

# SIMULAÇÕES TERMOMECÂNICAS DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE E TÊMPERA E PARTIÇÃO EM UM AÇO 22MNB5\*

André Kraszczuk<sup>1</sup>

Edwan Anderson Ariza Echeverri<sup>2</sup>

Eduardo Franco de Monlevade<sup>3</sup>

André Paulo Tschiptschin<sup>4</sup>

## Resumo

Devido a tendência de enrijecer as legislações ambientais e metas ousadas de eficiência energética veicular definidas pelo Governo Federal, as montadoras estão buscando novas rotas de processamento para reduzir a massa dos veículos sem comprometer sua resistência mecânica. A mais utilizada é a estampagem a quente de aços ao boro. No entanto, após esse processo o aço não possui ductilidade suficiente para aplicações automotivas que requeiram absorção de impacto. Em virtude disso, o tratamento de têmpera e partição tem sido proposto para recuperar a ductilidade através da partição de carbono da martensita para a austenita ( $\gamma$ ), o que favorece o efeito da plasticidade induzida por deformação. Neste trabalho discute-se o efeito da porcentagem de deformação aplicada na estampagem a quente e da temperatura de partição no enriquecimento em carbono da austenita usando, em simulador termomecânico Gleeble 3S50<sup>TM</sup>, radiação de luz síncrotron *in-situ*. Deformações de 10%, 20% e 30% foram aplicadas a 850°C e temperaturas de 260°C, 300°C e 340°C foram usadas durante a partição. Para caracterizar as amostras foram empregadas técnicas de microscopia eletrônica, difração de raios X, microdureza e ensaio de tração *sub-size*. Os resultados indicam que, tanto ao aumentar a deformação aplicada, quanto ao elevar a temperatura de partição, aumenta-se o tempo necessário para um maior particionamento do carbono. Sugere-se então que 10% de deformação e 260°C de temperatura de partição sejam os parâmetros mais apropriados para minimizar os tempos de partição.

**Palavras-chave:** Aço ao Boro; Estampagem a Quente; Têmpera e Partição.

## THERMOMECHANICAL SIMULATIONS OF HOT STAMPING AND QUENCHING AND PARTITIONING PROCESSES IN A 22MNB5 STEEL

### Abstract

Due to rigid environmental laws and the fuel efficiency goals stipulated by the Federal Government, automakers seek new processing routes to reduce the mass of vehicles without compromising their mechanical strength. The most widely used is hot stamping of boron steels. However, after this process the steel does not have sufficient ductility to absorb energy during impact. Hence, the quenching and partitioning cycle (Q&P) has been recently proposed to recover the ductility through carbon partitioning from martensite to austenite ( $\gamma$ ), which favors the transformation induced plasticity effect. This work discusses the effects of percentage of applied deformation and the partitioning temperatures on the carbon enrichment of  $\gamma$ , using synchrotron radiation *in-situ*, in a Gleeble 3S50<sup>TM</sup> thermomechanical simulator. Deformations in 10%, 20% and 30% at high temperatures, as well as partitioning temperatures of 260 °C, 300 °C and 340 °C were applied. Electronic microscopy, X-ray diffraction, microhardness and sub-size tensile test techniques were employed to characterize the samples. The results suggest that increasing the applied deformation increases the time required for maximum carbon partitioning. Similarly, as the partitioning temperature increases, the time of maximum partitioning is strongly increased. Therefore, it is concluded that 10% of deformation and 260°C of partition temperature are the most appropriated parameters to minimize partitioning times.

**Keywords:** Boron Steel; Hot Stamping; Quenching and Partitioning.

<sup>1</sup> Estudante de Doutorado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP

<sup>2</sup> Doutor em Ciências, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP

<sup>3</sup> Professor Doutor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP

<sup>4</sup> Professor Titular, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP

## 1 INTRODUÇÃO

Para atender às legislações ambientais, às metas de eficiência energética veicular e colocar cada vez mais dispositivos eletrônicos capazes de proporcionar comodidade e conforto aos passageiros, é imperativo reduzir a massa dos carros [1], [2]. Estima-se que uma redução de 10% incorra na diminuição de 5% no consumo de combustível [3]. Diante desse cenário, a investigação de novas rotas de processamento é primordial. Atualmente, o aço 22MnB5 é um dos aços ao boro mais usados pela indústria automobilística. Seu baixíssimo teor de boro (5 ppm – 30 ppm, em massa) é suficiente para conferir elevada temperabilidade que, combinada com alta plasticidade a quente, o torna ideal para o processo de estampagem a quente (HS, do inglês *Hot Stamping*) [4]. Nesse processo, uma chapa de aço é austenitizada a 900 °C - 950 °C por 3 a 10 minutos e depois transferida para uma prensa, onde aplica-se a deformação junto com uma têmpera de, no mínimo, 27 °C/s de taxa de resfriamento [5]. **Após a estampagem a quente o aço apresenta elevada resistência mecânica, o que o torna adequado para aplicações automotivas estruturais. Entretanto, apresenta baixa ductilidade (< 5%), o que compromete seu uso em aplicações que requeiram absorção de energia durante impacto [6]. A fim de resolver esse problema o tratamento de têmpera e partição (Q&P, do inglês *Quenching and Partitioning*) foi proposto por Speer e colaboradores [7]. O termo partição pode ser entendido como a difusão de um elemento químico de uma fase para outra. Speer e colaboradores [7] basearam-se nos conceitos termodinâmicos da partição de carbono desenvolvidos por Hultgren [8] e o usaram para projetar uma nova rota de fabricação.**

O processo de Q&P consiste na austenitização da chapa de aço, seguido de têmpera até uma temperatura, aqui denominada  $T_Q$ , que se situa entre a temperatura de início da transformação martensítica ( $M_i$ ) e a de fim ( $M_f$ ). Após isso, pode-se aquecer a chapa da temperatura  $T_Q$  até a temperatura de partição ( $T_P$ ) e mantê-la nessa temperatura por um dado tempo, ou então, realizar a partição na mesma temperatura de  $T_Q$ . O primeiro caso chama-se Q&P em duas etapas, ao passo que o último refere-se ao Q&P em uma etapa. Após isso, uma segunda têmpera é feita, podendo formar uma martensita a partir da austenita não estabilizada durante a etapa de partição, aqui denominada martensita fresca, sendo rica em carbono [9]. Dessa forma, a austenita retida tem um papel fundamental no Q&P por causa de sua relação com o efeito TRIP (do inglês *Transformation Induced Plasticity*). Esse efeito consiste na transformação da austenita retida em martensita durante a deformação plástica e é importante porque permite que durante uma colisão veicular a energia do impacto seja absorvida e utilizada para transformar a austenita retida em martensita, reduzindo os possíveis danos aos passageiros e pedestres [10].

## 2 MATERIAIS & MÉTODOS

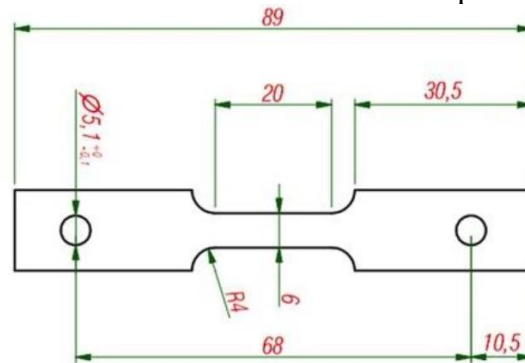
Chapas de aço 22MnB5 com composição química conforme Tabela 1 e dimensões de 1,50 × 170 × 200 mm foram estudadas. A microestrutura do material conforme recebido consiste em ferrita e perlita, com limite de escoamento de  $\approx 500$  MPa e  $\approx 25\%$  de alongamento uniforme.

**Tabela 1.** Composição Química do aço 22MnB5 estudado

C	Si	Mn	Cr	B
0,2400	0,2700	1,3000	0,1800	0,0034

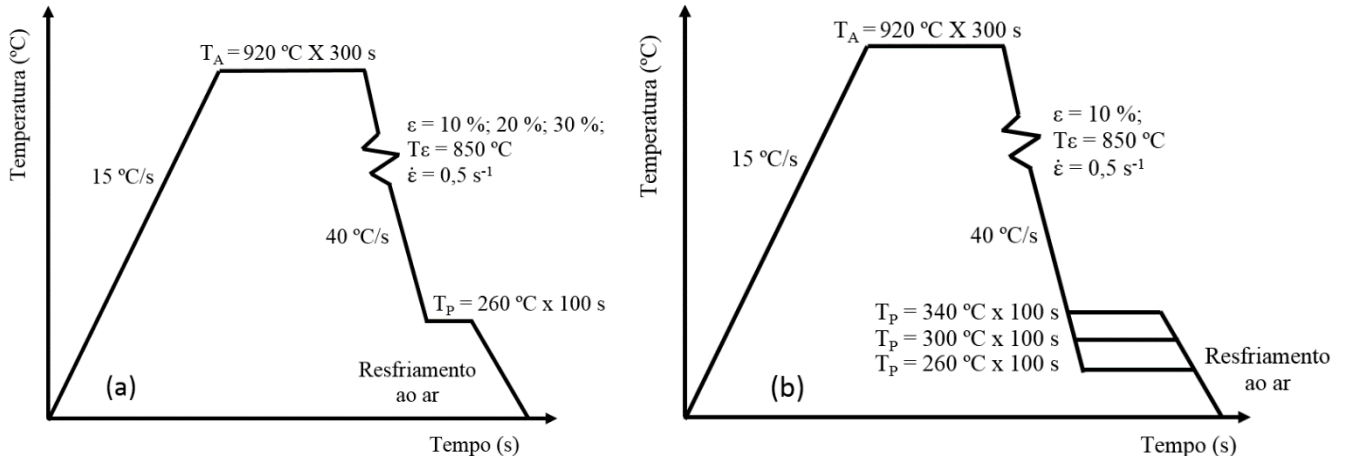
As simulações físicas dos processos termomecânicos de estampagem a quente e têmpera e partição (HSQ&P) foram realizadas na estação XTMS, em um equipamento Gleeble 3S50<sup>TM</sup>, disponível no Laboratório Nacional de Luz Síncrotron (LNLS). As dimensões dos corpos de

prova ensaiados são ilustradas na Figura 1. Em todos os tratamentos as amostras estiveram sujeitas a atmosfera de  $\approx 7 \times 10^{-3}$  Torr para evitar oxidação e decarbonetação. Maiores detalhes sobre o simulador termomecânico Gleeble utilizado podem ser encontrados em [11].



**Figura 1.** Desenho esquemático dos corpos de prova utilizados nas simulações termomecânicas usando simulador termomecânico Gleeble.

Os ciclos termomecânicos ensaiados são mostrados na Figura 2. Na Figura 2(a) considera-se que a temperatura de partição ( $T_P$ ) é constante, o que permite avaliar o efeito da quantidade de deformação ( $\epsilon$ ) aplicada (10%, 20% e 30%). Já na Figura 2(b) a deformação aplicada é mantida constante (10%) para que seja possível estudar o efeito das temperaturas de partição avaliadas de 260, 300 e 340 °C. Na Figura 2 o símbolo  $T_A$  refere-se a temperatura de austenitização, o  $T_\epsilon$  à temperatura de início de deformação não isotérmica (850 °C) e o  $\dot{\epsilon}$  à taxa de deformação (0,5 s<sup>-1</sup>). Como as temperaturas  $M_i$  e  $M_f$  desse material são de 410 °C e 230 °C, respectivamente, [12] as temperaturas de partição analisadas situam-se nesse intervalo.



**Figura 2.** Ciclos termomecânicos empregados no simulador termomecânico Gleeble. (a) Ciclo termomecânico com temperatura de partição constante (260 °C) e deformações em 10, 20 e 30%; (b) Ciclo termomecânico com porcentagem de deformação constante (10%) e variação das temperaturas de partição em 260, 300 e 340 °C.

A caracterização metalográfica dos corpos de prova consistiu em lixamento e polimento conforme procedimento de preparação metalográfica padrão, seguido de ataque metalográfico por imersão em solução composta por Nital 2% (2 ml de HNO<sub>3</sub> em 98 ml de álcool etílico 95%), por 10 s. Para a caracterização microestrutural das amostras, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura FEI Inspect 50 FEG com detector de elétrons secundários e retroespalhados disponível no Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (PMT-EPUSP).

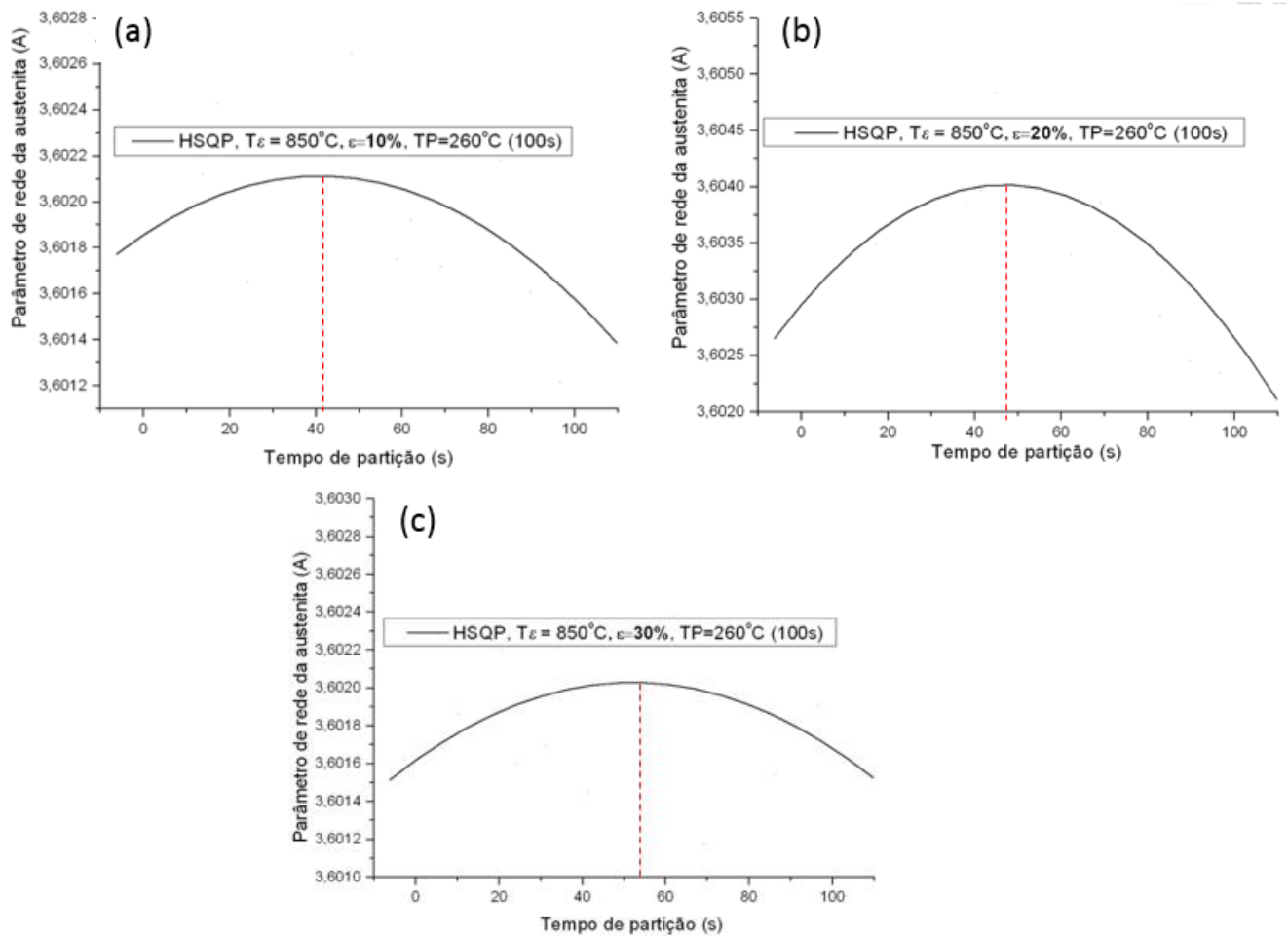
A fração volumétrica de austenita retida foi calculada seguindo os procedimentos descritos na norma ASTM E975-03 [13] após experimentos realizados em um difratômetro Rigaku D/MAX disponível no Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais do Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares. Durante os ensaios foram feitas varreduras nas amostras no intervalo de  $40^\circ - 102^\circ$  com um avanço de  $0,04^\circ$  a cada 10 s. Para a quantificação de ferrita adotou-se estereologia quantitativa, conforme descrito na norma ASTM E562-02 [14]. Ensaios de microdureza Vickers foram efetuados em um microdurômetro Future Tech usando-se carga de 0,3 kgf por 10 s. Por fim, ensaios de tração foram executados no PMT-EPUSP em equipamento Kratos, dotado de uma célula de carga de 500 N. Os corpos de prova *sub-size* utilizados, confeccionados a partir das amostras descritas na Figura 1, são mostrados na Figura 3. Como o equipamento Gleeble somente aplica o ciclo termomecânico na região do pescoço do corpo de prova, é necessário, para fins de confiabilidade dos resultados e homogeneidade microestrutural, utilizar amostras *sub-size*.



**Figura 3.** Corpo de prova *sub-size* para ensaio mecânico. (a) Comparação entre corpo de prova ensaiado na Gleeble e corpo de prova *sub-size* e (b) Desenho do corpo de prova *sub-size* com as devidas dimensões.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 4 mostra a variação do parâmetro de rede da austenita em função do tempo de partição, para uma temperatura de partição de  $260^\circ\text{C}$ . Ao aumentar a deformação aplicada nota-se que aumenta o tempo necessário para que ocorra a máxima partição de carbono da martensita para austenita, sendo de aproximadamente 40 segundos para  $\epsilon = 10\%$  e de 55 segundos para  $\epsilon = 30\%$ . Ao dificultar a partição de carbono compromete-se a estabilização da austenita, uma vez que o carbono é um elemento gamagênico. Com isso aumenta-se a possibilidade de que na segunda têmpera (resfriamento até a temperatura ambiente) ela se transforme novamente em martensita fresca.



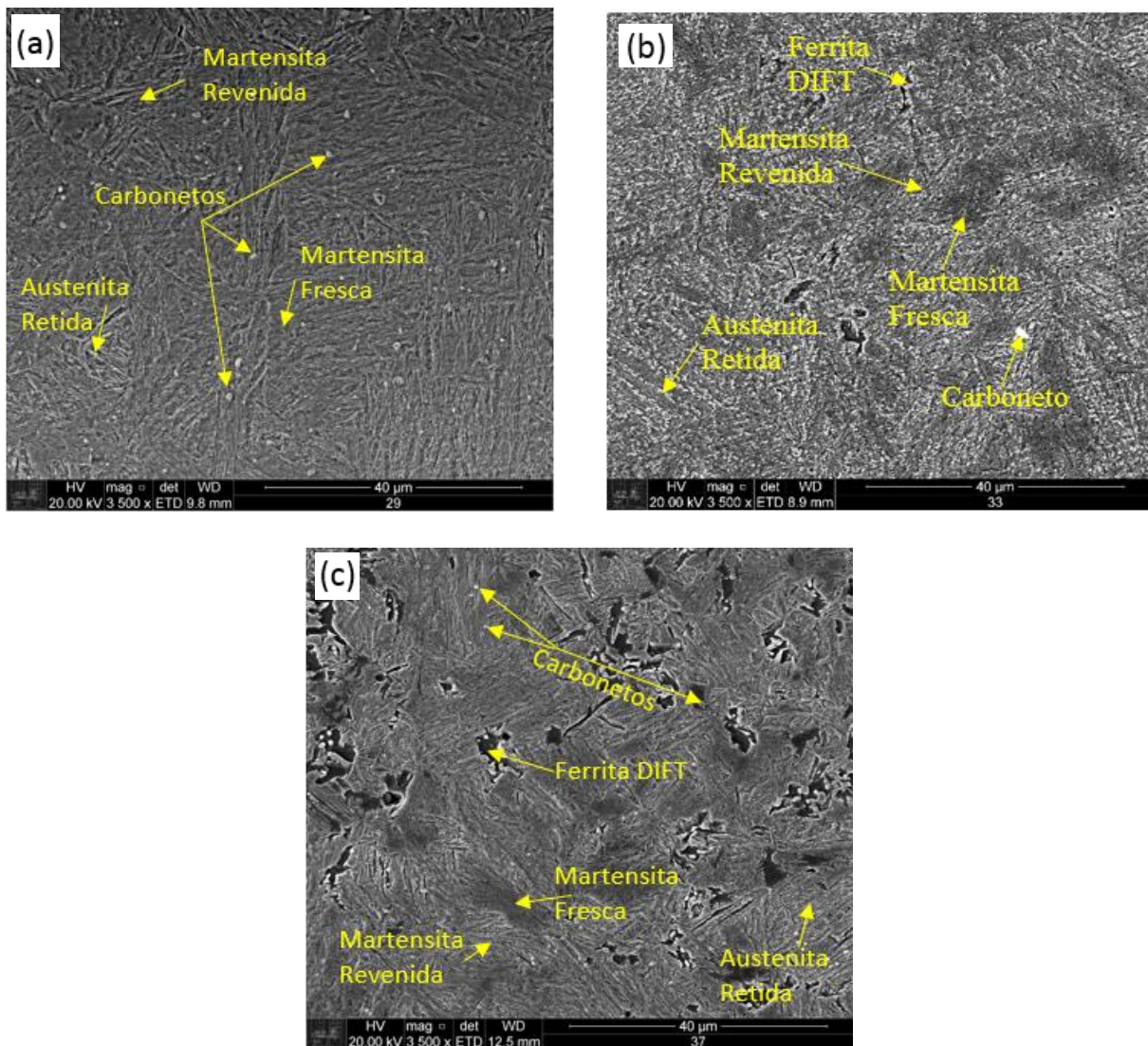
**Figura 4.** Gráfico de parâmetro de rede da austenita em função do tempo de partição para deformações de (a) 10%; (b) 20% e (c) 30%.

Como não há estudos do processo HSQ&P nos aços 22MnB5 utilizando-se difração de raios X em tempo real (*in-situ*) durante o estágio de partição, a comparação dos resultados da presente pesquisa com a literatura fica dificultada. No entanto, hipóteses podem ser aventadas para a compreensão dos resultados. Sabe-se que com o aumento da deformação aplicada, aumenta-se a densidade de discordâncias. Com maior densidade de discordâncias, a probabilidade de que mais carbono segregue para elas aumenta, o que consequentemente diminuiria a quantidade de carbono disponível para particionar para a austenita. Essa hipótese é embasada nos trabalhos de Wilde e colaboradores [15], Cottrell [16]–[18] e Nabarro [19]. Para confirmar experimentalmente essa hipótese seriam necessários mais estudos envolvendo tomografia de sonda atômica (APT, do inglês *Atom Probe Tomography*) para medir o teor de carbono no núcleo e nas vizinhanças das discordâncias, ou então ensaios de atrito interno que, conforme afirmam Choi [20] e Sulisty [21], é a técnica adequada para avaliar a interação da discordâncias com os defeitos puntiformes.

Outra justificativa, conforme Min e colaboradores [22] mencionam, é que com o aumento da deformação forma-se mais ferrita induzida por deformação (DIFT, do inglês *Deformation Induced Ferrite Transformation*), um tipo de ferrita formado durante a deformação em alta temperatura. Como ela tem baixa solubilidade em carbono, o carbono tende a difundir para a austenita durante a deformação em alta temperatura, enriquecendo-a. Sendo assim a etapa de partição se iniciaria com um baixo gradiente de concentração de carbono entre a martensita e a austenita retida, o que diminuiria a força motriz para a partição (difusão) do carbono,

retardando-a. Os resultados experimentais que serão apresentados sustentam essa hipótese. Para comprovar essa hipótese de forma mais robusta, estudos por APT precisariam ser realizados, uma vez que essa é a técnica mais adequada para medição local do teor de carbono.

A Figura 5(a) ilustra a microestrutura do aço 22MnB5 submetido somente ao Q&P (têmpera e partição) enquanto que a Figura 5(b) mostra a microestrutura do mesmo aço sujeito a HSQ&P (estampagem a quente e têmpera e partição) com deformação de 10% e a Figura 5(c) com deformação de 20%. Em todas elas as amostras foram particionadas a 340 °C por 100 s. É possível visualizar martensita, tanto fresca quanto revenida, filmes de austenita retida entre as ripas de martensita revenida e carbonetos. No caso das Figuras 5(b) e 5(c) nota-se também a presença de ferrita DIFT, visto que se aplicou deformação.



**Figura 5.** Imagens de microscopia eletrônica de varredura do aço 22MnB5 (a) somente particionado (Q&P) a 340 °C por 100 s, (b) sujeito ao HSQ&P com  $\epsilon = 10\%$  e particionado a 340 °C por 100 s e (c) sujeito ao HSQ&P com  $\epsilon = 20\%$  e particionado a 340 °C por 100 s.

A presença de martensita e austenita retida na Figura 5 é coerente com a pesquisa de Liu e colaboradores [23] que mencionam que a microestrutura de um aço ao boro após HSQ&P consiste em martensita com filmes de austenita retida entre ripas ou no entorno de pacotes de ripas. Nesse trabalho [23], mesmo tendo feito HSQ&P, não foi observada ferrita DIFT porque

a deformação foi aplicada isotermicamente acima da temperatura  $A_{c3}$  e também não se observaram carbonetos porque o material estudado era um aço ao boro com maiores teores de Si (0,81%). O Si, conforme Kim e colaboradores [24] mencionam, atrasa a precipitação de carbonetos.

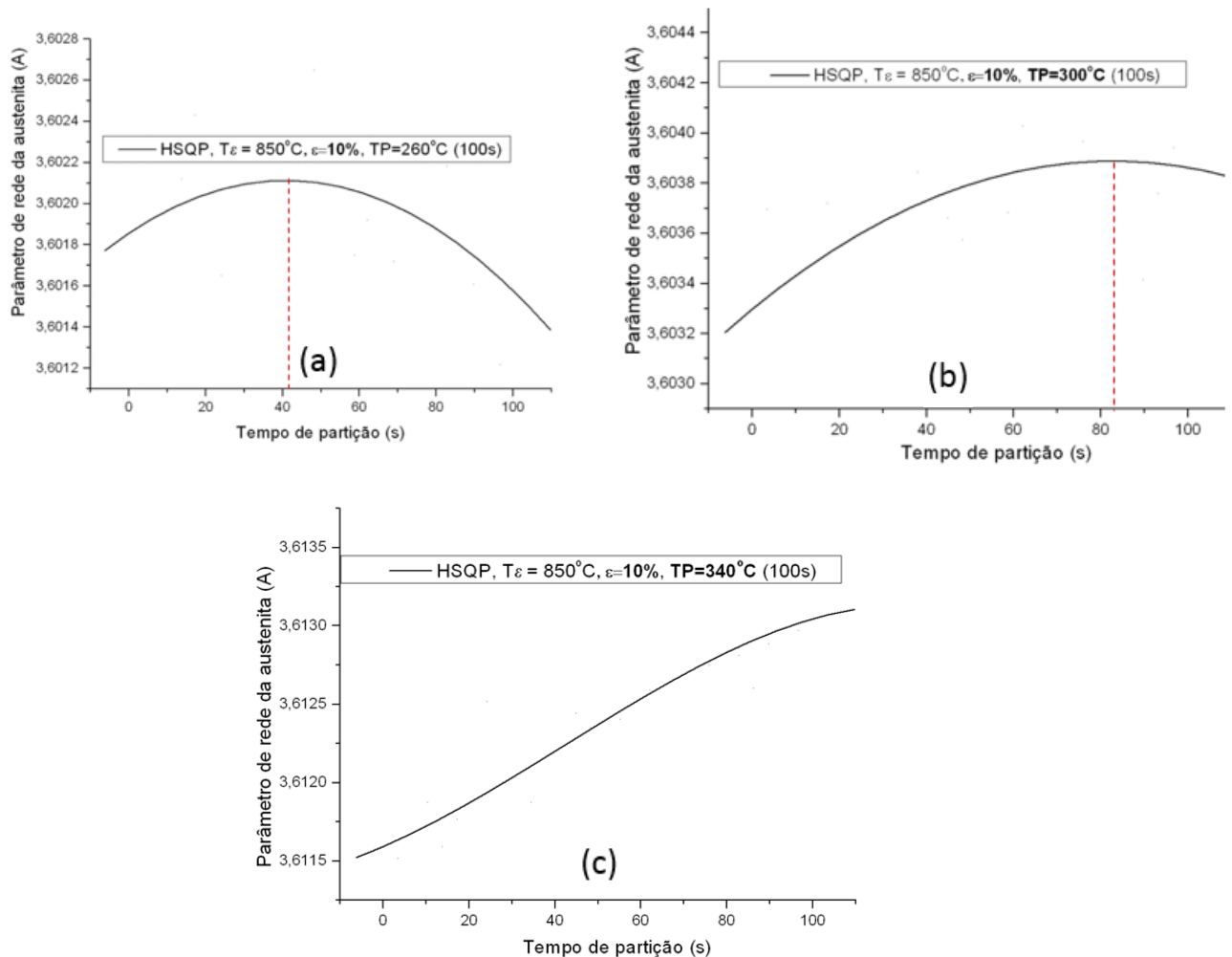
A formação da ferrita DIFT nas amostras deformadas também era esperada e pode ser justificada pelo trabalho de Naderi e colaboradores [25]. Eles afirmam que o aumento na deformação aplicada implica em maiores quantidades de defeitos cristalinos, que por sua vez, dificultam a transformação martensítica da austenita, favorecendo então a nucleação de ferrita DIFT. Naderi e colaboradores [25] não constataram a formação de carbonetos porque, mesmo trabalhando com aço 22MnB5 de baixo Si (0,27%), estudaram apenas a estampagem a quente, ou seja, não fizeram o processo de Q&P, etapa em que há a nucleação dos carbonetos.

Outro trabalho que corrobora a formação de ferrita DIFT com o aumento da deformação aplicada é o de Min e colaboradores [22]. Eles mencionam que, embora a nucleação de ferrita DIFT também dependa da temperatura de início de deformação e da taxa de deformação, a deformação aplicada exerce um papel significativo, porque contornos de grão da austenita deformada são sítios preferenciais para nucleação da ferrita DIFT. O motivo de serem sítios preferenciais é que esses contornos de grão apresentam alta energia de deformação acumulada em virtude da elevada distorção do reticulado. Min e colaboradores [22] também não obtiveram evidências de nucleação de carbonetos pelo mesmo motivo que Naderi e colaboradores [25] de não realizarem a etapa de partição de carbono.

Nikraves e colaboradores [26] sugerem que ao aumentar a deformação aplicada de 0% para 40%, pode aumentar a taxa de resfriamento necessária para se obter uma microestrutura totalmente martensítica em 40 °C/s. Sendo assim, a taxa crítica de  $\approx 30$  °C/s subiria para 70°C/s, o que justificaria a presença de ferrita junto da martensita. Mais uma vez, Nikraves e colaboradores não constataram carbonetos porque não fizeram Q&P nos seus experimentos.

A constatação experimental da presença de carbonetos na Figura 5 também era esperada e pode ser explicada com o trabalho de Han e colaboradores [27]. Eles constataram a formação de cementita ( $\approx 0,1$   $\mu\text{m}$  de diâmetro) dispersa na matriz martensítica quando particionaram o aço 22MnB5 de baixo Si (0,22%) a 350 °C por 80 s. Sendo assim, é possível que a 340 °C por 100 s se formem os carbonetos apresentados nas microestruturas da Figura 5. A formação de carbonetos é fundamentada pelo trabalho de Kim e colaboradores [24]. Eles mencionam que o Si age como inibidor de formação de carbonetos. Dessa forma, em um aço com baixo Si (0,27%), como o estudado no presente trabalho, a nucleação de carbonetos é esperada.

A Figura 6 apresenta a correlação entre tempo de partição e parâmetro de rede da austenita, para o 22MnB5 sujeito a HSQ&P sob deformação constante de 10%. Percebe-se que a temperatura de partição tem um efeito mais pronunciado no enriquecimento em carbono na austenita do que a deformação, visto que quando  $T_P = 260$  °C, o tempo ótimo de partição situa-se em aproximadamente 40 s, ao passo que a 340 °C esse tempo é superior aos 100 s.



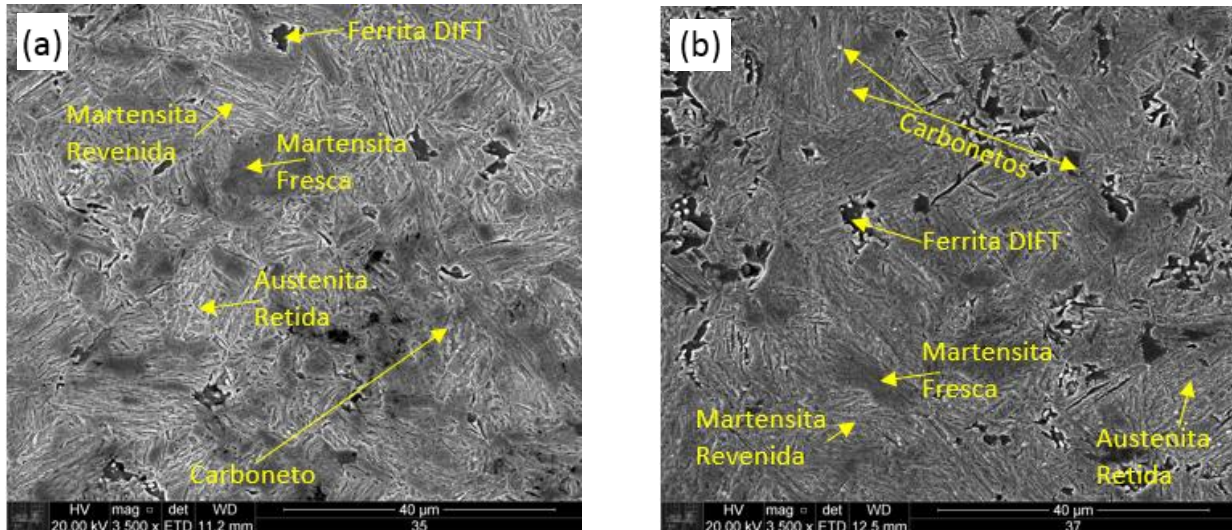
**Figura 6.** Gráfico de parâmetro de rede da austenita em função do tempo de partição para uma deformação constante de 10% e temperaturas de partição de (a) 260 °C, (b) 300 °C e (c) 340 °C.

Novamente, não há estudos sobre a partição do carbono *in-situ* nos aços 22MnB5, então os resultados serão justificados com base no efeito da temperatura de partição nos tratamentos Q&P ou HSQ&P.

O formato das curvas apresentadas na Figura 6 está de acordo com os resultados experimentais obtidos por Liu e colaboradores [28]. Eles constataram que um aumento no tempo de partição, de 10 até 30 s, causa um aumento na fração volumétrica de austenita retida, sendo que após esse tempo, essa fração volumétrica começa a diminuir. No entanto, os autores não forneceram explicação para esse fenômeno. A hipótese aventada para explicar o resultado da Figura 6 é que, após o pico de máxima partição, o carbono sai da austenita para facilitar a formação dos carbonetos. Han e colaboradores [27] e Kong e colaboradores [29] obtiveram evidências experimentais de que maiores temperaturas de partição favorecem a precipitação de carbonetos, o que diminuiria o carbono disponível para particionar da martensita para austenita; consequentemente causando elevados tempos ótimos de partição. Por fim, vale destacar que Kim e colaboradores [24] afirmam que mesmo tendo Si elevado, a ausência de carbonetos é improvável nos aços avançados de alta resistência. No entanto, é possível que, se não houver formação de carbonetos, então um aumento na temperatura facilite a partição de carbono. Nesse caso mais estudos com ligas 22MnB5 bem enriquecidas em Si teriam que ser desenvolvidos.

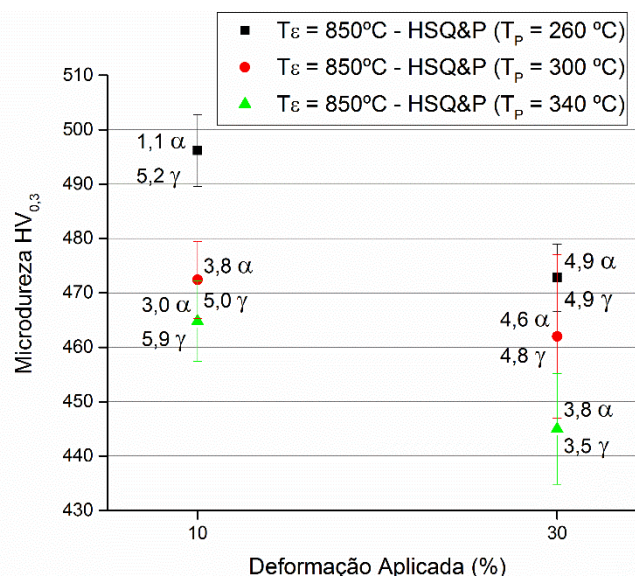


A Figura 7 ilustra as microestruturas do aço 22MnB5 submetido ao HSQ&P, sendo todas deformadas em 20% e com partição realizada a 300 °C [Figura 7(a)] e 340 °C [Figura 7(b)]. Mais uma vez é possível observar a presença de carbonetos, provavelmente cementita, sendo encontrados, aparentemente, em maiores quantidades na Figura 7(b), presumivelmente devido à maior temperatura de partição. Isso suporta o resultado experimental apontado na Figura 6, em que o carboneto atuou como sumidouro de carbono.



**Figura 7.** Microscopia eletrônica de varredura para o aço 22MnB5 estampado a quente com 20% de deformação aplicada e particionado a temperaturas de (a) 300 °C e (b) 340 °C.

A Figura 8 mostra a fração volumétrica de austenita retida, de ferrita, bem como o valor de microdureza obtido para diversas temperaturas de partição e graus de deformação. Por meio dela é possível avaliar o efeito da deformação aplicada e da temperatura de partição na microestrutura e na dureza obtidas.



**Figura 8.** Gráfico da microdureza em função da deformação aplicada.

Nota-se que ao aumentar a deformação aplicada, aumenta-se a fração volumétrica de ferrita DIFT, o que condiz com a Figura 5. Percebe-se também que ao aumentar a deformação aplicada diminui-se a fração volumétrica de austenita retida final (após HSQ&P), o que

concorda com os resultados mostrados na Figura 4. Por fim, percebe-se que a microdureza diminui com o aumento da deformação aplicada. O aumento da fração de ferrita DIFT com o aumento da deformação já foi amplamente discutido previamente. A despeito da diminuição da fração volumétrica de austenita retida com o aumento de temperatura, acrescenta-se que no estudo de Nikravesh e colaboradores [26] é mostrado que ao aumentar a deformação plástica diminui a temperatura  $M_i$ , o que diminui a diferença entre  $M_i$  e  $T_P$  e, conseqüentemente, aumenta a fração volumétrica da austenita retida antes do Q&P. Como a deformação dificulta a partição de carbono (ver Figura 4), a austenita retida, em maior fração volumétrica antes do Q&P, foi pouco estabilizada e, conseqüentemente, após a segunda têmpera, forma-se mais martensita fresca e menos austenita retida, conforme mostrado na Figura 8. Observa-se que para maior deformação e maior  $T_P$ , ou seja, mais próximo de  $M_i$ , obteve-se a menor fração volumétrica de austenita retida dentre todos (3,5%), o que corrobora os resultados experimentais da Figuras 4 e 6.

Por fim, a queda na microdureza Vickers com o aumento da deformação pode ser explicada com base nas leis da recristalização, cunhadas por Burke e Turnbull em 1952 [30]. Nelas é descrito que maiores deformações implicam em maior energia de deformação armazenada nas discordâncias, que é a força motriz para que ocorra recristalização. Com mais deformação requer-se menor tempo ou temperatura para recristalizar, logo para  $\epsilon = 30\%$  a recristalização foi mais intensa. Como a deformação acontece concomitantemente com a recristalização, ocorre o fenômeno de recristalização dinâmica durante a estampagem a quente. Nela ocorre aniquilação de discordâncias, diminuindo drasticamente sua densidade [31] e causando queda na dureza, conforme constatado na Figura 8.

Na Figura 8 é possível observar também o efeito do aumento da temperatura de partição. Nota-se que, para  $\epsilon = 30\%$ , ao aumentar a temperatura de partição, diminuem-se as frações volumétricas de ferrita DIFT e austenita retida, o que concorda com os resultados mostrados na Figura 6, e diminui a microdureza. Não foi possível correlacionar temperatura de partição com fração volumétrica de ferrita DIFT para  $\epsilon = 10\%$ . Contudo, para  $\epsilon = 30\%$ , maiores temperaturas de partição causam menor teor de ferrita DIFT. Maiores análises são necessárias para elucidar se há uma relação de causalidade ou se é apenas uma correlação fortuita.

Han e colaboradores [12] afirmam que a menor  $T_P$  estudada fornece melhor desempenho mecânico, mas não apresentou justificativas para o fenômeno. De certa forma, o fato de o menor  $T_P$  produzir os melhores desempenhos mecânicos corrobora a queda na microdureza com aumento da temperatura apontado na Figura 8. Uma hipótese é que, com maior  $T_P$ , os carbonetos tendem a aumentar em tamanho, porém ao fazê-lo diminuem em quantidade, o que pode facilitar a movimentação de discordâncias, em razão da redução da tensão de linha que a discordância tem que superar para continuar sua movimentação [31]. Outra possível explicação é que maiores  $T_P$  tendem a favorecer o revenimento da martensita, o que, em virtude do relaxamento das tensões residuais da estrutura martensítica, diminui a dureza do aço.

A Tabela 2 apresenta os valores de alongamento uniforme e limite de resistência para os diversos tratamentos termomecânicos estudados. Com ela é possível entender o efeito do aumento da deformação aplicada e da temperatura de partição nesses parâmetros.

**Tabela 2.** Propriedades mecânicas de alongamento e limite de resistência.

<b>Tratamento</b>	<b>Alongamento (%)</b>	<b>Limite de Resistência (MPa)</b>
$\varepsilon = 10\%$ ; $T_P = 260\text{ }^\circ\text{C}$	11,0	1910
$\varepsilon = 30\%$ ; $T_P = 260\text{ }^\circ\text{C}$	11,8	1850
$\varepsilon = 10\%$ ; $T_P = 300\text{ }^\circ\text{C}$	11,5	1870
$\varepsilon = 30\%$ ; $T_P = 300\text{ }^\circ\text{C}$	11,5	1850
$\varepsilon = 10\%$ ; $T_P = 340\text{ }^\circ\text{C}$	11,8	1850
$\varepsilon = 30\%$ ; $T_P = 340\text{ }^\circ\text{C}$	10,8	1880

Ao aumentar a deformação aplicada para temperaturas de partição de 260 °C, observa-se um aumento no alongamento, provavelmente, em virtude do favorecimento da nucleação de ferrita DIFT com maiores deformações. No entanto, para 340 °C, mesmo tendo sido aplicado 30% e formado ferrita DIFT, houve uma diminuição no alongamento. Sugere-se que nesse caso o fato do aumento na deformação prejudicar a partição, ou seja, produzir mais martensita foi relevante para o decréscimo no alongamento. Além disso, a 340 °C possivelmente há mais cementita na microestrutura, o que também contribuiria para diminuir ainda mais o alongamento. Em suma, de um lado a deformação favorece a formação de ferrita DIFT, que aumenta ductilidade, porém, por outro, ela gera mais martensita fresca, sendo assim, o equilíbrio de ambos é que governará a resposta final e isso poderia ser objeto de futuros trabalhos de modelagem computacional, dada a complexidade do processo. Por meio da Tabela 1, nota-se que para  $\varepsilon = 30\%$ , os resultados são coerentes com o apresentado na Figura 6, ou seja, o aumento da temperatura  $T_P$  gerou menos estabilização da austenita e consequentemente menor alongamento. Entretanto, para  $\varepsilon = 10\%$ , aumentos na temperatura  $T_P$  causam o efeito oposto. Entende-se que são necessários mais estudos para entender a interação, e não os efeitos isolados, de deformação aplicada e temperatura  $T_P$ .

#### 4 CONCLUSÕES

Com base no trabalho executado conclui-se que:

- Aumentar a deformação aplicada na estampagem a quente diminui a partição de carbono durante o tratamento de HSQ&P;
- Aumentar a deformação aplicada na estampagem a quente favorece a formação de ferrita DIFT;
- Aumentar a temperatura de partição não favorece fortemente a partição de carbono durante o tratamento de HSQ&P;
- Aumentar a temperatura de partição favorece a precipitação de carbonetos que dificultam a partição do carbono para a austenita retida;
- Aumentar a deformação aplicada, assim como a temperatura de partição, reduz a microdureza do aço 22MnB5.

#### Agradecimentos

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001. Os autores também agradecem ao Laboratório Nacional de Luz Síncrotron pela utilização da estação XTMS acompada ao enl de luz Síncrotron.

## REFERÊNCIAS

- [1] E. G. P. dos Anjos, “A evolução da eletrônica embarcada na indústria automobilística brasileira,” Instituto Tecnológico MAUA, 2011.
- [2] X. Cui, H. Zhang, S. Wang, L. Zhang, and J. Ko, “Design of lightweight multi-material automotive bodies using new material performance indices of thin-walled beams for the material selection with crashworthiness consideration,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 2, pp. 815–821, 2011.
- [3] G. Davies, *Materials For Automobile Bodies*, 2ª edição. Butterworth-Heinemann, 2012.
- [4] E. Billur, “Introduction,” in *Hot Stamping of Ultra High Strength Steel - From a Technological and Business Perspective*, E. Billur, Ed. Springer, 2019, pp. 1–19.
- [5] M. Merklein and J. Lechler, “Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 177, no. 1–3, pp. 452–455, Jul. 2006.
- [6] H. Karbasian and A. E. Tekkaya, “A review on hot stamping,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 15, pp. 2103–2118, 2010.
- [7] J. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and J. G. Schroth, “Carbon partitioning into austenite after martensite transformation,” *Acta Mater.*, vol. 51, no. 9, pp. 2611–2622, May 2003.
- [8] A. Hultgren, “Isothermal transformation of austenite,” *ASM Trans.*, vol. 39, pp. 915–1005, 1947.
- [9] F. HajyAkbari, J. Sietsma, G. Miyamoto, T. Furuhashi, and M. J. Santofimia, “Interaction of carbon partitioning, carbide precipitation and bainite formation during the Q&P process in a low C steel,” *Acta Mater.*, vol. 104, pp. 72–83, 2016.
- [10] B. C. De Cooman, “Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite,” *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, vol. 8, no. 3–4, pp. 285–303, 2004.
- [11] LNNano, “XTMS Experimental Station,” 2019. [Online]. Available: <http://lnnano.cnpem.br/laboratories/cpm/facilities/xtms/>.
- [12] X. Han, Y. Zhong, K. Yang, Z. Cui, and J. Chen, “Application of hot stamping process by integrating quenching & partitioning heat treatment to improve mechanical properties,” *Procedia Eng.*, vol. 81, no. October, pp. 1737–1743, 2014.
- [13] ASTM, “ASTM E975-03. Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation.” pp. 1–7, 2014.
- [14] ASTM, “ASTM E562-02. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count.” pp. 1–7, 2002.
- [15] J. Wilde, A. Cerezo, and G. D. W. Smith, “Three-dimensional atomic-scale mapping of a Cottrell atmosphere around a dislocation in iron,” *Scr. Mater.*, vol. 43, no. 1, pp. 39–48, 2000.
- [16] M. . Cottrell, A.H; Jaswon, “Distribution of Solute Atoms Round a Slow Dislocation,” *Proc. R. Soc. London. Ser. A, Math. Phys.*, vol. 199, no. 1056, pp. 104–114, 1949.
- [17] A. H. Cottrell, “Theory of dislocations,” *Prog. Met. Phys.*, vol. 1, pp. 77–127, 1949.
- [18] A. H. Cottrell, “Theory of dislocations,” *Prog. Met. Phys.*, vol. 4, pp. 205–264, 1953.
- [19] F. R. . Nabarro, “Interaction of Dislocations and Point Defects,” in *Theory of Crystal Dislocations*, D. H. (editors) The International Series of Monographs on Physics: Mott, N.F; Bullard, E.C; Wilkinson, Ed. Oxford University Press, 1967, pp. 340–481.
- [20] W. S. Choi, J. Lee, and B. C. De Cooman, “Internal-friction analysis of dislocation–interstitial carbon interactions in press-hardened 22MnB5 steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 639, pp. 439–447, 2015.
- [21] D. H. Sulistiyo, L. Cho, E. J. Seo, and B. C. De Cooman, “Internal friction analysis of

- lath martensite in press hardened steel,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 33, no. 7, pp. 879–892, 2017.
- [22] J. Min, J. Lin, and Y. Min, “Effect of thermo-mechanical process on the microstructure and secondary-deformation behavior of 22MnB5 steels,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 6, pp. 818–825, 2013.
- [23] H. Liu, X. Jin, H. Dong, and J. Shi, “Martensitic microstructural transformations from the hot stamping, quenching and partitioning process,” *Mater. Charact.*, vol. 62, no. 2, pp. 223–227, 2011.
- [24] B. Kim, J. Sietsma, and M. J. Santofimia, “The role of silicon in carbon partitioning processes in martensite/austenite microstructures,” *Mater. Des.*, vol. 127, no. March, pp. 336–345, 2017.
- [25] M. Naderi, a. Saeed-Akbari, and W. Bleck, “The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 487, no. 1–2, pp. 445–455, Jul. 2008.
- [26] M. Nikravesh, M. Naderi, and G. H. Akbari, “Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 540, pp. 24–29, 2012.
- [27] J. Chen, X. Han, Y. Ding, Y. Zhong, and S. Tan, “Microstructure and performance evaluations on Q&P hot stamping parts of several UHSS sheet metals,” *Sci. China Technol. Sci.*, vol. 60, no. 11, pp. 1692–1701, 2017.
- [28] H. Liu, X. Lu, X. Jin, H. Dong, and J. Shi, “Enhanced mechanical properties of a hot stamped advanced high-strength steel treated by quenching and partitioning process,” *Scr. Mater.*, vol. 64, no. 8, pp. 749–752, 2011.
- [29] H. Kong, Q. Chao, M. H. Cai, E. J. Pavlina, B. Rolfe, P. D. Hodgson, and H. Beladi, “One-step quenching and partitioning treatment of a commercial low silicon boron steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 707, no. September, pp. 538–547, 2017.
- [30] J. E. Burke and D. Turnbull, “Recrystallization and grain growth,” *Prog. Met. Phys.*, vol. 3, pp. 220–292, 1952.
- [31] S. J. Padilha, A.F; Fulvio, *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*, 3rd ed. ABM - Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.