trabalho, foi possível mostrar que a condição de AI que produziu essa fração de ferrita para a liga CMnSi estudada foi a de 800 °C por 10min.

A temperatura  $QT_o$ , onde, termodinamicamente, segundo o modelo CCE, se obteria a máxima fração de austenita retida na microestrutura final em um ciclo Q&P, foi determinada como sendo 200 °C. Tendo em vista a dificuldade industrial de se reproduzir um ciclo Q&P com temperatura de partição (PT) superior à temperatura QT, onde a temperatura PT deve ser atingida de maneira rápida logo após o aço atingir a temperatura QT, a temperatura PT foi definida também como sendo igual a 200 °C. Portanto, o ciclo IQ&P executado neste trabalho faz o uso de uma rota de AI já aplicada industrialmente para a produção de, por exemplo, aços do tipo TRIP, e adiciona um patamar de partição a 200 °C, por 120s, durante um resfriamento rápido e, por fim, uma têmpera final.

O segundo ciclo térmico foi proposto com base em um trabalho anterior [9], combinando o tratamento de SQ, geralmente empregado na produção de aços *dual phase*, com o conceito Q&P. A temperatura de *step* escolhida (700 °C) foi aquela onde se obteve um controle mais preciso da fração de ferrita, sendo o tempo de isoterma para se atingir uma situação de quase-equilíbrio igual a 10min. Assim, após a austenitização completa a 950 °C, a fração de ferrita resultante do estágio isotérmico de *step*, foi de, aproximadamente, 0,30. A temperatura ótima de têmpera parcial ( $QT_o$ ), segundo os modelos termodinâmicos CCE [3] e CCET [8], seria de, aproximadamente, 150 °C. Porém, com o objetivo de se produzir uma microestrutura com ductilidade superior a todas as outras condições deste trabalho e, portanto, maior capacidade de deformação, definiu-se uma temperatura QT maior (240 °C), esperando-se obter uma menor fração de martensita na microestrutura final. Devido à menor fração de martensita formada na têmpera parcial, o modelo CCET prevê a formação de bainita para a temperatura PT (400 °C por 60s) utilizada. Estudos recentes mostram que a formação da bainita rejeita carbono para a austenita não transformada [8,11], contribuindo assim para um maior percentual de austenita retida na microestrutura final.

Para se definir o ciclo térmico Q&P após austenitização completa, mostrado na Figura 2c, utilizou-se os modelos termodinâmicos CCE e CCET para se determinar a temperatura  $QT_o$ . A partir desse resultado, definiu-se três temperaturas QT (uma menor que  $QT_o$ , uma igual a  $QT_o$  e uma maior que  $QT_o$ ). A temperatura e o tempo de partição foram fixados em 400 °C e 60s respectivamente. A temperatura de partição da ordem de 400 °C e um tempo de partição entre 30s e 120s são comumente utilizados na literatura e, de uma maneira

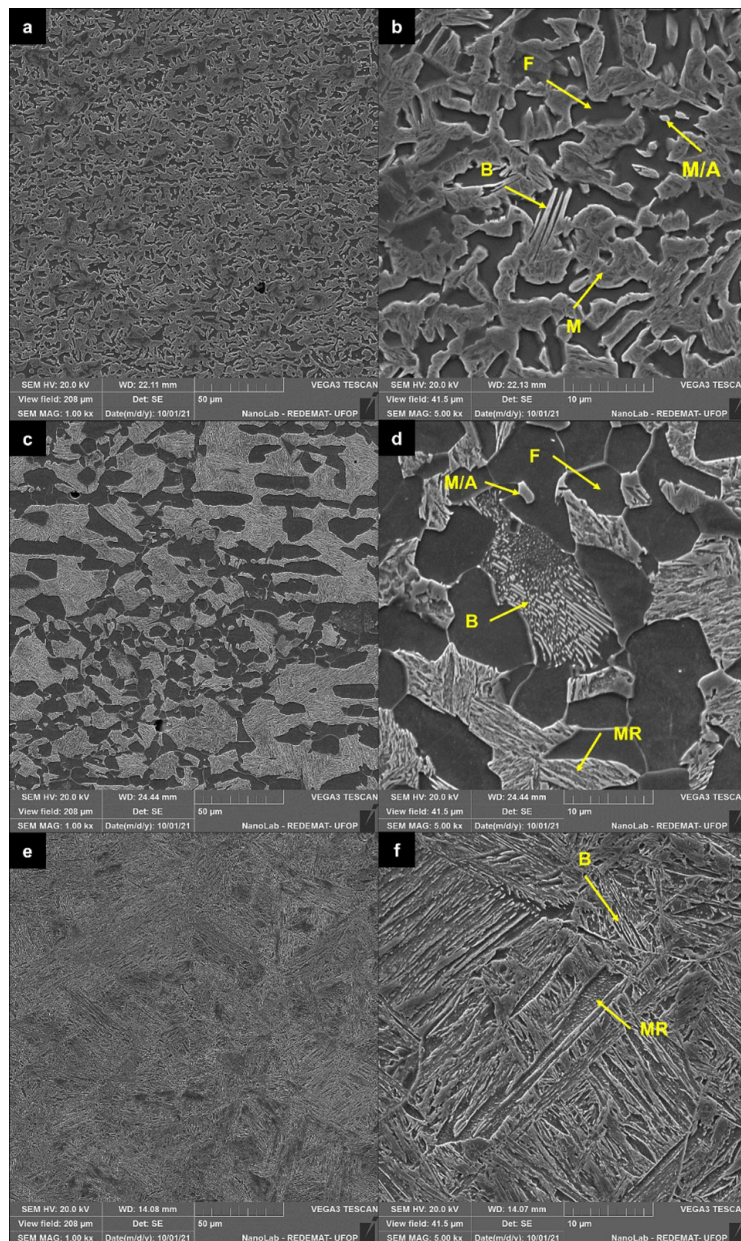
geral, proporcionam uma microestrutura otimizada em termos de fração de austenita retida e propriedades mecânicas [12]. Assim, os ciclos térmicos com temperaturas QT distintas foram reproduzidos em Cp's de tração com o objetivo de se avaliar o comportamento mecânico (boa combinação ductilidade x resistência mecânica) obtido em cada condição.

Para os dois modelos utilizados na simulação termodinâmica, a temperatura  $QT_o$  prevista para a liga CMnSi, considerando PT=400 °C, foi de 240 °C. Logo, três ciclos Q&P foram propostos com as seguintes temperaturas QT: 200 °C, 240 °C e 280 °C. Dentre os ciclos térmicos Q&P aplicados, elegeu-se aquele que resultou em um melhor comportamento mecânico quando submetido a ensaios de tração. Após a austenitização completa seguida de um ciclo Q&P executado conforme a Figura 2c, esperava-se uma microestrutura majoritariamente martensítica, com a presença de austenita retida e uma possível formação de bainita. Dessa forma, esperava-se que essa condição fosse a de maior resistência mecânica por tração quando comparada às condições IQ&P e SQ&P, uma vez que não haveria uma formação significativa de ferrita durante nenhuma etapa do ciclo térmico Q&P devido à elevada taxa de resfriamento a partir da austenitização completa.

### 3.2 Caracterização microestrutural

As micrografias das microestruturas resultantes dos ciclos IQ&P, SQ&P e Q&P são mostradas na Figura 3. A microestrutura da amostra IQ&P é apresentada nas Figuras 3a e 3b com aumentos de 1000x e 5000x respectivamente. A microestrutura é composta por ferrita (F), bainita/ferrita bainítica (B), martensita (M) e o constituinte martensita/austenita retida (M/A). Também se observou um refino microestrutural considerável, quando comparado às outras condições estudadas. Refino este decorrente do estágio prévio de AI. Segundo Cho et al. [13], o refino microestrutural gerado pela AI pode representar um importante ganho no balanço entre resistência mecânica e ductilidade, de forma que a definição da temperatura de AI modifica o tamanho de grão austenítico (TGA), o tamanho dos pacotes de martensita e, portanto, o tamanho da austenita retida formada em um ciclo Q&P. Ao MEV, não foi possível observar, ainda para a condição IQ&P, o revenimento da martensita primária (obtida na têmpera parcial), uma vez que a resolução da técnica de MEV só permitiria a observação de indícios de revenimento caso precipitados relativamente grosseiros fossem formados.

A microestrutura resultante do ciclo SQ&P é mostrada nas Figuras 3c (1000x) e 3d (5000x). Pode-se observar uma microestrutura constituída, majoritariamente, por ferrita (fração de  $\approx 0,30$ ) e martensita revenida. Também se observou a formação de bainita, o que pode ocorrer devido à temperatura de partição relativamente elevada, favorecendo a nucleação e crescimento da bainita [10]. Outra possibilidade é a formação de bainita durante o resfriamento rápido a partir da temperatura de *step*, podendo, mesmo diante de



**Figura 3.** Micrografias eletrônicas de varredura das amostras tratadas termicamente da liga CMnSi. (a) IQ&P – 1000x; (b) IQ&P – 5000x; (c) SQ&P – 1000x; (d) SQ&P – 5000x; (e) Q&P – 1000x; (f) Q&P – 5000x. F: ferrita; B: bainita/ferrita bainítica; M: Martensita; MR: martensita revenida; M/A: martensita/austenita retida. Ataque: Nital 4%.

uma fração relativamente elevada de ferrita e, portanto, uma austenita mais estável, ocorrer a nucleação e crescimento da bainita/ferrita bainítica [12]. O constituinte M/A, no interior de alguns grãos ferríticos e próximos a contornos de grãos, foi observado de uma maneira mais clara do que na amostra IQ&P.

Em ligas CMnSi, um tratamento SQ anterior a um ciclo Q&P, pode favorecer a formação de M/A devido ao enriquecimento em carbono da austenita durante o *step* isotérmico, dando origem a ilhas de austenita retida na forma de blocos [9], aumentando-se assim a fração final de austenita retida em um ciclo Q&P. Devido ao processo

de austenitização completa empregado, a microestrutura da amostra SQ&P é claramente mais grosseira do que aquela observada na amostra IQ&P, o que pode influenciar diretamente as propriedades mecânicas dos produtos dos ciclos térmicos. Quanto maior a temperatura de austenitização, maior será o TGA e, conseqüentemente, mais grosseira a microestrutura martensítica produzida no resfriamento a partir dos grãos austeníticos prévios [13].

A Figura 3e (1000x) e 3-f (5000x) apresenta a microestrutura resultante da condição Q&P após austenitização completa. A microestrutura se mostrou como sendo majoritariamente martensítica, sendo possível observar

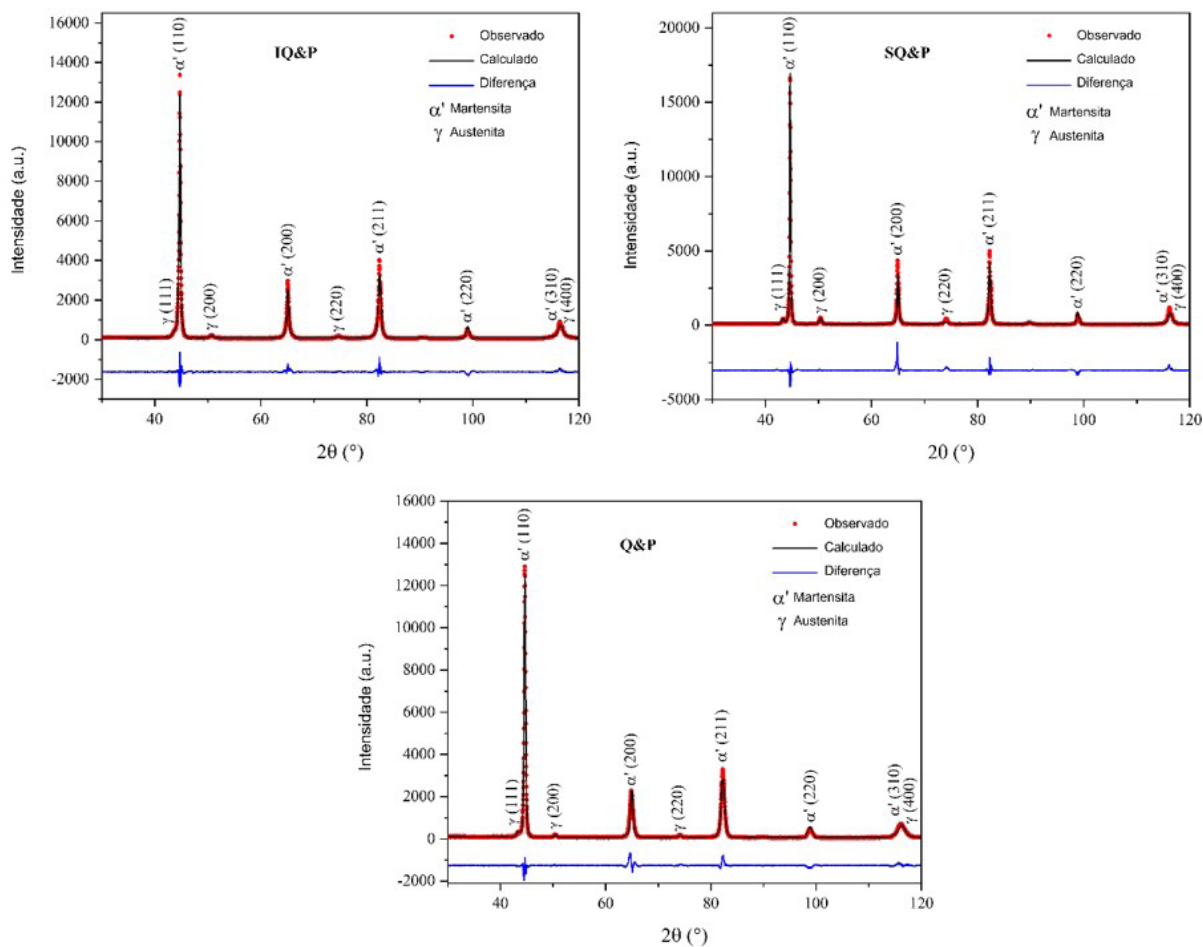
alguma fração de bainita. Assim como na amostra SQ&P, observa-se com clareza, indícios do revenimento da martensita durante o estágio de partição a 400°C. Como o processo de austenitização foi realizado a 950°C (austenitização completa), a microestrutura também se mostrou mais grosseira do que a da condição IQ&P. Ao MEV não foi possível observar a presença do constituinte M/A. Em ciclos Q&P após austenitização completa, prevalece a formação de austenita retida na forma de filmes finos entre as placas de martensita ou bainita (dependendo da temperatura de partição empregada) [14], uma vez que o enriquecimento em carbono da austenita ocorre durante o estágio de partição, logo após a têmpera parcial, a partir então da martensita recém formada. Assim, os filmes de austenita retida residuais entre as placas/ripas de martensita formadas, serão estabilizados quimicamente pelo carbono particionado da martensita, e mecanicamente pela própria microestrutura martensítica [3]. Devido às dimensões da ordem de 20nm a 100nm da austenita retida na forma de filmes finos, não é possível uma observação clara dessa morfologia de austenita retida por MEV, sendo então necessária a utilização de técnicas de caracterização microestrutural mais avançadas de menor resolução.

A Figura 4 apresenta os difratogramas obtidos por DRX para as três condições tratadas. A fração de austenita retida medida a partir dos picos correspondentes à fase CFC, para cada amostra, é mostrada na Tabela 2. As frações de austenita retida medidas para as condições IQ&P e Q&P são muito próximas considerando-se o desvio padrão. Assim, em termos de fração de austenita retida, é possível afirmar que, mesmo não se realizando uma AI para o enriquecimento em carbono da austenita anterior a um processo Q&P, a partição de carbono da martensita, em uma temperatura de partição da ordem de 400 °C, tem potencial para reter uma fração considerável de

**Tabela 2.** Frações volumétricas de austenita retida medidas por DRX para as condições IQ&P, SQ&P e Q&P

Condição	Fração de $\gamma_r$ (%)
IQ&P	7,1 ± 0,5
SQ&P	9,7 ± 0,4
Q&P	6,5 ± 0,7

$\gamma_r$ : austenita retida.



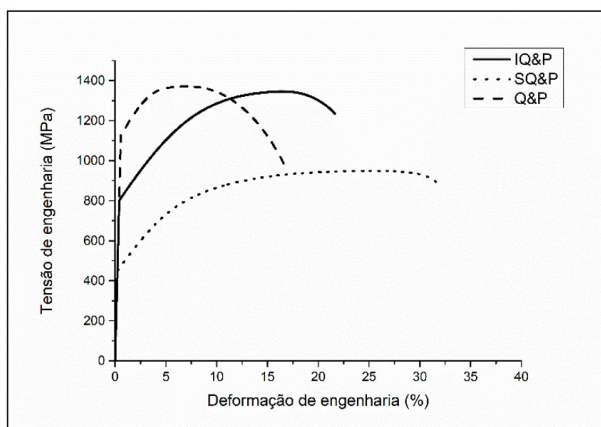
**Figura 4.** Difratograma de raios-X experimental e calculado pela metodologia quantitativa de Rietveld para as amostras IQ&P, SQ&P e Q&P.

austenita. Essa fração de austenita retida seria comparável àquela resultante de um ciclo Q&P após AI com temperatura PT relativamente baixa. A maior fração de austenita retida foi medida para a condição SQ&P (aumento de 37% em relação à condição IQ&P e 51% em relação à Q&P), mostrando que o enriquecimento em carbono da austenita durante o *step* isotérmico, aliado a uma temperatura de partição de 400 °C por 60s, tem um grande potencial para estabilizar uma maior fração de austenita à temperatura ambiente, mesmo que a temperatura QT (240 °C) aplicada seja significativamente maior do que a temperatura QT<sub>0</sub> (150 °C) prevista por modelos termodinâmicos.

### 3.3 Caracterização mecânica

As curvas representativas resultantes dos ensaios de tração realizados nas amostras IQ&P, SQ&P e Q&P são mostradas na Figura 5. Os valores das propriedades mecânicas medidas em tração são apresentados na Tabela 3.

Comportamentos mecânicos em tração diferentes foram observados para cada condição de tratamento térmico. A maior resistência mecânica em tração foi observada para a amostra Q&P, sendo que a amostra IQ&P atingiu valores de limite de resistência (LR) também elevados. A maior fração de martensita na condição Q&P eleva o valor de LR. Em contrapartida, perde-se em alongamento total e principalmente, deformação uniforme. Apesar da microestrutura Q&P ser majoritariamente martensítica, o alongamento total



**Figura 5.** Curvas de engenharia tensão x deformação obtidas em ensaios de tração à temperatura ambiente para as condições IQ&P, SQ&P e Q&P.

obtido de 16,8% é um valor elevado quando comparado a aços martensíticos (MS) com LR semelhantes, como os MS1400 (LE: 1150; LR:1400; ALT<5%) [2].

Esse valor de alongamento total só foi possível devido à partição de carbono da martensita para a austenita não transformada, possibilitando a obtenção de austenita retida na microestrutura final e, portanto, a ocorrência do efeito TRIP durante o processo de deformação. É importante destacar que, além de enriquecer a austenita residual, a partição de carbono proporciona um amaciamento da martensita formada na têmpera parcial, contribuindo assim para uma microestrutura com maior ductilidade.

Quando se observa a curva resultante dos ensaios de tração para a condição IQ&P, percebe-se uma elevada resistência mecânica aliada a uma razão elástica (LE/LR) de 0,62 e alongamento total de 21,4%. Essas propriedades mecânicas foram atingidas devido a uma elevada capacidade de encruamento, proporcionando uma maior deformação uniforme em relação à condição Q&P. Ao se comparar os valores obtidos com aços comercialmente produzidos e utilizados no BIW de automóveis, o aço IQ&P obtido neste trabalho é superior, em termos de LR, a aços considerados como de elevado limite de resistência à tração dentro de suas respectivas classes, como os DP1180 (LE: 800; LR:1180; ALT<10%), CP1200 (LE: 1000; LR:1200; ALT<5%), FB600 (LE: 450; LR:600; ALT<20%) e TWIP1200 (LE: 950; LR:1200; ALT ~20%) [2]. Além disso, o alongamento total e a deformação uniforme obtidos para o produto IQ&P proposto neste estudo, são superiores aos aços DP, CP e ferríticos-bainíticos (FB) de elevada resistência mecânica, sendo essas propriedades comparáveis às dos aços TWIP1200 que são ligas de custo relativamente elevado.

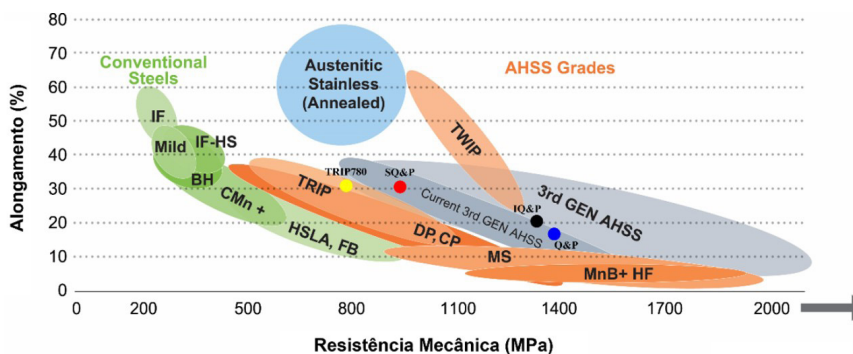
As propriedades mecânicas obtidas para a amostra SQ&P revelam um aço de elevada ductilidade e resistência mecânica próxima a 1 GPa, com LE/LR=0,55. Ao se observar a curva resultante dos ensaios de tração para a condição SQ&P, pode-se perceber ainda uma deformação uniforme (~25%) significativamente superior àquelas observadas para as outras condições. O LR de 926MPa se compara a classes de aços TRIP e DP de elevada resistência mecânica e a aços CP de média resistência mecânica, além disso, a ductilidade exibida é superior à dos aços citados.

O comportamento mecânico da condição SQ&P se assemelha a de aços TRIP das classes 780/800, porém com LR de 10% a 15% maior. É importante se destacar o LE da ordem de 500MPa, uma vez que, mesmo com uma

**Tabela 3.** Propriedades mecânicas medidas em ensaios de tração a partir das condições IQ&P, SQ&P e Q&P

Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	ALT (%)	PSE (GPa%)	LE/LR	ALU (%)
IQ&P	821 ± 7	1330 ± 23	21,4 ± 0,3	28,5 ± 0,9	0,62	16,7 ± 0,1
SQ&P	508 ± 40	926 ± 27	30,5 ± 1,3	28,2 ± 1,6	0,55	25,3 ± 1,1
Q&P	1138 ± 18	1378 ± 8	16,8 ± 0,1	23,1 ± 0,2	0,83	7,4 ± 0,1

LE: limite de escoamento; LR: limite de resistência; ALT: alongamento total; PSE: produto resistência mecânica por alongamento; LE/LR: razão elástica; ALU: alongamento uniforme.



**Figura 6.** Diagrama de Formabilidade Global mostrando os aços obtidos neste trabalho (SQ&P: ponto em vermelho; IQ&P: ponto em preto; Q&P: ponto em azul) e um aço CMnSi do tipo TRIP780 (ponto em amarelo). Adaptado de Keeler et al. [2].

resistência mecânica elevada, o produto do tratamento SQ&P pode apresentar uma maior facilidade de conformação mecânica e, portanto, facilitar operações de estampagem durante o processamento na indústria automotiva [2]. Aços AHSS de alongamento uniforme elevado e LE relativamente baixo, tendem a apresentar um melhor comportamento durante processos de conformação a frio, como é o caso de componentes estruturais automotivos que exigem estampagem profunda. Aliado a isso ainda apresentam LR e ductilidade elevados para a aplicação final. O valor de PSE obtido para as três condições ensaiadas mostram que as microestruturas resultantes apresentam um balanço entre resistência mecânica e ductilidade superior ao dos aços AHSS de primeira geração, como aços TRIP e DP [15,16]. Logo, os ciclos térmicos aplicados mostram um elevado potencial para a obtenção de aços AHSS de terceira geração.

A Figura 6 apresenta o Diagrama de Formabilidade Global [2] contendo também pontos relativos aos aços produtos deste trabalho. A partir da liga comercial CMnSi, de baixo custo relativo, com composição química típica de um aço TRIP780 (ponto em amarelo na Figura 6), os três aços produtos deste trabalho propiciaram um comportamento mecânico adequado, com potencial de aplicação em diferentes partes do BIW.

O tratamento SQ&P (ponto em vermelho na Figura 6) eleva a resistência mecânica em relação ao aço TRIP780 sem diminuição significativa no alongamento e ainda mantém o mesmo limite de escoamento (~500MPa), proporcionando então um maior encruamento. Considerando-se um valor de PSE elevado, o produto do tratamento SQ&P tem potencial para aplicação nas zonas de deformação progressiva do BIW, em substituição ao aço TRIP780, com a vantagem de se poder utilizar chapas mais finas. O aço produto do tratamento IQ&P (ponto em preto na Figura 6) tem potencial para substituição de aços DP1200 na zona de segurança do BIW devido ao fato de um elevado LE evitar intrusões em uma situação de acidente automotivo. Tendo em vista o alongamento em tração superior a aços DP, a condição IQ&P pode evitar problemas de trincamento nas bordas devido às operações de conformação. Por possuir um LR superior a

aços DP1200, chapas ainda mais finas podem ser utilizadas no processo de fabricação do BIW. Por fim, o aço produto do tratamento Q&P (ponto em azul na Figura 6) pode ser aplicado em reforços estruturais em regiões do BIW que exigem aços de elevado LE e LR, tanto na zona de deformação progressiva quanto na zona de segurança, em substituição a aços DP, CP e MS com LR entre 1200MPa e 1400MPa. Mesmo possuindo LE e LR elevados, devido ao valor de PSE obtido, o aço Q&P desenvolvido neste trabalho tem potencial para garantir um bom comportamento mecânico, tanto em processos de conformação de chapas finas, quanto em situações reais de acidentes automotivos. Todos os três produtos deste trabalho podem ser considerados potenciais candidatos a aços AHSS de terceira geração para aplicação automotiva, obtidos a partir composição química de um aço AHSS de primeira geração.

#### 4 Conclusão

O modelamento Q&P utilizando os modelos termodinâmicos CCE e CCET se mostrou útil para o projeto de ciclos térmicos do tipo Q&P, porém limitado quanto às previsões de fração final de fases, podendo subestimar ou superestimar a fração final de austenita retida dependendo da temperatura QT aplicada.

Ciclos térmicos do tipo Q&P após austenitização completa ou parcial, bem como após SQ, permitem a retenção de uma fração de austenita retida significativa na microestrutura final.

A presença de frações de ferrita de 25% e 30% nas condições IQ&P e SQ&P, respectivamente, levou a um maior encruamento e alongamento em ensaios de tração, em comparação à condição Q&P. Destaca-se que mesmo com um alongamento menor, a condição Q&P atingiu um valor de alongamento total significativamente maior do que aqueles alcançados por aços AHSS que possuem o mesmo nível de LR. Esse efeito pode ser justificado pela presença de austenita retida em uma matriz martensítica “parcialmente revenida” que, assim como nas condições



IQ&P e SQ&P, contribui para um maior encruamento por meio do efeito TRIP.

As três microestruturas dos aços resultantes deste estudo têm potencial para diferentes aplicações, em substituição a aços AHSS de primeira geração, em diferentes partes do BIW, podendo-se utilizar chapas mais finas e mecanicamente mais resistentes. Dessa forma, a partir de uma liga comercial CMnSi de baixo custo relativo, de composição química típica de um aço do tipo TRIP780 (AHSS de primeira geração), desenvolveu-se por meio de tratamentos térmicos de Q&P, produtos constituídos por diferentes microestruturas e

com limites de resistência e alongamento total em tração característicos da terceira geração de aços AHSS para aplicação automotiva.

### Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pelo apoio financeiro segundo o processo de número 142447/2018-8 e pela bolsa de Produtividade em Pesquisa e à CAPES pelo apoio financeiro segundo o processo de número 88887.650510/2021-00.

### Referências

- 1 Sierra-Soraluce A, Li G, Santofimia MJ, Molina-Aldareguia JM, Smith A, Muratori M, et al. Effect of microstructure on tensile properties of quenched and partitioned martensitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*. 2023;864:144540.
- 2 Keeler S, Kimchi M, Mooney PJ. *Advanced high-strength steels application guidelines version 6.0*. Brussels: World Auto Steel; 2017. 314 p.
- 3 Speer J, Matlock DK, De Cooman BC, Schroth JG. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*. 2003;51(9):2611-2622.
- 4 De Moor E, Speer JG. Bainitic and quenching and partitioning steels. In: Rana R, Singh SB, editors. *Automotive steels: design, metallurgy, processing and applications*. Duxford: Elsevier; 2017. p. 289-316.
- 5 Magalhães CHXM. Modelamento de têmpera e partição para o desenvolvimento de um aço avançado de elevada resistência mecânica de terceira geração para aplicação automotiva [tese]. Ouro Preto: Universidade Federal de Ouro Preto; 2022 [acesso em 12 set. 2023]. Disponível em: <http://www.repositorio.ufop.br/jspui/handle/123456789/15411>
- 6 American Society for Testing and Materials – ASTM. ASTM E8/E8M-22: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken: ASTM Internacional; 2022.
- 7 Clarke AJ, Speer JG, Matlock DK, Rizzo FC, Edmonds DV, Santofimia MJ. Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning. *Scripta Materialia*. 2009;61(2):149-152.
- 8 Li Y, Chen S, Wang C, Martín DS, Xu W. Modeling retained austenite in Q&P steels accounting for the bainitic transformation and correction of its mismatch on optimal conditions. *Acta Materialia*. 2020;188:528-538.
- 9 Magalhães CHXM, Campos PHK, Faria GL. Effect of step quenching heat treatments on the kinetics of ferrite formation and quenching & partitioning modeling for a commercial C-Mn-Si steel. *Materials Research*. 2021;25:e20210257.
- 10 Pimenta NAB, Magalhães CHXMM, Campos PHK, Faria GL. Efeitos de tratamentos térmicos de têmpera com austenitização intercrítica na microestrutura, partição de elementos e temperatura Ms em um aço TRIP780. *Tecnologica em Metalurgia, Materiais e Mineração*. 2021;18:e2440.
- 11 Nishikawa AS, Santofimia MJ, Sietsma J, Goldenstein H. Influence of bainite reaction on the kinetics of carbon redistribution during the Quenching and Partitioning process. *Acta Materialia*. 2018;142:142-151.
- 12 Dai Z, Chen H, Ding R, Lu Q, Zhang C, Yang 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*. 2021;143:100590.
- 13 Cho L, Seo EJ, De Cooman BC. Near-Ac3 austenitized ultra-fine-grained quenching and partitioning (Q&P) steel. *Scripta Materialia*. 2016;123:69-72.
- 14 Ghosh S, Kaikkonen P, Javaheri V, Kaijalainen A, Miettunen I, Somani M, et al. Design of tough, ductile direct quenched and partitioned advanced high-strength steel with tailored silicon content. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;17:1390-1407.

- 15 Kumar G, Ghosh S, Pallaspuro S, Somani MC, Kömi J, Mishra SK, et al. Fracture toughness characteristics of thermo-mechanically rolled direct quenched and partitioned steels. *Materials Science and Engineering A*. 2022;840:142788. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2022.142788>.
- 16 Fonstein N. *Advanced high strength sheet steels*. Cham: Springer; 2015. 396 p.

Recebido em: 12 Set. 2023

Aceito em: 7 Nov. 2023