

**Universidade Federal Fluminense**

**Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda**

**Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica**

**DUÍLIO NORBERTO FERRONATTO LEITE**

**Comportamento em tração uniaxial de um aço 22MnB5 com revestimento de Zn-Fe sob condições de estampagem a quente: análise experimental, modelamento fenomenológico e implantação numérica**

**Orientador**

**Professor D.Sc. Luciano Pessanha Moreira**

**Universidade Federal Fluminense**

**Volta Redonda, RJ**

**2023**

## AGRADECIMENTOS

Principalmente aos meus pais, Anita Teresa Ferronato Leite e Saulo de Almeida Leite pelo apoio incondicional, do qual serei eternamente grato;

Ao meu orientador, Professor Luciano Pessanha Moreira do qual no âmbito profissional, percebi ser uma pessoa muito disposta, dedicada, justa, paciente nos momentos de explicações e que conta ótimas histórias de boas risadas;

A CAPES pela Bolsa de Doutorado no âmbito do Programa de Demanda Social;

A Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), a qual, por meio do Centro de Pesquisas cedeu as chapas de aço ao Boro investigadas neste trabalho;

A Fundação Carlos Chagas Filho de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio de Janeiro (FAPERJ) pelo apoio financeiro ao projeto de pesquisa E26-211.760/2015, que possibilitou os serviços de terceiros para corte e usinagem dos corpos de prova de tração uniaxial;

Aos demais familiares e amigos pela compreensão e ajuda;

Dedico essa Tese de Doutorado ao meu querido tio/padrinho Domingos José Ferronato (*In memoriam*). Uma pessoa afetuosa, atenciosa e extremamente bem humorada com a vida.

Aos demais Professores, Amigos e Funcionários da EEIMVR que conheci durante essa jornada e que permitiram as coisas acontecerem.

**UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE**

**DUÍLIO NORBERTO FERRONATTO LEITE**

**COMPORTAMENTO EM TRAÇÃO UNIAXIAL DE UM AÇO 22MnB5 COM  
REVESTIMENTO DE Zn-Fe SOB CONDIÇÕES DE ESTAMPAGEM A QUENTE:  
ANÁLISE EXPERIMENTAL, MODELAMENTO FENOMENOLÓGICO E  
IMPLANTAÇÃO NUMÉRICA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como Requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos.

**ORIENTADOR: Prof. D. Sc. LUCIANO PESSANHA MOREIRA**

Volta Redonda, RJ

2023


**DUÍLIO NORBERTO FERRONATTO LEITE**

**Comportamento em tração uniaxial de um aço 22MnB5 com revestimento de Zn-Fe sob condições de estampagem a quente: análise experimental, modelamento fenomenológico e implantação numérica**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como Requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica.  
Área de concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos.


**Aprovada em 8 de dezembro de 2023.**

**COMISSÃO EXAMINADORA**

Documento assinado digitalmente  
 **LUCIANO PESSANHA MOREIRA**  
Data: 11/12/2023 09:29:17-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>


---

Prof. D.Sc. Luciano Pessanha Moreira (Orientador)  
Universidade Federal Fluminense

Documento assinado digitalmente  
 **GLAUCIO SOARES DA FONSECA**  
Data: 18/12/2023 11:48:38-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>


---

Prof. D.C. Gláucio Soares da Fonseca  
Universidade Federal Fluminense

Documento assinado digitalmente  
 **RAFAEL OLIVEIRA SANTOS**  
Data: 18/12/2023 11:44:08-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

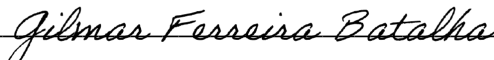
Prof. D.C. Rafael Oliveira Santos  
Universidade Federal Fluminense

Documento assinado digitalmente  
 **ANDRE LUIZ MORAES ALVES**  
Data: 18/12/2023 14:16:36-0300  
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

---

Prof. D.C. André Luiz Moraes Alves  
Universidade Federal do Rio de Janeiro

---

  
Prof. D.C. Gilmar Ferreira Batalha  
Universidade de São Paulo

Volta Redonda, RJ, 2023

Ficha catalográfica automática - SDC/BEM  
Gerada com informações fornecidas pelo autor

F396c Ferronato Leite, Duílio Norberto  
COMPORTAMENTO EM TRAÇÃO UNIAXIAL DE UM AÇO 22MnB5 COM  
REVESTIMENTO DE Zn-Fe SOB CONDIÇÕES DE ESTAMPAGEM A QUENTE :  
ANÁLISE EXPERIMENTAL, MODELAMENTO FENOMENOLÓGICO E IMPLANTAÇÃO  
NUMÉRICA / Duílio Norberto Ferronato Leite. - 2023.  
199 f.: il.

Orientador: Luciano Pessanha Moreira.  
Tese (doutorado)-Universidade Federal Fluminense, Escola de  
Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta Redonda, Volta  
Redonda, 2023.

1. 22MnB5. 2. Estampagem a Quente. 3. Hockett-Sherby. 4.  
Simulação Numérica. 5. Produção intelectual. I. Moreira,  
Luciano Pessanha, orientador. II. Universidade Federal  
Fluminense. Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de  
Volta Redonda. III. Título.

CDD - XXX

## RESUMO

Os aços estampados a quente representam uma boa alternativa para atender as demandas da indústria automotiva em relação ao aumento na segurança em caso de acidentes e redução da emissão de gases com efeito estufa. O presente trabalho visa investigar o comportamento à quente de uma chapa de aço ao Boro com revestimento Fe-Zn sob condições de aquecimento por resistência elétrica e propor uma abordagem experimental-numérica para fins de previsão computacional do comportamento termo-viscoplástico. Foram realizados ensaios de tração uniaxial a quente no simulador Gleeble 3500 por etapas de aquecimento sob taxa de 50 °C/s até 950 °C, encharque nesta durante 5 minutos, resfriamento rápido (100 °C/s) até as temperaturas (900, 850, 750, 650 e 550 °C) e, deformação com três taxas nominais ( $2,857 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  /  $2,857 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  /  $2,857 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ) e resfriamento até temperatura ambiente (40 °C/s). Em seguida, foram realizadas as etapas de caracterização microestrutural para quantificação de fases do material como recebido, medidas de microdureza, avaliação das propriedades mecânicas e características físicas e morfológicas das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em tração a quente. Para fins de descrição do comportamento termo-viscoplástico da chapa de aço ao Boro, utilizou-se a equação modificada de Hockett-Sherby. Os parâmetros materiais desta equação foram identificados a partir das curvas experimentais de escoamento plástico. Com vistas as aplicações em simulações numéricas do processo de estampagem a quente, a equação modificada de Hockett-Sherby foi implantada no código ABAQUS/Explicit. A geometria adotada para o corpo de prova forneceu gradientes de temperatura com valores médios aceitáveis e próximos da temperatura programada nos ensaios de tração. O emprego de um extensômetro transversal, posicionado no centro do corpo de prova, permitiu calcular as deformações longitudinais a partir das variações de largura uma vez que as fraturas ocorreram fora desta região. As curvas verdadeiras tensão-deformação obtidas demonstraram o comportamento termo-viscoplástico da chapa de aço ao Boro. As análises de espessura e morfologia das superfícies fraturadas dos corpos de provas evidenciaram as características associadas aos mecanismos de fratura dúctil em função dos efeitos de temperatura e taxa de deformação. Já a metodologia proposta para identificação em duas etapas dos parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby, demonstrou-se simples e assertiva para descrever o comportamento termo-viscoplástico do aço ao Boro investigado neste trabalho. Por fim, as previsões por elementos finitos apresentaram boa concordância com as curvas de escoamento plástico em tração uniaxial, sobretudo nas temperaturas de deformação entre 550 e 750 °C nas três taxas nominais de deformação.

**Palavras-chave:** 22MnB5, Estampagem a Quente, Hockett-Sherby, Conformação de Chapas, Método de Elementos Finitos, Simulação Numérica.

## ABSTRACT

Hot stamped steels represent an excellent alternative to meet the demands of the automotive industry in terms of increased safety in the event of accidents and reduced greenhouse gas emissions. The present work aims to investigate the hot behavior of a Boron steel sheet with Fe-Zn coating under electrical resistance heating conditions and to propose an experimental-numerical approach for computational prediction of the thermo-viscoplastic behavior. Hot uniaxial tensile tests were carried out in the Gleeble 3500 simulator by heating steps using a rate of 50 °C/s up to 950 °C, 5 minutes of soaking, rapid cooling (100 °C/s) to temperatures (900, 850, 750, 650 and 550 °C) and, deformation at three nominal strain-rates ( $2.857 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ / $2.857 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ / $2.857 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ) following by cooling to room temperature (40 °C/s). The microstructural characterization steps were carried out to quantify the as-received volume fractions, microhardness measurements, evaluation of mechanical properties, and physical and morphological characteristics of the specimen's fracture surfaces that were tested under hot tensile test conditions. The modified Hockett-Sherby equation was adopted to describe the thermo-viscoplastic behavior of the Boron steel sheet. The material parameters of this equation were identified from the experimental plastic flow curves. The modified Hockett-Sherby equation was implemented in the ABAQUS/ Explicit code for the numerical simulation of the hot stamping process. The adopted test specimen geometry provided temperature gradients with acceptable average values close to the programmed temperature during hot tensile tests. Using a cross-sectional gauge dispositive, positioned at the center of the test specimen, allowed to calculate the longitudinal strains based on width variations since the fractures occurred away from this region. The obtained true stress-strain curves demonstrated a thermo-viscoplastic behavior of the Boron steel sheet. Thickness and morphology analyses of fractured surfaces of the specimens highlighted the ductile behavior associated characteristics with fracture mechanisms as a function of temperature and strain rate effects. The two-step methodology proposed for the identification of the modified Hockett-Sherby equation parameters proved straightforward and assertive for describing the thermo-viscoplastic behavior of the Boron steel investigated in this work. Finally, the finite element predictions agreed with the experimental plastic flow curves in uniaxial hot tension, especially at deformation temperatures between 550 and 750 °C evaluated at the three nominal strain-rates.

**Keywords:** 22MnB5, Hot Stamping, Hockett-Sherby, Sheet Metal Forming, Finite Element Method, Numerical Simulation.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de conformabilidade global para os tipos de aços existentes atualmente no mercado automotivo. Adaptado de Keeler et al. (2017).....	29
Figura 2 – Habitáculo e zonas de deformação. Adaptado de Keeler et al. (2017) .....	30
Figura 3 – A esquerda, esquema da coluna B de um veículo, produzido por estampagem a quente por partição. A direita, curva de resfriamento contínuo, demonstrando que a variação na taxa de resfriamento influencia na microestrutura formada. Adaptado de Behrens et al. (2014). .....	31
Figura 4 – Histórico do uso de peças estampadas a quente nas estruturas do tipo <i>BiW</i> dos veículos automotivos. Adaptado de Taylor & Clough (2018). .....	32
Figura 5 – Sequência esquemática dos processos de estampagem a quente. Adaptado de Karbasian e Tekkaya, (2010). .....	33
Figura 6 – Aços que compõem a estrutura do veículo GM Silverado. Adaptado de Bachman (2018). .....	34
Figura 7 – Estrutura do anel da porta do veículo RAM produzido pelo grupo FCA. Adaptado de Bachman (2018).....	35
Figura 8 -Temperatura X tempo no processo de estampagem a quente. Adaptado de Miklos Tisza & Czinege (2018).....	35
Figura 9 – Aços que compõem a estrutura (BiW) do Ford Mustang 2021 Mach E. Adaptado de Smith (2021).....	37
Figura 10 – Microestruturas das matrizes ferrítica-perlítica do aço 22MnB5 como recebido para a) após galvanização, obtida via Microscópio óptico e b) USIBOR® laminado e recozido, onde $\alpha$ é ferrita e P a perlita, obtida via Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). (Ximenes, 2018; Zhang et al., 2019). .....	39
Figura 11 - Resultados de um ensaio padrão de tração uniaxial esboçando a Curva Tensão x Deformação de engenharia para o 22MnB5 de mesma composição química e três diferentes microestruturas. Adaptado de Eller et al. (2014). .....	40
Figura 12 - Diagrama CCT do aço 22MnB5. Adaptado de Nikraves et al. (2015). .....	41
Figura 13 - Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo do aço 22MnB5 com revestimento Fe-Zn. Ximenes et al. (2020).....	42
Figura 14 – a) Influência da temperatura de austenitização nas temperaturas de transformação após encharque de 300 segundos e b) influência do tempo de encharque nas temperaturas de transformação, ambos com resfriamento por ar comprimido na taxa de 32 K/s e 0% de deformação. Bs = início da Bainita, Bf = fim da Bainita, Pf = fim da Ferrita, Ms = início da Martensita, Mf = fim da Martensita. Adaptado de Reitz et al. (2022).....	43
Figura 15 – a) Influência da temperatura de austenitização na microestrutura resultante após encharque de 300 segundos e b) influência do tempo de encharque na microestrutura resultante, ambos com	



resfriamento por ar comprimido na taxa de 32 K/s e 0% de deformação. Adaptado de Reitz et al. (2022). .....	44
Figura 16 –Influência do tratamento termomecânico nos resultados de dureza para 0, 10 e 20 % de deformação. Adaptado de Reitz et al. (2022). .....	45
Figura 17 - Influência na adição de elementos de liga na curva de resfriamento contínuo do 22MnB5. Adaptado de Mohrbacher (2015).....	46
Figura 18 – Representação do efeito de adição de manganês para o campo austenítico em um diagrama de equilíbrio ferro carbono. Adaptado de Maalekian (2007). .....	47
Figura 19 – Influência do boro na estampagem a quente demonstrado por uma curva de resfriamento contínua para um aço de médio carbono ao manganês. Adaptado de Taylor, (2014). .....	49
Figura 20 – Estudo do revestimento de Al-Si de um aço HSS durante estampagem a quente. (a) Microscopia óptica do revestimento a temperatura ambiente, (b) Análise da seção transversal do revestimento a 900 °C via MEV e (c) Espectrometria por difração de raio X da seção transversal do revestimento a 900 °C. Adaptado de Borsetto et al. (2009). .....	51
Figura 21 - Morfologia do revestimento GA. Adaptado de Marder (2000). .....	52
Figura 22 – Análise do revestimento do aço 22MnB5 galvanizado durante tração uniaxial a quente. (a) Difração de raios X (DRX), (b) Microscopia eletrônica de varredura e (c) Espectroscopia de energia dispersiva de raios-X para um revestimento de Zn-Fe no aço 22MnB5. Adaptado de Kang et al. (2019). .....	53
Figura 23 - Microestrutura demonstrando a ocorrência do LME em um aço 22MnB5 revestido com Zinco. Adaptado de Cho et al. (2014).....	54
Figura 24 – Ilustração do mecanismo de difusão do Zn nos contornos de grãos austeníticos, levando a formação de trincas durante o resfriamento na prensa. $\gamma$ : austenita e $\alpha'$ : martensita. (a) Início da trinca em um contorno de grão contendo $\alpha$ -Fe (Zn), devido à alta temperatura durante deformação. (b) Difusão do Zn entre o contorno de grão austenítico e transformação da região em $\alpha$ -Fe (Zn). (c) Propagação da trinca na região do contorno de grão devido à fragilização criada pela fase $\alpha$ -Fe (Zn). (d) Propagação da trinca devido aos estágios (b) e (c). (e) Após resfriamento, ocorre o surgimento de fases intermetálicas $\Gamma$ -Fe <sub>3</sub> Zn <sub>10</sub> . Adaptado de Cho et al. (2014) .....	55
Figura 25 - - Esquema do ciclo termomecânico para o ensaio de tração. Adaptado de Mu et al. (2018). .....	57
Figura 26 - Esquema para estampagem por partição. Adaptado de Mu et al. (2018).....	58
Figura 27 – Curva tensão x deformação para o aço 22MnB5 revestido com Al-Si. Adaptado de Güler et al. (2014). .....	59
Figura 28 - Tensão de escoamento e módulo de Young em função da temperatura para o 22MnB5 revestido com Al-Si. Adaptado de Güler et al. (2014).....	59

Figura 29 – a) Resultados experimentais para a condição de 900 °C de temperatura de encharque e diferentes temperaturas e taxas de deformação. b) Efeito da taxa e temperatura de deformação sob a tensão máxima para temperatura de 900 °C de encharque. Adaptado de Mu et al. (2018). .....	60
Figura 30 – Influência da temperatura de austenitização na a) Tensão de resistência e alongamento e b) dureza Vickers. Adaptado de Zhou et al. (2014). .....	61
Figura 31 – Influência da temperatura de austenitização na tensão de resistência, tensão de escoamento e alongamento do corpo de prova, após 300 segundos de encharque. Reitz et al. (2022). .....	62
Figura 32 – Investigação da ductilidade a quente do aço 22MnB5 revestido com Al-Si. a) Curva de ductilidade a quente e b) Perfil da fratura na direção do comprimento das amostras. Adaptado de Güler et al. (2014). .....	63
Figura 33 – Alongamento total de corpos de prova do aço 22MnB5 em diferentes taxas de deformação: (a) 600 °C e (b) 700 °C. Tang et al. (2016). .....	63
Figura 34 - Variações da porcentagem de redução de área e tensão limite de resistência em função da temperatura para diferentes teores de vanádio a) 0,04 V b) 0,07, c) 0,1 V e d) 0,2 V. Adaptado de Cheng et al. (2023). .....	64
Figura 35 – MEV das superfícies de fratura com ampliação de 3000 x para as amostras com a) 400, b) 500, c) 600, d) 700, e) 800 e f) 900 °C. Adaptado de Güler et al. (2014). .....	66
Figura 36 – Morfologia da fratura do 22MnB5 após ensaio de tração a quente a temperatura de 700 °C em diferentes taxas de deformação. Adaptado de Tang et al. (2016). .....	66
Figura 37 - Morfologia da superfície de fratura para temperatura de 850 °C e taxa de deformação de 0,01 s <sup>-1</sup> . Adaptado de Singh & Narasimhan (2021b). .....	67
Figura 38 – Medidas instantâneas e curvas de resfriamento conforme cada forma de resfriamento sobrepostas no diagrama TRC do aço 22MnB5. Adaptado de Eller et al. (2014). .....	68
Figura 39 – a) Valor de deformação para diferentes temperaturas na taxa de deformação de 1 s <sup>-1</sup> . b) Valor de deformação para diferentes taxas de deformação nas temperaturas de 700 °C e 800 °C. Adaptado de Li et al. (2016). .....	69
Figura 40 – Tensão verdadeira máxima para diferentes taxas de deformação na temperatura de 700 °C. Adaptado de Li et al. (2016). .....	69
Figura 41 - Efeitos da taxa de deformação na conformabilidade do aço 22MnB5 durante o processo de estampagem a quente. (a) Variação do expoente de encruamento e do expoente de sensibilidade a taxa de deformação, em função da temperatura. Adaptado de Singh & Narasimhan (2021a) . b) Deformação máxima uniforme X temperatura. Adaptado de Singh & Narasimhan (2021b). .....	70
Figura 42 – Variação de temperatura durante estampagem a quente de um aço ao boro, para diferentes taxas de deformação e temperaturas de 700 e 800 °C. Adaptado de Li et al. (2016). .....	71
Figura 43 - Efeito do comprimento útil a uma temperatura de 750 °C em a) na taxa de deformação normalizada e b) na deformação verdadeira. Adaptado de Zhang et al. (2020). .....	72

Figura 44 - Propriedades mecânicas do 22MnB5 para diferentes condições de tratamento térmico. Adaptado de Çavuçoğlu et al. (2020). .....	73
Figura 45 – Microestruturas do 22MnB5 resfriado com água. Çavuçoğlu et al. (2020). .....	73
Figura 46 – Aquecimento direto por efeito Joule no simulador Gleeble 3500: (a) montagem e (b) gradiente de temperatura em corpo de prova plano. ....	74
Figura 47 - Resultados experimentais da influência do comprimento útil efetivo do corpo de prova, nas curvas tensão x deformação (a) de engenharia e (b) verdadeira. Adaptado de Zhao et al. (2009). .....	75
Figura 48 – (a) Gradiente de temperatura para os comprimentos úteis de 14 mm, 30 mm e 50 mm. Adaptado de Cai, J. (2011). (b) Corpo de prova pinado para ensaio de tração. ASTM E8/E8M. ....	76
Figura 49 – Perfis de distribuição de temperatura no comprimento útil efetivo do corpo de prova. Adaptado de (a) Zhang et al. (2020) , (b) e (c) Zhang et al. (2023). ....	77
Figura 50 – Resultados do ensaio a temperatura de 750 °C e taxa de deformação de 0,2 s <sup>-1</sup> . (a) Tensão de engenharia x tempo normalizado. (b) Distribuição da deformação no comprimento de 40 mm da seção do corpo de prova para cada tempo normalizado. Adaptado de Zhang et al. (2020). ....	78
Figura 51 – Efeito da taxa de deformação e comprimento útil na deformação na fratura. Adaptado de Zhang et al. (2020). ....	78
Figura 52 – Investigação da variabilidade das propriedades do aço 22MnB5 em função da distribuição não uniforme de temperatura nos ensaios termomecânicos na Gleeble 3800. (a) Campo de deformações e (b) Distribuição da deformação com relação a distância central do corpo de prova para tempos normalizados de 20 a 95 %. (c) Geometrias adotadas para os corpos de prova. Adaptado de Zhang et al. (2023). ....	79
Figura 53 - (a) Teste real de colisão para coluna B de um veículo e (b) Coluna B modelada tridimensionalmente. Adaptado de F. Li et al. (2016). ....	82
Figura 54 - Comparação entre os dados experimentais e os calculados pela equação constitutiva. Adaptado de Fei et al. (2019). ....	84
Figura 55 – Micrografia do aço ao Boro (22MnB5) no estado como recebido. ....	86
Figura 56 – Características do revestimento ZF45 do aço ao Boro (22MnB5) no estado como recebido: (a) espessura do revestimento e (b) percentuais de Zn e Fe presentes (Ximenes, 2018). ....	86
Figura 57 – Fluxograma do procedimento experimental. ....	87
Figura 58 – Simulador físico Gleeble 3500 instalado na EEIMVR (UFF). ....	88
Figura 59 – Montagem do corpo de prova no simulador termomecânico Gleeble 3500 da UFF: (a) fixação tipo <i>Pocket Jaw</i> com o corpo de prova, esquemas com (b) vista frontal do corpo de prova fixado por blocos de apoio de aço, parafuso e porca e (c) vista em perspectiva com destaque para os blocos de apoio de aço e os blocos de cobre. ....	89
Figura 60 – Geometria adotada do corpo de prova de tração uniaxial e esquema de montagem: (a) desenho técnico com dimensões em mm e (b) parte do sistema de fixação do corpo de prova. ....	90

Figura 61 – (a) Chapas do aço 22MnB5 fornecidas pela CSN para confecção dos corpos de prova de tração. (b) vistas isométricas da peça retangular e corpo de prova. ....	90
Figura 62 - Esquema do plano de corte elaborado com auxílio do aplicativo SketchCut Lite para IOS. ....	91
Figura 63 - Posicionamento do sistema de bicos sopradores com gás Argônio. ....	93
Figura 64 – Procedimento experimental para ensaios de tração uniaxial no simulador Gleeble 3500..	94
Figura 65 – Etapas de preparação para soldagem dos termopares nos corpos de prova de tração: (a) imagem da bancada da capela de exaustão com os materiais para realização da decapagem e (b) dispositivo de soldagem dos termopares. ....	95
Figura 66 - Testes para estabelecer o tamanho da região decapada. Em (a) diâmetro menor, (b) médio e (c) maior. Em (d) amostra envolvida com fita adesiva e em (e) resultado final.....	96
Figura 67 – Qualidade da solda entre amostrada decapada X amostra revestida. ....	96
Figura 68 – Condição em que o tempo de reação química entre o ácido clorídrico e o revestimento foi menor que 1 minuto. ....	97
Figura 69 – Análises por microscopia óptica das regiões de decapagem com escalas correspondentes a (a) 200 $\mu\text{m}$ , (b) 100 $\mu\text{m}$ e (c) 50 $\mu\text{m}$ .....	97
Figura 70 - Esquema de soldagem para avaliar o perfil de temperatura ao longo da região útil do corpo de prova de tração uniaxial.....	99
Figura 71 - Esquema de soldagem para avaliar o perfil de temperatura na direção da largura do corpo de prova. ....	100
Figura 72 – Esquema montagem do corpo de prova de tração uniaxial para avaliar a distribuição de temperatura longitudinal entre os lados móvel e fixo: (a) termopares no lado móvel e em (b) o corpo de prova foi invertido.....	100
Figura 73 – Esquema do instante de captura das imagens térmicas. ....	101
Figura 74 - Posicionamento da câmera térmica FLIR T200. ....	101
Figura 75 – Montagem do corpo de prova na câmara de ensaio do simulador Gleeble 3500. ....	102
Figura 76 – a) Extensômetro C-Gauge. b) Montagem completa na câmara de ensaios. c) Alinhamento da barra de quartzo com os termopares e corpo de prova. d) Esquema demonstrando o alinhamento. ....	103
Figura 77 – Sistema de resfriamento. a) Montagem do tanque de resfriamento na câmara de ensaios. b) Cilindro de argônio. ....	104
Figura 78 - Exemplo da página de programação de um ensaio de tração uniaxial.....	105
Figura 79 – Resultado pré-processado da Curva Tensão X Deformação verdadeiras para temperatura de ensaio de 550 $^{\circ}\text{C}$ e alta taxa de deformação. (a) Planilha de dados gerada pelo no software OriginLab e (b) Curva tensão X deformação sem tratamento dos dados. ....	107

Figura 80 – Esquema do processamento do ruído inerente ao sistema e taxa de aquisição de dados pelo filtro de média adjacente. ....	109
Figura 81 – Método da reta paralela para determinação do limite de escoamento aplicado nos resultados para (a) temperatura de deformação de 550 °C e baixa taxa de deformação e (b) temperatura de deformação de 850 °C e alta taxa de deformação. ....	110
Figura 82 – Esquema para identificação da tensão e deformação na fratura através da curva tensão e deformação de engenharia. (a) localização do intervalo de aplicação da primeira derivada e (b) resultado da primeira derivada. ....	111
Figura 83 – Medidas de temperatura por infravermelho fornecido pelo programa FLIR Thermal Studio: (a) imagem termográfica segundos após o resfriamento por Argônio para deformação na temperatura de 900 °C e (b) distribuição de temperatura. ....	111
Figura 84 – Ciclo térmico para avaliar a eficiência do sistema de resfriamento com gás Argônio. ....	112
Figura 85 - Preparação metalográfica. (a) Localização do corte para embutimento. (b) embutimento a frio feito com resina epóxi. ....	113
Figura 86 – (a) Representação esquemática da superfície de fratura vista ao longo do eixo de tração. (b) Representação esquemática do perfil parabólico descrito pela norma ASTM E8/E8M. (c) Representação em perspectiva da superfície de fratura. ....	114
Figura 87 – (a) Posição da amostra na máquina de corte de precisão IsoMet 1000 e (b) Microscópio Stemi 2000-C da Zeiss. ....	115
Figura 88 - Representação esquemática da função de escoamento indicando as condições de carregamento e descarregamento. Adaptado de Doghri (2000). ....	119
Figura 89 – Modelo computacional com um elemento único 3D, com condições de simetria de 1/8. ....	128
Figura 90 – Micrografias do aço 22MnB5 no estado como recebido: (a) amostra 804 – revestimento ZF45 e (b) amostra 803 – revestimento ZF70, ambas na direção de laminação. ....	130
Figura 91 – Frações volumétricas das amostras de aço 22MnB5 no estado como recebido. Aumento de 500x nas direções (a) de laminação, (c) normal e (e) transversal. Aumento de 1000x nas direções (b) de laminação, (d) normal e (f) transversal. ....	132
Figura 92 – Sobreposição na CCT do 22MnB5 do ciclo térmico adotado para verificação do sistema de resfriamento via Argônio. ....	133
Figura 93 – Micrografias das amostras de aço 22MnB5 com revestimento de Fe-Zn (ZF45) e escala de 20 µm, obtidas a partir do ciclo térmico definido na Figura 87 com resfriamento por Argônio ensaiadas em tração uniaxial a 950 °C sob as taxas nominais de deformação: (a) baixa, (b) intermediária e (c) alta. ....	134
Figura 94 – Comparações entre o ciclo de temperatura programada (controle pelo termopar central TC1) e as temperaturas obtidas pelos termopares em diferentes distâncias do centro do corpo de prova de tração uniaxial nas direções: (a) longitudinal e (b) transversal. ....	135

Figura 95 – Esquema da região adotada para análise. ....	136
Figura 96 - Distribuição das temperaturas em função da distância do centro do corpo de prova de tração: (a) esquema com as regiões dos comprimentos útil e efetivo, (b) medidas em ambos os lados móvel e fixo e (c) valores médios de temperaturas. ....	137
Figura 97 – Comparativo do gradiente de temperatura para ensaios realizados com e sem vácuo. ....	138
Figura 98 – Histórico das temperaturas registradas nos ensaios de tração uniaxial com programa de temperatura de deformação a 900 °C: (a) sem vácuo e (b) com vácuo. ....	139
Figura 99 - Exemplo de interpretação de uma imagem térmica. ....	141
Figura 100 – Processamento dos dados via software FLIR Thermal Studio. ....	141
Figura 101 - Digitalização do perfil de temperatura de 550 °C. ....	142
Figura 102 – Imagens térmicas da influência da oxidação no revestimento do corpo de prova para as temperaturas de: (a) 950 °C, (b) 550 °C, (c) 650 °C, (d) 750 °C, (e) 850 °C e (f) 900 °C. ....	143
Figura 103 - Estado final do corpo de prova após ciclos térmicos para identificação do perfil de temperatura em condição sem vácuo: (a) região do comprimento útil do corpo de prova e (b) lasca do revestimento com termopar soldado. ....	144
Figura 104 – Comparativo entre os resultados do perfil de temperatura experimental obtido pelos termopares e por meio da análise das medidas por câmera térmica para ensaios sem vácuo. (a) 550 °C, (b) 650 °C, (c) 750 °C, (d) 850 °C e (e) 900 °C. ....	146
Figura 105 – Comportamento em tração uniaxial dos resultados brutos das medidas verdadeiras tensão-deformação total em função da taxa de deformação: (a) taxa baixa, (b) taxa intermediária e (c) taxa alta. ....	147
Figura 106 – Variação do limite de escoamento com a taxa nominal de deformação. ....	150
Figura 107 – Variação do limite de escoamento com a temperatura. ....	151
Figura 108 – Variação do limite de resistência com a temperatura. ....	151
Figura 109 – Variação do limite de resistência com a taxa de deformação. ....	152
Figura 110 – Curvas das medidas verdadeiras tensão-deformação total em tração uniaxial determinadas para a chapa de aço 22MnB5 submetido à três taxas nominais de deformação: (a) 550 °C, (b) 650 °C, (c) 750 °C, (d) 850 °C e (e) 900 °C. ....	153
Figura 111 – Valores da máxima deformação uniforme obtidos para a chapa de aço 22MnB5 em função da (a) temperatura e (b) taxa nominal de deformação. ....	155
Figura 112 – Curvas de escoamento plástico obtidas para a chapa de aço 22MnB5 a partir de ensaios de tração uniaxial a quente em função da taxa nominal de deformação: (a) taxa baixa, (b) taxa intermediária e (c) taxa alta. ....	156
Figura 113 – Corpos de prova do aço 22MnB5 após os ensaios de tração uniaxial a quente: (a) 550 °C, (b) 650 °C, (c) 750 °C, (d) 850 °C e (e) 900 °C. ....	157

Figura 114 - Deformação total obtida pelo alongamento total na ruptura em função da (a) taxa de deformação e (b) temperatura.....	161
Figura 115 – Medidas nas seções de fratura obtidas conforme norma ASTM E8/E8M – 16ª em corpos de prova ensaiados na taxa baixa de deformação: (a) 550 °C e (b) 900 °C.....	162
Figura 116 - Redução de área em função da temperatura de deformação. ....	163
Figura 117 – Relação entre a redução de área na fratura e o limite de resistência do aço 22MnB5 com a temperatura. ....	164
Figura 118 - Valores de deformação de engenharia na fratura em função da temperatura.....	165
Figura 119 – Micrografias das superfícies de fratura para a taxa baixa de deformação com ampliação de 1.000 x, para as temperaturas: (a) 550, (b) 650, (c) 750 e (d) 900 °C. ....	167
Figura 120 – Micrografias das superfícies de fratura para a taxa intermediária de deformação com ampliação de 1.000 x, para as temperaturas: (a) 550, (b) 650, (c) 750 e (d) 850 °C. ....	168
Figura 121 – Micrografias das superfícies de fratura para a taxa alta de deformação com ampliação de 1000 x, para as temperaturas: (a) 550, (b) 650 e (c) 750 °C. ....	169
Figura 122 – Variação do limite de escoamento com a temperatura e taxa de deformação. ....	170
Figura 123 – Variação inicial do expoente de sensibilidade à taxa de deformação com a temperatura de deformação. ....	171
Figura 124 – Curvas experimentais do escoamento plástico em tração uniaxial a quente da chapa de aço 22MnB5 ajustadas pela equação modificada de Hockett-Sherby em função da taxa nominal de deformação: (a) taxa baixa, (b) taxa intermediária e (c) taxa alta. ....	172
Figura 125 – Variação do parâmetro que descreve o tamanho da superfície de escoamento. ....	177
Figura 126 - Variação do expoente de encruamento.....	178
Figura 127 – Variação final do expoente de sensibilidade à taxa de deformação com a temperatura de deformação.....	178
Figura 128 – Comparações entres as previsões numéricas determinadas por elementos finitos e as curvas experimentais do escoamento plástico em tração uniaxial a quente da chapa de aço 22MnB5 em função da taxa nominal de deformação: (a) taxa baixa, (b) taxa intermediária e (c) taxa alta. ....	180

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química de um típico aço 22MnB5 (USIBOR® 1500) em percentual de massa. Adaptado de Zhang et al. (2019). .....	39
Tabela 2 - Resultados de dureza Vickers. Adaptado de Eller et al. (2014). .....	68
Tabela 3 - Composição química do aço ao Boro em percentual de massa Ximenes et al. (2020). .....	85
Tabela 4 - Composição química dos revestimentos GA. Ximenes (2018). .....	87
Tabela 5 – Quantidade e disposição dos corpos de prova confeccionados. ....	91
Tabela 6 – Parâmetros da campanha de ensaios de tração a quente na Gleeble 3500. ....	92
Tabela 7 - Especificações e parâmetros de soldagem dos termopares utilizados. ....	98
Tabela 8 – Especificações do extensômetro de barras de quartzo tipo <i>C-Gauge</i> . .....	102
Tabela 9 - Configurações de deformação para os ensaios de tração uniaxial no sistema Gleeble 3500. ....	106
Tabela 10 - Configurações de deformação para a simulação de tração a quente no elemento cúbico. ....	129
Tabela 11 – Resultados de microdureza Vickers (HV) das amostras no estado como recebido. ....	132
Tabela 12 – Parâmetros utilizados no corpo de prova para obtenção das imagens termográficas. ....	140
Tabela 13 - Parâmetros adotados nos ensaios de tração uniaxial. ....	146
Tabela 14 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 determinadas em função da temperatura e taxa de deformação. ....	150
Tabela 15 - Principais resultados do ensaio de tração a quente para tensão e deformação de engenharia. ....	159
Tabela 16 - Medidas das seções de fratura dos corpos de prova. ....	162
Tabela 17 - Superfícies de fratura analisadas por microscopia eletrônica de varredura. ....	165
Tabela 18 – Parâmetros iniciais da equação modificada de Hockett-Sherby. ....	170
Tabela 19 - Parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby: taxa baixa de deformação nominal ( $2,857 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) .....	174
Tabela 20 - Parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby: taxa intermediária de deformação nominal ( $2,857 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ) .....	175
Tabela 21 - Parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby: taxa alta de deformação nominal ( $2,857 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ) .....	176
Tabela 22 - Raiz quadrada do erro médio (RMSE) e desvio percentual (RMSRP). ....	181



## LISTA DE ABREVIACOES

VUMAT	( <i>Vectorized User Material</i> ) - Subrotina no ABAQUS
22MnB5	Uma classe do aço ao Boro
DP	( <i>Dual Phase</i> ) - Aço Bifásico
TRIP	( <i>Transformation Induced Plasticity</i> ) - Ao com Transformação Induzida por Plsticidade
IF	( <i>Interstitial Free</i> ) - Ao Livre de Interstcio
HSS	( <i>High Strength Steel</i> ) - Ao de Alta Resistência
AHSS	( <i>Advanced High Strength Steel</i> ) - Ao de Avanada Alta Resistência
UHSS	( <i>Ultra High Strength Steel</i> ) - Ao de Ultra Alta Resistência
HSLA	( <i>High Strength Steel Low Alloy</i> ) - Aço de Alta Resistência e Baixa Liga
PHS	( <i>Press Hardening Steel</i> ) - Aço de Estampagem a Quente
BiW	( <i>Body in White</i> ) - Habitáculo do Veículo
GM	General Motors
FCA	Grupo Fiat Chrysler Automobiles
TRC -	Transformação por Resfriamento Contínuo
CCT -	( <i>Continuous Cooling Transformation</i> )
Ac3	Temperatura inicial de transformação austenítica
Ac1	Temperatura final de transformação austenítica
Bs -	( <i>Bainite Start</i> ) - Temperatura de início da transformação da Bainita
Bf	( <i>Bainite Finish</i> ) - Temperatura de fim da transformação da Bainita
Pf	( <i>Perlite Finish</i> ) - Temperatura de fim da transformação da Perlita
Ms	( <i>Martensite Start</i> ) - Temperatura de início da transformação da Martensita
Mf	( <i>Martensite Finish</i> ) - Temperatura de fim da transformação da Martensita
BN -	Nitreto de Boro
TiN -	Nitreto de Titânio
LME -	Liquid Melting Embrittlement
RA% -	( <i>Reduction Area %</i> ) - Fração de Redução de rea
HV –	( <i>Vickers Hardness</i> ) - Dureza Vickers
HS –	( <i>Hot Stamping</i> ) - Estampagem a quente
ASTM	( <i>American Society for Testing and Materials</i> ) - Sociedade Americana de Testes e Materiais

RMSE	<i>(Root Mean Square Error)</i> - Raiz Quadrática do Erro Médio
AARE	<i>(Absolute Average Error)</i> - Erro Médio Absoluto
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
LMCT2	Laboratório Multiusuário de Conformação e Tratamentos Termomecânicos
EEIMVR	Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda
UFF	Universidade Federal Fluminense
DT	Direção transversal a laminação
DL	Direção longitudinal a laminação
CNC	Comando Numérico Computadorizado
TC1	<i>(Thermocouple 1)</i> - Canal 1 de controle e leitura de temperatura
TC2	<i>(Thermocouple 2)</i> - Canal 2 de leitura de temperatura
TC3	<i>(Thermocouple 3)</i> - Canal 3 de leitura de temperatura
TC4	<i>(Thermocouple 4)</i> - Canal 4 de leitura de temperatura
LVDT	<i>(Linear Variation Deformation Transducer)</i> - Extensômetro de Variação de Deformação Linear
PTemp	<i>(Programed Temperature)</i> - Temperatura Programada
MO	Microscopia Óptica
RPM	Rotação Por Minuto
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
H-S-mod	Hockett-Sherby modificada
Tr	Traço
C3D8RT	Elemento sólido tridimensional no ABAQUS®

## LISTA DE SÍMBOLOS

C	Carbono
Si	Silício
Mn	Manganês
P	Fósforo
S	Enxofre
Cr	Cromo
B	Boro
Al	Alumínio
Ti	Titânio
Ni	Níquel
Nb	Nióbio
V	Vanádio
Fe	Ferro
Zn	Zinco
$\zeta$	Fase Zeta
$\delta$	Fase Delta
$\Gamma$	Fase Gama
$\eta$	Zinco puro
$\alpha$	Ferrita Alfa
$\dot{\epsilon}$	Taxa de deformação
$T$	Temperatura
$\epsilon$	Deformação verdadeira
$\sigma$	Tensão verdadeira
$K$	Coeficiente de resistência
$\epsilon_{pl}$	Deformação Plástica
$\sigma_{sat}$	Tensão de saturação
$\sigma_i$	Tensão inicial
$\epsilon_{pl}^p$	Deformação plástica verdadeira
$\sigma_s$	Tensão de saturação
$\sigma_y$	Tensão de escoamento
$\dot{\epsilon}_0$	Taxa nominal de deformação
$v$	Velocidade
$w_0$	Largura inicial
$e_w$	Deformação de engenharia na largura
$\epsilon_w$	Deformação verdadeira na largura
$\epsilon_l$	Deformação verdadeira longitudinal
$S$	Tensão de engenharia
$F$	Força
$A_0$	Área inicial
$t_0$	Espessura inicial
$t_e$	Espessura efetiva

$w_f$	Largura final
$\nu$	Coefficiente de Poisson
$\bar{\epsilon}^p$	Deformação plástica efetiva
$\dot{\bar{\epsilon}}^p$	Taxa de deformação plástica efetiva
$\sigma_0$	Limite de escoamento
$Q$	Tamanho da superfície de escoamento
$n$	Expoente de encruamento
$n_0$	Parâmetro do material
$n_1$	Parâmetro do material
$m$	Expoente de sensibilidade a taxa de deformação
$m_0$	Parâmetro do material
$m_1$	Parâmetro do material
$\dot{\epsilon}_0$	Taxa de deformação de referência
$S_0$	Parâmetro do material
$S_1$	Parâmetro do material
$S_2$	Parâmetro do material
$Q_0$	Parâmetro do material
$a_1$	Parâmetro do material
$a_2$	Parâmetro do material
$T_m$	Temperatura de fusão do material
$R^2$	Coefficiente de determinação
$\chi^2$	Coefficiente da soma residual dos quadrados dividida pelo grau de liberdade
$\underline{\dot{\epsilon}}$	Tensor de 2ª ordem de taxa de deformação total
$\underline{\dot{\epsilon}}^e$	Parcela elástica do tensor de 2ª ordem de taxa de deformação total
$\underline{\dot{\epsilon}}^p$	Parcela plástica do tensor de 2ª ordem de taxa de deformação total
$\underline{\underline{S}}^e$	Tensor de 4ª ordem de submissão elástica
$\underline{\underline{\sigma}}$	Tensor de tensões de Cauchy de 2ª ordem e simétrico
$\underline{\underline{C}}^e$	Tensor de 4ª ordem de rigidez elástica
$F$	Função forma da superfície de escoamento
$f$	Função de escoamento
$\dot{\lambda}$	Multiplicador plástico
$\sigma_h$	Componente hidrostática de tensão
$\underline{\underline{\delta}}$	Tensor de identidade de 2ª ordem
$\underline{\underline{S}}$	Tensor componente desviador do tensor de Cauchy
$H(\bar{\sigma})$	Termo taxa de encruamento
$\bar{\sigma}$	Medida escalar de encruamento isotrópico
$\lambda$ e $\mu$	Coefficientes de Lamè
$E$	Módulo de elasticidade longitudinal
$\Delta t$	Incremento de tempo
$\eta$	Fator de Taylor-Quinney
$\rho$	Massa específica
$c_p$	Calor específico
$v_{num}$	Velocidade numérica

$\dot{\epsilon}_{nominal}$  Taxa nominal de deformação  
 $l_{num}$  Base de medida do elemento

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	23
<b>2. OBJETIVOS</b> .....	27
2.1 Geral.....	27
2.2 Específicos.....	27
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	28
3.1. Os aços no segmento automotivo.....	28
3.2. Estampagem a quente .....	31
3.3. O aço 22MnB5 .....	37
3.3.1. Características .....	38
3.3.2. Elementos de liga .....	45
3.3.3. Revestimentos .....	50
3.3.4. Comportamento termomecânico .....	56
3.4. Efeitos de temperatura e taxa de deformação .....	74
3.5. Descrições fenomenológicas do comportamento plástico do aço 22MnB5 .....	80
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	85
4.1. Material.....	85
4.2. Procedimento experimental .....	87
4.2.1. Simulador físico .....	88
4.2.2. Decapagem e soldagem dos termopares .....	94
4.2.3. Medições de temperatura .....	98
4.2.4. Montagem e procedimentos .....	102
4.3. Tratamento de dados.....	106
4.4. Caracterização microestrutural .....	112
4.5. Superfície de fratura .....	113
4.6. Equação modificada de Hockett-Sherby .....	115
4.6.1 Implementação da equação de Hockett- Sherby modificado .....	118

4.6.2	Equações constitutivas .....	118
4.6.3	Implantação computacional.....	121
4.6.4	Simulações numéricas .....	128
5.	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</b>	<b>130</b>
5.1	Material como recebido .....	130
5.2.	Taxa de resfriamento .....	132
5.3.	Gradiente de temperatura .....	134
5.3.1	Medidas com termopares .....	134
5.3.2	Medidas com câmera de infravermelho.....	139
5.4.	Comportamento mecânico .....	146
5.4.1.	Comportamento em tração uniaxial.....	147
5.4.1.1	Curvas verdadeiras tensão-deformação.....	147
5.4.1.2	Propriedades mecânicas.....	149
5.4.1.3	Curvas de escoamento plástico .....	155
5.4.2.	Análise de fratura.....	156
5.4.2.1	Medidas nas seções de fratura .....	156
5.4.2.2	Superfícies de fratura.....	165
5.5.	Previsões numéricas .....	169
5.5.1.	Ajustes de curvas de escoamento plástico .....	169
5.5.2.	Previsões por elementos finitos.....	179
6.	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>182</b>
6.1	Geometria do corpo de prova e procedimentos de ensaio .....	183
6.2	Propriedades termomecânicas.....	184
6.3	Análise de fratura.....	185
6.4	Previsões numéricas .....	186
7.	<b>TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>187</b>
8.	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>188</b>

## 1. INTRODUÇÃO

O setor de transportes é um dos grandes responsáveis pelas emissões de gases de efeito estufa e, portanto, deve responder as crescentes exigências quanto as metas de eficiência energética veicular, sobretudo, por meio da redução de consumo de combustíveis fósseis o que, por sua vez, implica em busca contínua por redução de massa veicular aliado com as novas regulamentações quanto a maior segurança dos passageiros. Na União Europeia, por exemplo, segundo Li (2013), em 1999 foi lançada uma diretiva para ajudar consumidores na escolha de veículos disponíveis no mercado com baixo consumo de combustível e emissões de dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>), um dos gases do efeito estufa. A União Europeia informa em relatório oficial, que carros e vans comerciais são responsáveis por 12% da emissão total CO<sub>2</sub> em todo seu território. Desde então, novas metas e objetivos para reduzir e atingir a neutralidade climática vem sendo discutidas e atualizadas. Em 1 de janeiro de 2020, a Comissão Europeia colocou em vigor a nova regulamentação de padrões e desempenho na emissão de CO<sub>2</sub> para estes carros e vans. Em 14 de julho de 2021, a mesma comissão adotou pacote com uma série de propostas legislativas e objetivos para serem alcançados até 2050, dos quais prevê a redução na emissão de gases de efeito estufa em 55% até 2030 (European Commission (2020)).

Devido a essa questão ambiental, somada a futura escassez dos recursos oriundos de energias não renováveis como o petróleo, a indústria automobilística encontra-se sobre grande pressão para aumentar a eficiência energética dos veículos, seja melhorando a tecnologia já existente dos motores a combustão aliado ao desenvolvimento e utilização de combustíveis renováveis, melhorias em aerodinâmica ou investindo na tecnologia de veículos com motorização 100% elétrica. Nesse contexto, a estrutura veicular pode ter sua massa reduzida a partir de estratégias inovadoras de concepção como, por exemplo, componentes tubulares e



esboços de chapas soldadas, novas técnicas de conformação, bem como pelo uso de materiais estruturais mais leves ou até mesmo novos materiais.

Em países que contam com parques avançados de montadoras como, no caso do Brasil, uma crescente pressão vem sendo exercida pelo grande público e seus governantes para produzir veículos mais econômicos e menos poluentes. No Brasil, o programa do governo federal INOVAR-AUTO (Incentivo à Inovação Tecnológica e Adensamento da Cadeia Produtiva de Veículos Automotores) objetivou para o período de 2013 – 2017, incentivos por meio de abatimento de 1 a 2% no IPI dos veículos que tenham redução de consumo entre 15,46 e 18,84% respectivamente. Seu sucessor, o programa ROTA 2030 – Mobilidade e Logística, estabelece até 2030 que os incentivos fiscais fiquem atrelados ao cumprimento de metas em áreas de pesquisas e desenvolvimentos em engenharia que visem a eficiência energética e segurança veicular, garantido ao mesmo tempo a competitividade do setor, face ao mercado global. Dentre as soluções mais eficazes para atender estas demandas seria emprego de materiais mais leves como ligas de alumínio e magnésio. Observando que estes dois materiais possuem menor densidade em relação aos aços comumente adotados como materiais estruturais.

A carroceria ou habitáculo de um veículo de passeio comum, denominada pelo termo em inglês *Body in White* (BiW), na qual se localiza partes estruturais responsáveis pela segurança veicular dos passageiros corresponde a 30 % da massa total de um veículo de passeio (Taylor e Clough, 2018). Um estudo realizado em 2010 realizado pela Lotus Engineering (2010) não considerando a motorização dos veículos, demonstra que a suspensão e componentes relacionados ao chassi correspondem à 28% da massa de um veículo de passeio. Ou seja, ao menos 58 % do veículo é composto por peças fabricadas em diversos tipos de aços ou componentes com metais não ferrosos, enquanto que o restante fica por conta de partes elétricas, interior, acabamento, vidros, etc. Esses valores representativos do grande emprego do aço em partes e componentes com relação à massa total do veículo, tornam as indústrias automobilística e siderúrgica protagonistas quando a discussão engloba os desafios do mundo moderno frente à eficiência energética e redução da poluição ambiental emitida por veículos automotores.

Existem diversos tipos de aços existentes no mercado para o setor automotivo, desde os aços convencionais e majoritariamente encontrados na estrutura do veículo como os aços de médio carbono e os aços de alta resistência e baixa liga, até aplicações mais específicas que possibilitam a redução de massa do veículo sem afetar a segurança. Estes últimos são classificados como aços avançados de alta ou ultra resistência (AHSS, *Advanced-high strength*

*steels* ou *Ultra-high strength steels*) e são usados em regiões estratégicas do BiW, conforme o projeto de cada veículo. Dentre estes aços avançados, destacam-se os aços para estampagem a quente (PHS, *Press-hardening steels*) assim denominados em razão do processo empregado que aumenta a resistência mecânica por meio de têmpera (resfriamento rápido) ao final da etapa de conformação, por sua vez, realizada no campo austenítico. Estes aços de elevada resistência mecânica são usados, por exemplo, nas colunas laterais nas quais são fixadas os cintos de segurança do motorista e passageiros, justamente por proporcionarem as características mecânicas (resistência e tenacidade) ideais que garantem a segurança veicular em acidentes com colisões laterais e capotamentos permitindo ao mesmo tempo a redução de massa (menor espessura).

Estudos sobre o desenvolvimento e emprego de novos materiais visando reduzir a massa dos veículos são potencialmente satisfatórios para o aumento da eficiência energética, demonstrando que com 10% de redução da massa do veículo, tem-se o aumento de 2,5% na eficiência energética (Kiani et al.(2014)). Com o objetivo de fazer frente aos materiais concorrentes (ligas leves e compósitos) e as crescentes necessidades do setor automotivo, a indústria do aço, por sua vez, tem-se capacitado no processamento de aços avançados de alta resistência (AHSS). Um dos aços comumente utilizados para estampagem a quente de peças estruturais em veículos é o aço ao Boro. Este aço é constituído principalmente de Carbono, Manganês e Boro em sua composição química que permite atingir elevados níveis de resistência mecânica com espessuras reduzidas após conformação. Dentre os aços ao Boro, o mais comum é a composição 22MnB5. Taylor & Clough (2018), realizaram uma minuciosa revisão sobre a origem, evolução, processos, tecnologias desenvolvidas e oportunidades para mais avanços tecnológicos da estampagem a quente do aço 22MnB5.

Estudos como, por exemplo, conduzidos por Reitz et al. (2022) investigaram a influência do processamento e parâmetros de processos termomecânicos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço 22MnB5. Mu et al. (2017) avaliaram o procedimento para o processo de estampagem a quente do aço 22MnB5 de forma a produzir uma peça com microestrutura particionada objetivando, portanto, propriedades sob medidas em diferentes regiões da peça estampada. A partir de ensaios de tração a quente sob condições isotérmicas, Zhou et al. (2022) analisaram o comportamento mecânico e a evolução da microestrutura do aço 22MnB5.

Com os avanços tecnológicos no poder de processamento de computadores, tanto os setores automotivo e siderúrgico buscam formas de condensar, extrapolar e otimizar resultados e dados experimentais de ensaios físicos para prever e avaliar o desempenho aços. Estas

avaliações podem ser feitas por modelamento fenomenológico que visam descrever e simular o comportamento dos aços diante de condições definidas em projeto e reduzindo os custos com ensaios destrutivos ou demorados. Ahn et al. (2018) propuseram uma equação constitutiva generalizada para modelar o comportamento termomecânico do aço 22MnB5 em termos da deformação, taxa de deformação e temperatura. Pham & Kim (2022) avaliaram a flexibilidade de equações constitutivas com bases em leis de encruamento para simulação e descrição do comportamento fenomenológico de chapas metálicas e propuseram quatro novas equações com o propósito de capturar a relação tensão – deformação. Guo et al. (2023) utilizaram os resultados experimentais para simular a falha na fratura de um aço para estampagem a quente empregando a equação de Swift-Hockett-Sherby e posterior simulação realizada por elementos finitos para descrever as características do material na fratura.

O presente trabalho visa propor uma abordagem experimental-numérica para fins de previsão computacional do comportamento do aço 22MnB5 sob condições de estampagem a quente. E está dividido em duas partes, sendo a primeira com realizações de campanhas do ensaio de tração uniaxial a quente realizadas no simulador termomecânico Gleeble® 3500, em diferentes temperaturas e taxas de deformação para obtenção das curvas tensão – deformação. Seguido das etapas de caracterização microestrutural, análise de influência do gradiente de temperatura e análise da superfície de fratura. A segunda parte consiste na identificação dos parâmetros e implementação da equação modificada de Hockett-Sherby para simulação do comportamento termo-elastoviscoplastico utilizando o programa de elementos finitos Abaqus/Explicit por meio da sub-rotina VUMAT com validação da abordagem proposta.

## **2. OBJETIVOS**

### **2.1 Geral**

Investigar o comportamento de um aço ao Boro para estampagem a partir de ensaios de tração uniaxial a quente, etapas de caracterização microestrutural, modelamento fenomenológico e simulação numérica das curvas de escoamento.

### **2.2 Específicos**

1. Realizar campanhas em simulador termomecânico de ensaios de tração uniaxial do aço 22MnB5 em função de diferentes temperaturas e taxas de deformação;
2. Identificar parâmetros de equação de comportamento termo-elastoviscoplastico para descrever o comportamento a quente em tração uniaxial do aço 22MnB5;
3. Implantar equação de comportamento termo-elastoviscoplastico no programa de elementos finitos ABAQUS/Explicit por meio da sub-rotina VUMAT;
4. Caracterizar as superfícies de fratura do aço 22MnB5 em função das condições de temperatura e taxa de deformação;
5. Validar a abordagem experimental-numérica para fins de previsão computacional do comportamento do aço 22MnB5 sob condições de estampagem a quente.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Os aços no segmento automotivo

Aços desenvolvidos para aplicações automobilísticas apresentam múltiplas demandas. Em muitos casos, devem ser ao mesmo tempo leves, fáceis de serem conformados, obter rigidez suficiente para determinada aplicação, resistência mecânica para atender as questões de segurança veicular, produtividade elevada quando produzido em larga escala, facilidade de união com outros materiais quando solicitado, resistência a corrosão, entre outras características, mas não menos importante, economicamente viável. O que coloca o aço como um material considerado tão conhecido e ao mesmo tempo sempre alvo de melhorias a serem desenvolvidas pela indústria metalúrgica (Schmitt & Iung (2018)).

Do ponto de vista termo-mecânico-metalúrgico para um aço, manter uma boa ductilidade enquanto aumenta a resistência a tração, requer o desenvolvimento de novas classes de aços dos quais mecanismos de encruamento atuam de forma contrária à queda no alongamento frente o aumento da resistência mecânica. Os aços multifásicos que passam por transformações de fase por conformação mecânica são alguns agrupados nessas novas classes. As novas classes de aços de alta resistência já apresentam aplicações na estrutura dos veículos com aços *Dual Phase* (DP) e TRIP, além de outros que por diferentes processos de fabricação e conformação, brevemente irão compor novas classes (Schmitt & Iung (2018)).

No segmento automotivo os aços podem ser classificados de várias maneiras. As principais dizem respeito à sua designação metalúrgica que nomeia, por exemplo, os aços IF (*interstitial-free*), HSS (*High Strength Steels*), AHSS (*Advanced High Strength Steels*) e UHSS

(*Ultra High Strength Steels*), na qual representam sua aplicabilidade oriunda dos processos de fabricação, processamento e características metalúrgicas. Outra forma de classificação é posta pela quantidade de resistência mecânica do aço. Informação muito utilizada por projetistas e desenvolvedores de produtos automobilísticos. O terceiro método de classificação diz respeito a propriedades mecânicas ou parâmetros de conformação dos aços, tais como alongamento, expoente de encruamento e indicadores de conformabilidade. A Figura 1 apresenta um comparativo das propriedades relacionadas à conformação, como o alongamento e resistência mecânica de aços sob tração, classificados segundo a sua designação metalúrgica para demonstrar a importância em operações e análises em processos de estampagem (Keeler et al. (2017)).

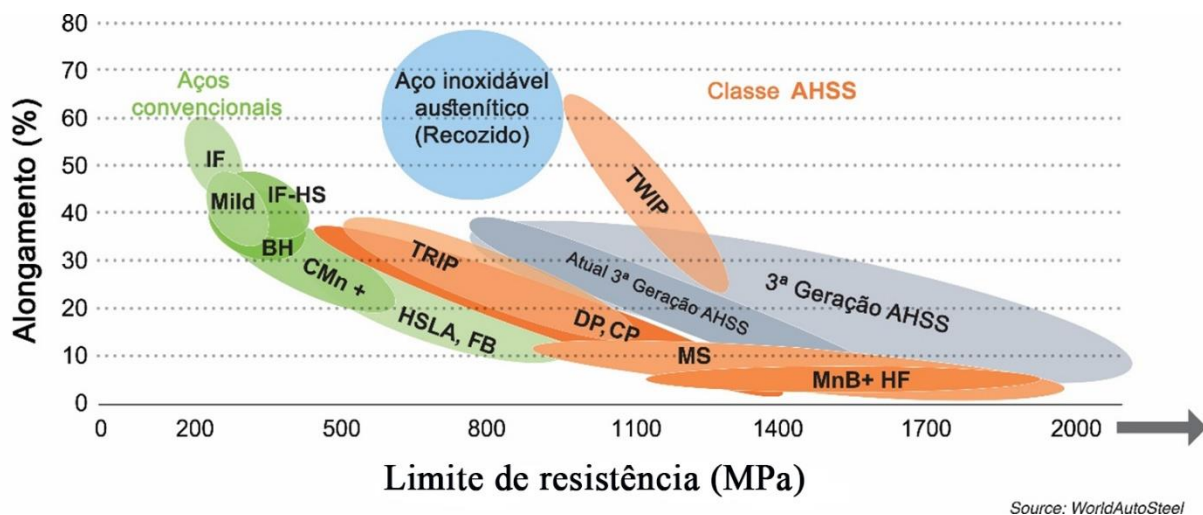


Figura 1 – Diagrama de conformabilidade global para os tipos de aços existentes atualmente no mercado automotivo. Adaptado de Keeler et al. (2017).

A estrutura de automóveis é majoritariamente composta por materiais metálicos, como aço e alumínio. O alumínio embora seja um material atrativo para a redução de peso, seus limites de conformação são menores e seu custo para fabricação de peças automotivas é maior, quando comparado com ao aço (Mori et al. (2005)). O *Body-in-White*, Figura 2, é o subconjunto principal do esqueleto do veículo que exige duas características distintas de segurança em caso de acidentes. Uma célula ou habitáculo de passageiros impenetrável, desenvolvido para suportar cargas extremamente altas de energia geradas pelo acidente, com o mínimo de deformação ou intrusão. E zonas de deformação projetadas e dedicadas à absorção do máximo de energia possível decorrente do impacto (Hilditch et al. (2015)).

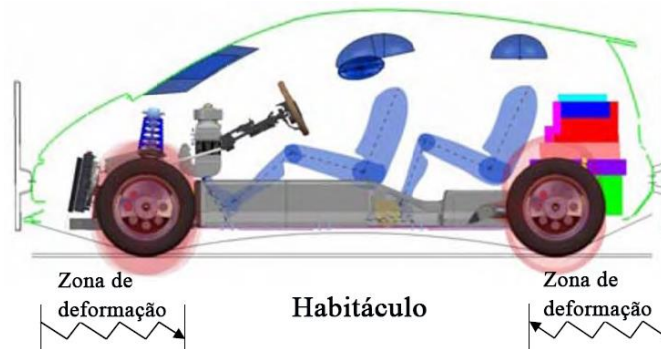


Figura 2 – Habitáculo e zonas de deformação. Adaptado de Keeler et al. (2017)

Os aços da classe de ultra alta resistência, do inglês *Ultra High Strength Steels* (UHSS) são aços complexos e sofisticados, com uma composição química cuidadosamente selecionada e uma microestrutura multifásica oriunda de processos fabricação com controle preciso de aquecimento e resfriamento. Desenvolvidos para aplicações estruturais na redução de peso, melhorando ou no mínimo, mantendo a mesma segurança do veículo diante de colisões, quando comparados a veículos de gerações anteriores, onde sua categoria para a primeira geração abrange os aços *dual phase* (DP), *transformation induced plasticity* (TRIP), *complex phase* (CP) e os aços martensíticos (MART) (Kuziak et al. (2008)).

As primeiras gerações dos aços DP e TRIP foram exclusivamente desenvolvidas para compor zonas estruturais dos veículos responsáveis por absorção de energia durante a colisão, as zonas de deformação. Para elementos estruturais que compõem o habitáculo do veículo, são utilizados os aços martensíticos ou ao boro, conhecidos como aços de estampagem a quente – PHS (*Press Hardening Steels*), resultando no aumento da segurança. E atualmente, há o desenvolvimento da terceira geração de aços AHSS com melhoramento na combinação limite de escoamento e ductilidade (Keeler et al., (2017)).

Para tanto, a indústria automotiva e fornecedores de componentes automotivos necessitam de ferramentas e técnicas que possibilitam dimensionar e prever as propriedades mecânicas desejadas para determinado elemento estrutural do veículo. Os aços estampados a quente representam uma boa alternativa para atender tais demandas, pois o controle de propriedades pode ser obtido, por exemplo, através do próprio processo de estampagem a quente, possibilitando a obtenção de peças com elevados níveis de resistência mecânica ou, dependendo de como são resfriados na prensa hidráulica, pode-se particionar suas propriedades mecânicas em uma única peça estampada, obtendo-se diferentes limites de escoamento e resistências em tração uniaxial (Naderi et al. (2011)). Este segundo método de propriedades sob medida, demonstrado na Figura 3, é chamado em específico de estampagem a quente por

partição, que consiste em aquecer regiões distintas de um único esboço a diferentes temperaturas e resfriá-las também a diferentes taxas de resfriamento, com o propósito de obter microestruturas variadas (George et al. (2012)).

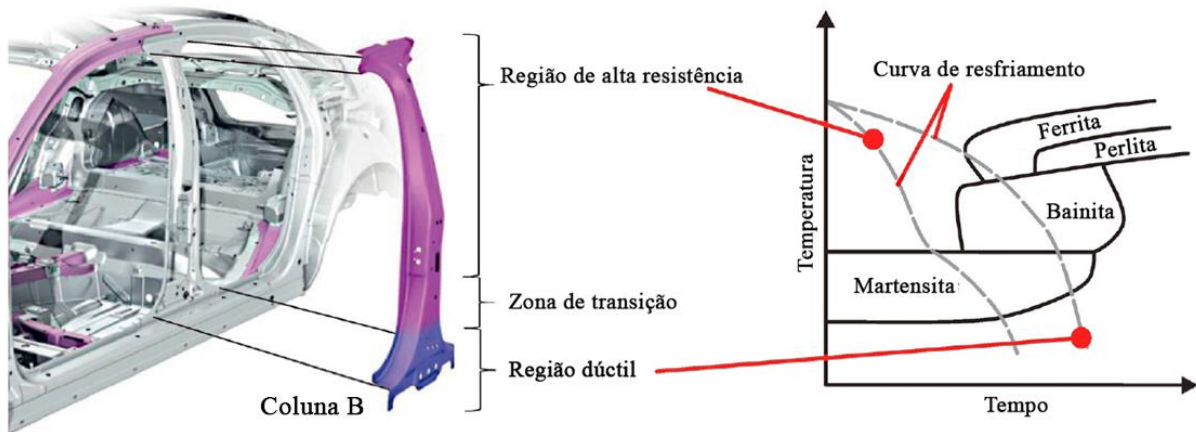


Figura 3 – A esquerda, esquema da coluna B de um veículo, produzido por estampagem a quente por partição. A direita, curva de resfriamento contínuo, demonstrando que a variação na taxa de resfriamento influencia na microestrutura formada. Adaptado de Behrens et al. (2014).

As microestruturas de característica multifásicas em um único esboço manifestam regiões com propriedades mecânicas distintas. Para investigar as propriedades mecânicas efetivas considerando as microestruturas formadas, os efeitos de transformação de fases, térmicos e condições referentes ao processo de conformação por estampagem a quente, modelos de homogeneização baseados na micromecânica são explorados para emprego na previsão das propriedades efetivas (Golling et al. (2016)).

### 3.2. Estampagem a quente

O processo de estampagem a quente tem recebido interesse considerável pela indústria automotiva, pelo fato de que a resistência a tração uniaxial dos aços conformados por este processo pode ultrapassar 1500 MPa. Além da boa repetitividade em larga escala de produção, quando comparado com a estampagem a frio (Fan et al. (2007)). Diante disso, estudos vêm sendo desenvolvidos até então para compreender a metalurgia física e as características que afetam a estrutura e propriedades mecânicas dos aços, pois, segundo Gorni (2010), é necessário considerar também que na estampagem a quente a temperabilidade do aço não é função exclusiva de sua composição química.



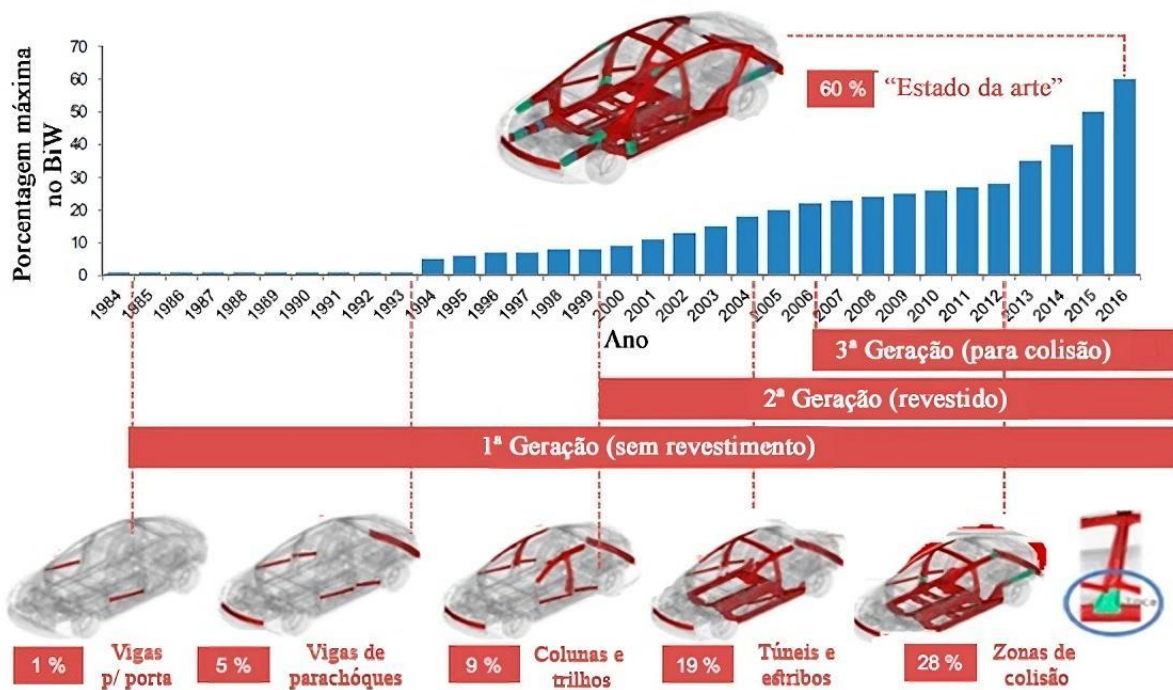


Figura 4 – Histórico do uso de peças estampadas a quente nas estruturas do tipo *BiW* dos veículos automotivos. Adaptado de Taylor & Clough (2018).

Componentes automotivos como, por exemplo, colunas laterais, vigas de para-choques, peças que compõem a estrutura das portas, entre outros, exigem alta resistência mecânica pois são utilizados em partes da estrutura veicular com o objetivo aumentar a segurança em caso de acidentes. A estampagem a quente é um método único de conformação que envolve um ciclo austenitização, deformação e resfriamento, caracterizado como termo-mecânico-metalúrgico e a Figura 4 apresenta a evolução histórica do seu uso na fabricação de peças empregadas na carroceria de um veículo. Este processo foi desenvolvido particularmente para aplicação de aços de alta e ultra-alta resistência na fabricação de estruturas veiculares. Em processos que empregam determinada taxa de resfriamento, pode ocorrer a transformação de fase adifusional, chamada martensítica, que leva à um aumento significativo de parâmetros de resistência na peça estampada (Güler et al., 2014; Karbasian & Tekkaya, 2010; Naderi et al., 2011; Miklos Tisza, 2017).

Conhecido no termo Inglês como *hot stamping*, a estampagem a quente veio como solução para produzir peças de pouca espessura e com geometria complexa, mas com boas propriedades mecânicas que proporcionam redução de peso do veículo ao mesmo tempo que aumenta sua resistência e segurança. Outro benefício desse processo de conformação a elevadas temperaturas e altas taxas de resfriamento, é a possibilidade de produzir peças de geometrias complexas eliminando-se os efeitos de retorno elástico, do Inglês *springback*, ocasionado

principalmente pela presença de tensões residuais distribuídas de forma heterogênea na peça estampada (Hein & Wilsius, 2008; Mori et al., 2005; Naderi et al., 2011).

A estampagem a quente foi desenvolvida e patenteada em 1977 por uma empresa sueca que a utilizava para fabricar lâminas de corte de equipamentos como cortadores de grama, sobre o registro de patente (GB1490535A). Em 1984, a Saab Automobile AB adaptou pela primeira vez um componente fabricado com aço ao Boro ao veículo Saab 9000 (Berglund, 2008). Desde então, o número de peças fabricadas por estampagem a quente no setor automotivo saltou exponencialmente de 3 milhões de componentes por ano em 1987 para 8 milhões em 1997 e em 2007 esse número chegou a aproximadamente 107 milhões de peças/ano (Aspacher, 2008).

Existem duas variantes na estampagem a quente, o processo indireto e o processo direto. De acordo com Karbasian & Tekkaya (2010), o processo direto é mais comum na conformação por estampagem a quente. Este processo consiste em aquecer um esboço de aço acima de sua temperatura de austenitização, permanecer por um tempo determinado nesta temperatura visando a estabilização da austenita formada e, em seguida, transfere-se o esboço para uma prensa na qual será conformado a quente. Por fim, a peça conformada é resfriada a uma determinada taxa de resfriamento, realizando-se uma têmpera na peça no próprio ferramental, conforme esquematizado na Figura 5. No processo indireto, há uma etapa de pré deformação realizada a frio, antes da peça ser aquecida até a temperatura de austenitização.

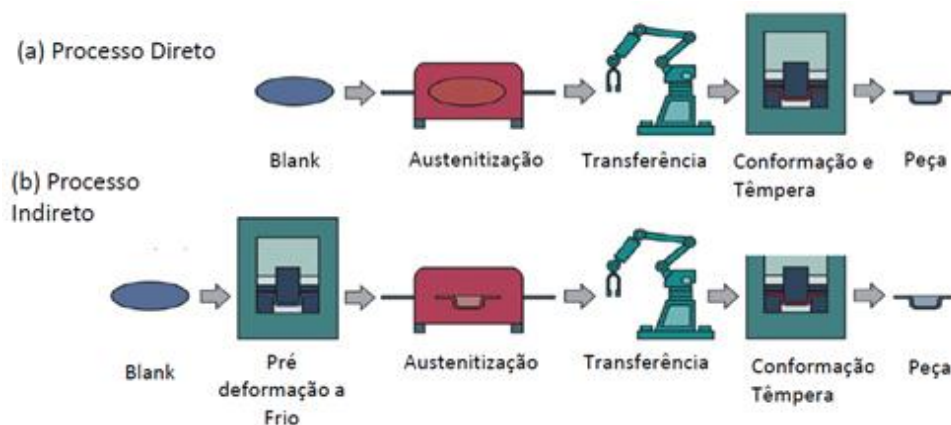


Figura 5 – Sequência esquemática dos processos de estampagem a quente. Adaptado de Karbasian e Tekkaya, (2010).

A estampagem a quente aliada aos novos tipos de aços disponíveis no mercado mundial, permite que montadoras fabriquem e utilizem componentes em diferentes partes da estrutura de seus veículos. Como um exemplo prático, a GM Chevy Silverado, foi lançada em 1998 nos Estados Unidos pesando 1.755 kg e 20 anos após o primeiro modelo, teve a importante redução

de 204 kg no peso, sendo 40 kg somente na carroceria. Além da evolução tecnológica inerente ao projeto do veículo e outros materiais empregados, é importante ressaltar que o veículo teve seu entre eixos aumentado em relação as gerações anteriores e isso tudo graças a utilização de materiais mistos e até sete diferentes tipos de aço em sua estrutura. Conforme esquematizado na Figura 6, pode se observar que uma estrutura veicular pode ter cerca de 11,9% com o uso dos aços avançados de alta resistência (AHSS), já aços de ultra alta resistência (UHSS) perfazem 7,2% do total e o aço ao boro corresponde a sigla PHS (Bachman, 2018)).

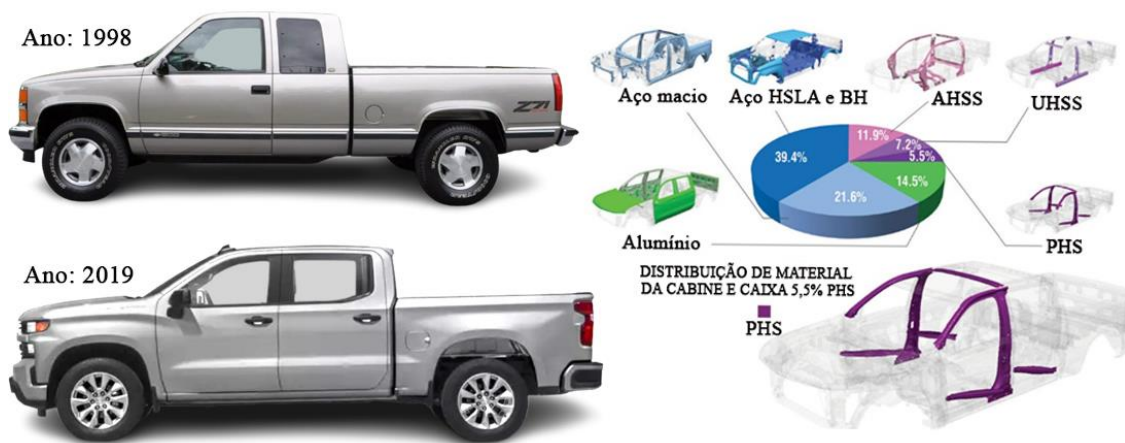


Figura 6 – Aços que compõem a estrutura do veículo GM Silverado. Adaptado de Bachman (2018).

Outro exemplo de peças estampadas a quente, neste caso unidas por soldagem a laser, mostrado na Figura 7, compõem a estrutura chamada de anel da porta do veículo RAM 2019. Este veículo, fabricado pelo grupo FCA, apresentou uma redução de massa em relação à mesma estrutura do modelo 2018 de cerca de 56 kg sendo grande parte associada ao uso dos aços avançados alta resistência. Esta parte do veículo corresponde à uma estrutura que pode ser composta por seis peças soldadas a laser, contendo materiais com variações de espessura e diferentes tipos de aço que são específicos para a estampagem a quente, configurando a necessidade de a estrutura prover elevada deformação e absorção de impacto em caso de colisão do veículo, além de otimizar a redução de peso do veículo (Bachman, 2018).

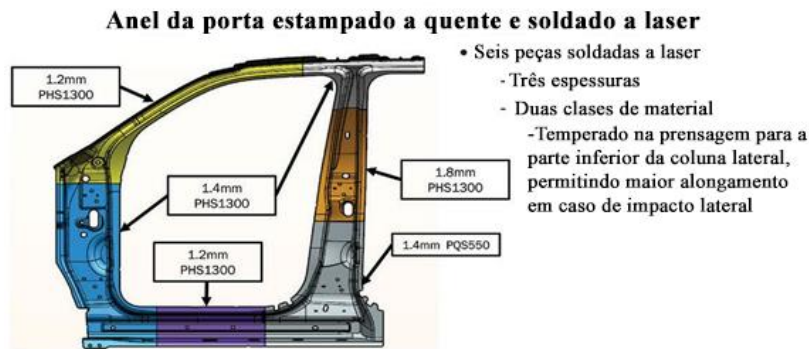


Figura 7 – Estrutura do anel da porta do veículo RAM produzido pelo grupo FCA. Adaptado de Bachman (2018).

Järvinen et al. (2016) argumentam que em termos das propriedades do produto final, os parâmetros da estampagem a quente direta podem ser primariamente listados em três categorias: (1) austenitização, (2) estampagem a elevada temperatura e (3) têmpera (resfriamento). Inúmeros estudos vêm sendo realizados para compreender a metalurgia física e as propriedades mecânicas dos aços 22MnB5. No processo de aquecimento em forno, estudos prévios como os de Lia et al. (2014), Venturato et al. (2017) e Yao et al. (2018), descrevem o ciclo ideal para austenitização, estampagem e têmpera de um aço 22MnB5. Este ciclo consiste em elevar a temperatura com uma taxa de aquecimento constante acima de  $A_{c3}$ , em torno de  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ , manter o esboço encharcando por um tempo de cerca de 5 minutos para obter austenita uniforme e resfriar através do ferramental até temperatura ambiente com no mínimo o valor da taxa de resfriamento crítico para formação de microestrutura martensítica, garantindo tensão de escoamento típica para este aço entre 1500 e 1600 MPa, como demonstra a Figura 8.

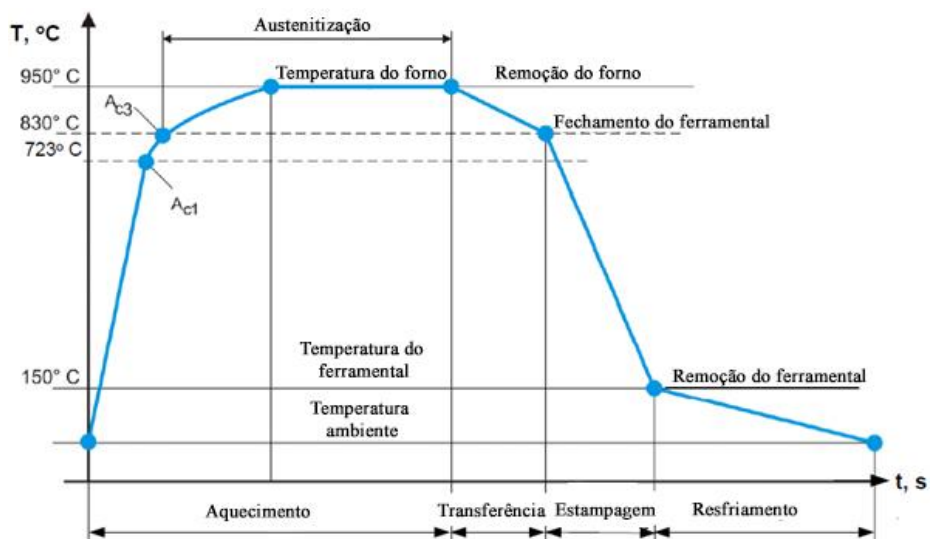


Figura 8 - Temperatura X tempo no processo de estampagem a quente. Adaptado de Miklos Tisza & Czineg (2018).

Os estudos que focam nos parâmetros e nos materiais empregados na estampagem a quente abordam três linhas de pesquisas, a saber, (1) as características do processo de estampagem e comportamento do material estampado; (2) o desenvolvimento do processo e de materiais empregados e (3) as simulações numéricas do processo. Pesquisadores estão interessados em características resultantes do processo como propriedades mecânicas e microestruturais do material, limites de conformação e estampabilidade, transferência de calor e atrito entre ferramental e material e o comportamento do material estampado (J. Zhou, Wang, WangHuang, et al., 2014).

He et al. (2011) realizaram um estudo das propriedades mecânicas do aço 22MnB5 quando resfriado por meio de um ferramental e verificaram que a temperatura e o tempo de permanência na austenitização afetam diretamente as propriedades mecânicas. Isto sugere que para obter uma boa combinação de alta resistência ao escoamento, dureza e ductilidade, o aço ao Boro deve ser austenitizado em forno a uma temperatura entre 880 – 910 °C com um tempo de encharque de 300 segundos (5 minutos), conformado e, por fim, resfriado. Tempos ou temperaturas de austenitização diferentes podem aumentar ou diminuir dureza ou limite de escoamento.

Järvinen et al. (2016) relacionaram a influência da deformação plástica a quente da austenita em quatro diferentes microestruturas iniciais para chapas comerciais de aços 22MnB5. Estes autores avaliaram duas rotas de austenitização a 900°C variando o tempo de permanência entre 180 e 450 s. Os resultados de Järvinen et al. (2016) mostram que o limite de resistência e o alongamento uniforme dependem da microestrutura inicial quando estampados de forma considerada padrão. Ainda, o tamanho de grão austenítico formado durante a austenitização influencia na morfologia da martensita e as propriedades relativas à tração uniaxial são independentes da taxa de deformação empregada. Os autores sugerem que ainda existem campos a serem explorados tanto em relação aos graus de ultra-alta resistência quanto à otimização do processo de estampagem a quente de aços ao Boro.

Zhou et al. (2014) também investigaram o comportamento de um aço 22MnB5 e sob condições de estampagem a quente ressaltando que existem quatro parâmetros importantes no processo de estampagem a quente: a temperatura de austenitização, o tempo de encharque, a temperatura inicial de deformação e a taxa de resfriamento. Porém, estes autores consideram as etapas de austenitização e resfriamento no ferramental como sendo estágios pivôs do processo. Portanto, a austenitização insuficiente e ou a baixa temperatura de encharque podem resultar na microestrutura com pequenas quantidades de perlita não dissolvida, fragmentos de ferrita,

limitando assim a formação de martensita. Em contrapartida, elevados tempos e temperatura de austenitização, podem fazer com que ferrita e perlita sejam completamente transformadas em martensita após resfriamento (He et al., 2011; J. Zhou, Wang, WangHuang, et al., 2014).

O processo de estampagem a quente permite também, o que Bok et al. (2015) definem como a possibilidade de controlar a difusão e as transformações de fases. Deste modo, é possível obter peças sob medidas que resultem em elevados limites de resistência e aliado à ductilidade. Este conceito de fabricação é conhecido como estampagem a quente por partição ou sob medida e ocorre por meio de modificações estratégicas efetuadas no ferramental para que se controle a condutividade térmica e taxa de resfriamento.

### 3.3. O aço 22MnB5

Pertencente à classe dos UHSS, o aço 22MnB5 é o mais comumente utilizado pela indústria automotiva. Também conhecido como aço do tipo ao Boro, Manganês ao Boro, martensítico ou em Inglês como *Press Hardening Steel* (PHS). Sua composição química não é padronizada, mas faz com que seja comercialmente empregados nas colunas do tipo A, B, C e travessas de reforço ou caixa de ar, como demonstra a Figura 9. Por meio do processo de estampagem a quente, o limite de resistência a tração uniaxial deste aço pode atingir valores de 1500 MPa, graças a formação de uma microestrutura predominantemente martensítica (He et al., 2011; Karbasian & Tekkaya, 2010; Li, 2013; Naderi, 2007).

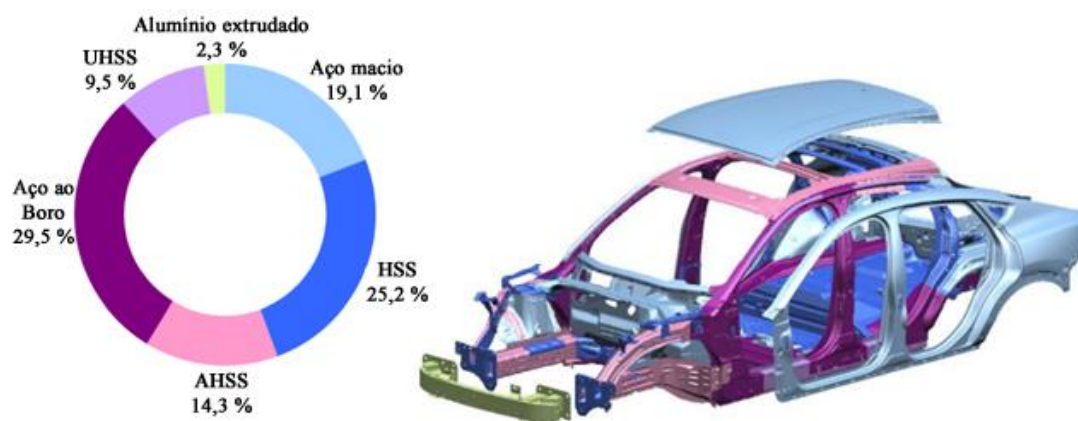


Figura 9 – Aços que compõem a estrutura (BiW) do Ford Mustang 2021 Mach E. Adaptado de Smith (2021).

Para atingir elevados níveis de resistência mecânica, faz-se necessário melhorar a contribuição de alguns mecanismos de encruamento no aço 22MnB5, como, por exemplo,

endurecimento por solução sólida por elementos intersticial ou substitucional, endurecimento por precipitação, por refino de grão, efeito das discordâncias (encruamento) e transformações de fase (Spindler et al., 2005). Visando a aplicação no setor automotivo com peças fabricadas via estampagem a quente, a composição química do aço ao Boro foi refinada para obter a melhor combinação entre propriedades mecânicas finais, custos de processamento e soldabilidade, resultando hoje na liga mundialmente conhecida como 22MnB5. Quando comparada às peças por estampagem a frio ou que empregam os aços bifásicos (DP) e alta resistência com baixa liga (HSLA), o produto final com aço 22MnB5 atinge menores espessuras, que leva a redução de massa dos veículos, sem comprometer a proteção anti-intrusiva em caso de acidentes. (Taylor et al., 2017; Taylor & Clough, 2018).

### **3.3.1. Características**

Em ligas de metais, a microestrutura é comumente caracterizada pelas fases presentes, correspondentes frações volumétricas e a maneira como estão distribuídas ou suas morfologias. A microestrutura de um metal depende dos elementos de liga presentes, suas concentrações, e o tratamento térmico pela qual a liga passa (Callister & Rethwisch, 2020). Os efeitos do(s) tratamento(s) térmico(s) podem gerar uma microestrutura composta de uma única fase ou combinações de duas ou mais fases (Eller et al., 2014).

O aço 22MnB5, após laminação e recozimento, tem sua microestrutura composta pela fase ferrita, formando uma matriz recristalizada e uma segunda fase formada por perlita, homoganeamente dispersa, como demonstra a Figura 10. Nesta condição, o aço 22MnB5 apresenta limite de resistência próximo a 550 - 600 MPa e limite de escoamento de cerca de 350 MPa, tornando-o inadequado para aplicação automotiva por apresentar baixa resistência mecânica, porém, alta ductilidade. (Karbasiyan & Tekkaya, 2010; Li, 2013; Venturato et al., 2017; Ximenes, 2018). Após estampagem a quente do aço 22MnB5, torna-se possível obter uma microestrutura totalmente martensítica com limite de resistência próximo a 1500 MPa.

A composição química do aço 22MnB5 pode variar entre os diferentes fabricantes e na Tabela 1, encontram-se os valores em percentual de massa do aço comercial USIBOR® 1500 produzido pela ArcelorMittal (Zhang et al., 2019). Ademais, dependendo da estratégia adotada, após estampagem a quente, a microestrutura final pode apresentar uma matriz de martensita com pequenas frações de ferrita ou austenita retida (Neto & Quente, 2017).

Tabela 1 - Composição química de um típico aço 22MnB5 (USIBOR<sup>®</sup> 1500) em percentual de massa. Adaptado de Zhang et al. (2019).

C	Si	Mn	P	S	Cr	B	Al	Ti
0,2220	0,2590	1,2120	0,020	0,010	0,1912	0,0038	0,0362	0,386

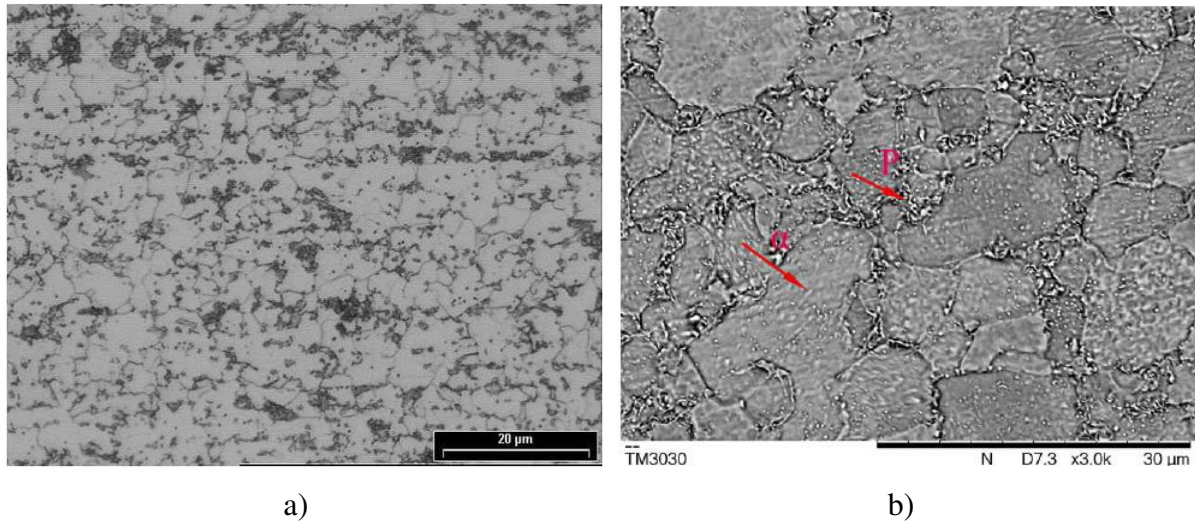


Figura 10 – Microestruturas das matrizes ferrítica-perlítica do aço 22MnB5 como recebido para a) após galvanização, obtida via Microscópio óptico e b) USIBOR<sup>®</sup> laminado e recozido, onde  $\alpha$  é ferrita e P a perlita, obtida via Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). (Ximenes, 2018; Zhang et al., 2019).

Eller et al. (2014) avaliaram o comportamento mecânico em tração uniaxial de três diferentes composições microestruturais do aço 22MnB5, contendo perlita/ferrita, bainita e apenas martensita. Na Figura 11, as curvas tensão - deformação de engenharia obtidas por Eller et al. (2014) para as amostras com matriz ferrítica/perlítica e apenas martensítica, apresentam valores máximos para resistência a tração de 600 e 1500 MPa, respectivamente. Por outro lado, a amostra com microestrutura bainítica possui uma resistência mecânica intermediária com cerca de 750 MPa.



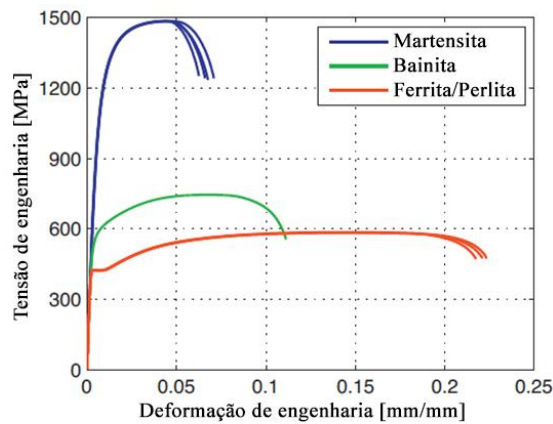


Figura 11 - Resultados de um ensaio padrão de tração uniaxial esboçando a Curva Tensão x Deformação de engenharia para o 22MnB5 de mesma composição química e três diferentes microestruturas. Adaptado de Eller et al. (2014).

Diferentes composições químicas e tamanhos de grão além de condições intrínsecas ao processo de conformação do aço 22MnB5, como as temperaturas de austenitização e deformação, taxas de deformação e resfriamento, são alguns dos parâmetros que permitem desenvolver microestruturas com composições de fases mistas (Bok et al., 2015; Nikravesch et al., 2015). Os diagramas TRC (Transformação por Resfriamento Contínuo) ou comumente encontrados na literatura em inglês como CCT (*Continuous Cooling Transformation*), relacionam as transformações de fases ao resfriamento contínuo. Estes diagramas são influenciados principalmente pelo tamanho de grão austenítico e a quantidade adicionada de elementos de liga e sua natureza (Ximenes, 2018). O conhecimento da composição das fases, morfologia e interpretação das transformações microestruturais relacionadas ao diagrama TRC, permite aprimorar as propriedades no processamento dos aços de estampagem a quente. (Grajcar et al., 2014; Ximenes, 2018). De acordo com Naderi (2007), é evidente que as transformações de fases que ocorrem durante a estampagem a quente dependem de fatores relevantes como o procedimento de austenitização, composição química do material e da taxa de resfriamento.

Com o propósito de aplicação na indústria automobilística e garantia de que a peça apresente alta resistência mecânica proveniente da formação de uma microestrutura totalmente martensítica, utiliza-se uma taxa de resfriamento no processo de conformação para o aço 22MnB5 de valor igual ou acima de um valor mínimo, denominado taxa de resfriamento crítica, em que garante a formação de uma microestrutura difusional, majoritariamente martensítica (Ximenes et al., 2018).

Naderi (2007) elaborou o diagrama TRC do aço 22MnB5 através de ensaios no dilatômetro Bähr DIL 805 com ciclos térmicos que com taxa de aquecimento de 200 °C/min

até 900 °C, encharque por cinco minutos nessa temperatura, seguido de várias taxas de resfriamento. Em seguida, foram realizadas análises das microestruturas resultantes nas amostras e medidas de dureza. Os resultados obtidos por Narderi (2007) indicam uma taxa crítica de resfriamento de 25 °C/s para obtenção de uma microestrutura final martensítica.

Nikraves et al. (2015) avaliaram as transformações de fases do aço 22MnB5 também utilizando o dilatômetro Bahr 805 para simular as condições de estampagem a quente. Aplicando uma temperatura de austenitização de 900 °C, tempo de encharque de 5 minutos e múltiplas taxas de resfriamento em um ambiente à vácuo, estes autores determinaram o diagrama TRC mostrado na Figura 12. Este diagrama indica que a transformação para uma microestrutura completamente martensítica pode ser alcançada com a taxa de resfriamento acima de 16 °C/s. Com uma taxa de 40 °C/s, é possível observar que a curva de resfriamento contínuo se afasta consideravelmente da região de formação da bainita.

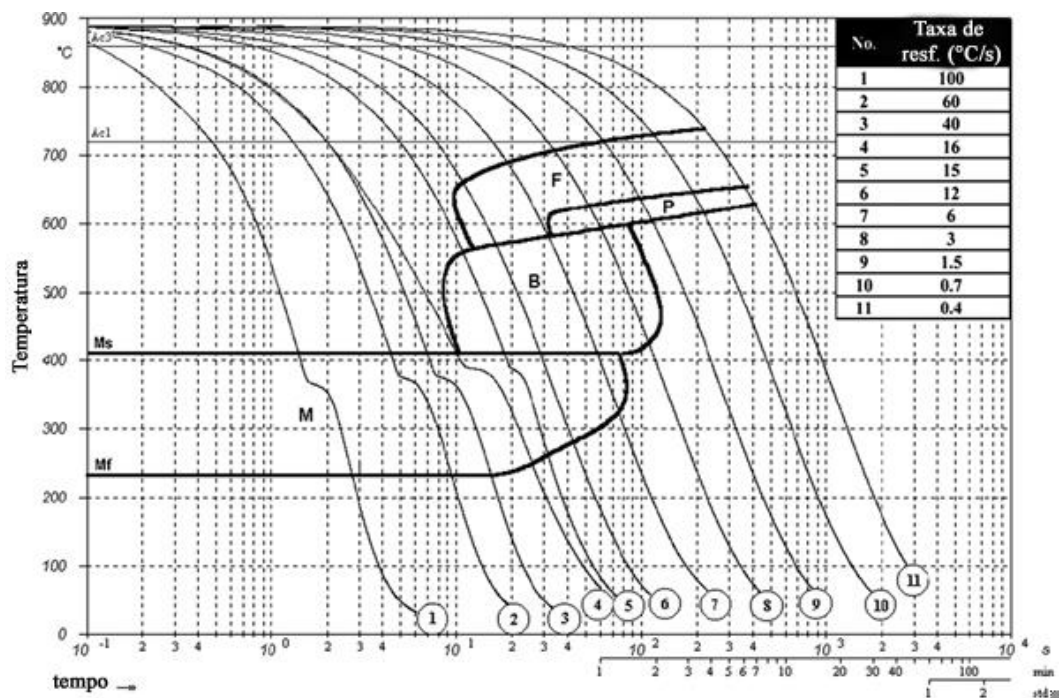


Figura 12 - Diagrama CCT do aço 22MnB5. Adaptado de Nikraves et al. (2015).

Zhou et al. (2014) apontam que a deformação no estado austenítico acelera a difusão do Carbono e o aumento dos locais de nucleação, deslocando a zona ferrítica para a esquerda no diagrama TRC. No aço 22MnB5, este efeito aumenta a taxa crítica de resfriamento para obtenção de uma microestrutura 100 % martensítica. A explicação é que a deformação da austenita melhora a resistência da própria austenita, dificultando a formação de martensita.

Zhang et al. (2019) estudaram a transformação de fases do aço comercial

USIBOR® 1500 revestido com Alumínio e Silício. Este foi submetido ao aquecimento a 900 °C em forno, encharque por alguns minutos, seguido de conformação e resfriamento para formar a estrutura desejada. Os autores discutem que para o ciclo adotado a taxa de resfriamento que garante a formação da maior fração de martensita, deve ser maior que 27 °C/s.

Ximenes et al. (2020) determinaram as transformações sob resfriamento contínuo do aço 22MnB5 com revestimento de Ferro e Zinco, mostradas no diagrama da Figura 13, indicando que para as taxas de resfriamento acima de 30 °C/s é possível conseguir uma microestrutura totalmente martensítica.

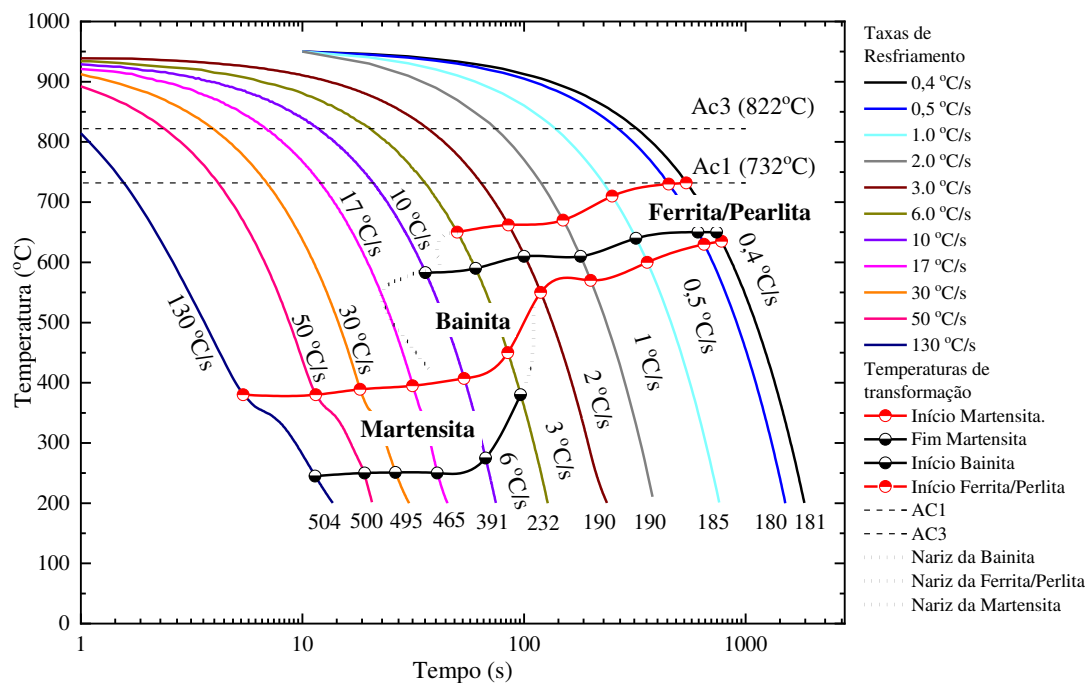


Figura 13 - Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo do aço 22MnB5 com revestimento Fe-Zn. Ximenes et al. (2020).

Reitz et al. (2022) avaliaram a influência do processamento termomecânico na microestrutura e propriedades mecânicas do aço 22MnB5 conforme demonstra a Figura 14. Em uma das condições de ensaio para avaliar as microestruturas resultantes, corpos de prova não revestidos do aço 22MnB5 com 2 mm de espessura foram submetidos à 950 °C para austenitização, 300 segundos de encharque e resfriados a uma taxa de 32 °K/s até temperatura ambiente, porém, com 0% de deformação. A análise sob perspectiva de início e fim da transformação de fases e microestruturas existentes para o ciclo térmico proposto infere que, a completa austenitização a temperaturas entre 900 e 950 °C seguida da taxa de resfriamento de 32 °K/s, resulta na formação 100 % martensítica independente do tempo de encharque.

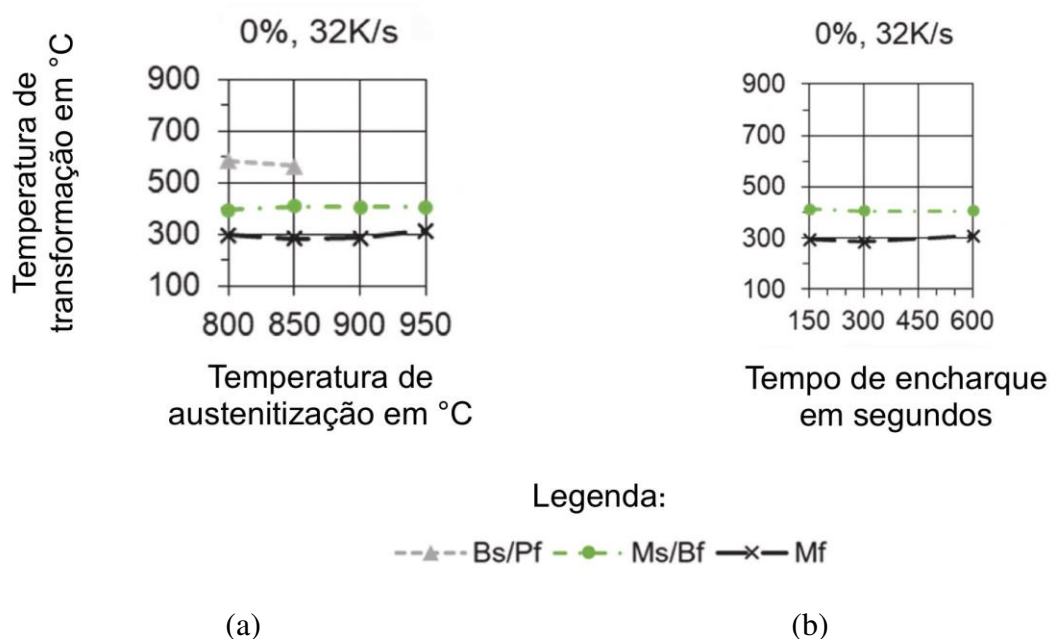


Figura 14 – a) Influência da temperatura de austenitização nas temperaturas de transformação após encharque de 300 segundos e b) influência do tempo de encharque nas temperaturas de transformação, ambos com resfriamento por ar comprimido na taxa de 32 K/s e 0% de deformação. Bs = início da Bainita, Bf = fim da Bainita, Pf = fim da Ferrita, Ms = início da Martensita, Mf = fim da Martensita. Adaptado de Reitz et al. (2022).

Com o propósito de avaliar a influência da temperatura de aquecimento nas propriedades mecânicas, Mu et al. (2017) demonstraram que as regiões de uma chapa aquecidas a 900 °C apresentaram a fração volumétrica de martensita, após resfriamento sob 50 °C/s, próxima de 1. Por outro lado, as regiões aquecidas em temperaturas menores, 700 °C, 750 °C, 800 °C e 850 °C a fração de martensita foi de 0, 0,25, 0,73 e 0,94, respectivamente.

A análise de Reitz et al. (2022), sob a perspectiva análise microestrutural para condição demonstrada na Figura 15 de 0% de deformação e resfriamento com taxa de 32 °K/s, diz que com temperaturas de austenitização entre 900 e 950 °C a microestrutura formada é 100 % martensítica e também independe do tempo de encharque no intervalo proposto de 150 a 600 segundos.

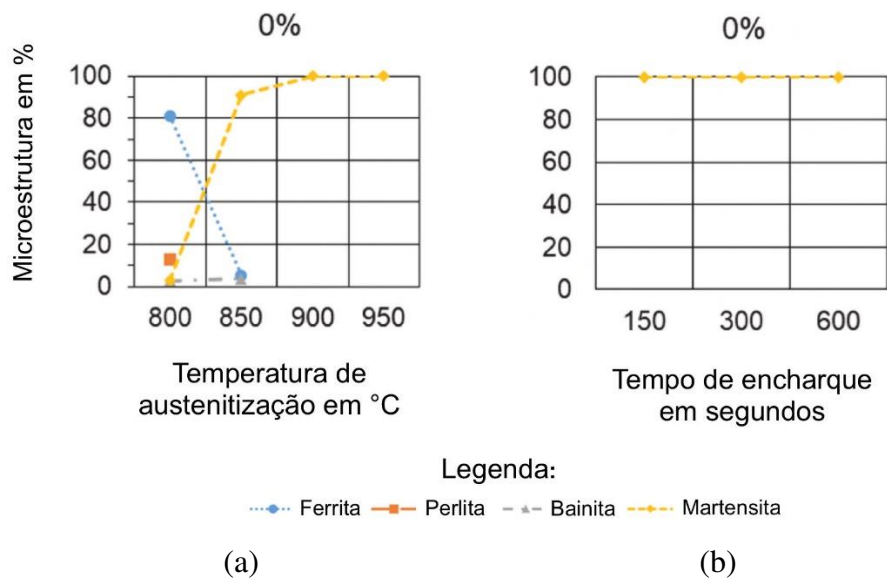


Figura 15 – a) Influência da temperatura de austenitização na microestrutura resultante após encharque de 300 segundos e b) influência do tempo de encharque na microestrutura resultante, ambos com resfriamento por ar comprimido na taxa de 32 K/s e 0% de deformação. Adaptado de Reitz et al. (2022).

Segundo Naderi (2007), a microestrutura martensítica com estruturas morfológicas na forma de ripas apresenta uma melhor combinação de ductilidade e resistência no produto final. Das et al. (2003) afirmam que a influência da fase martensítica criada após o processo de estampagem a quente não é função somente da morfologia, mas também de variações da fração volumétrica das fases presentes, tamanho de grão e distribuição das mesmas. Reitz et al. (2022) demonstram com os resultados de dureza, a influência do tratamento termomecânico com relação a temperatura de austenitização e o tempo de encharque na condição de deformação para 0, 10 e 20 %, após o resfriamento com ar comprimido sob 32 °K/s. É possível observar na Figura 16 (a) que temperaturas de encharque entre 900 e 950 °C sob 300 segundos apresentam pouca alteração nos valores de dureza para cada condição de deformação. Na Figura 16 (b) o tempo de encharque entre 150 e 600 segundos não implica em alterações consideráveis na dureza. Já com 300 segundos, a amostra que não sofre deformação apresentou maior dureza.

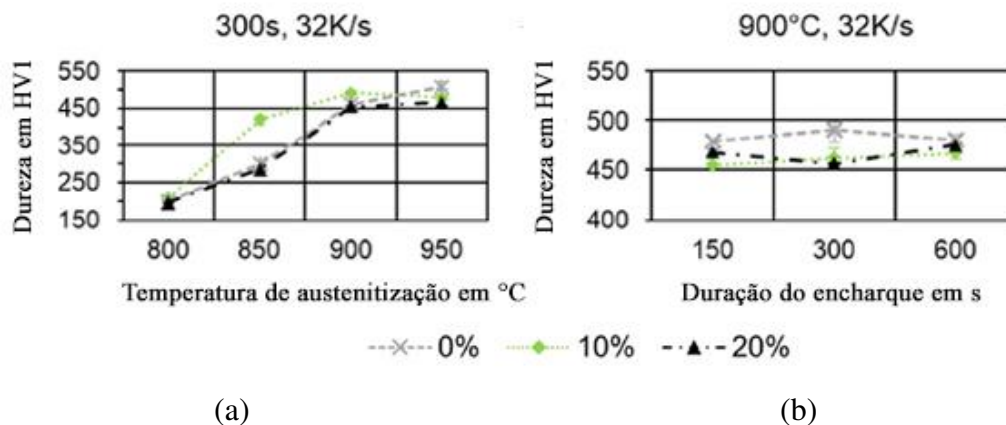


Figura 16 –Influência do tratamento termomecânico nos resultados de dureza para 0, 10 e 20 % de deformação. Adaptado de Reitz et al. (2022).

### 3.3.2. Elementos de liga

Os aços que recebem adição de elementos de ligas, em geral, têm como objetivo a melhoria de características e propriedades mecânicas. Correlacionar apenas os efeitos dos elementos de liga diretamente com as propriedades mecânicas finais em um determinado aço resultaria em uma tentativa frustrada, pois é sabido que tais características dependem também da proporção dos elementos constituintes, quantidade de Carbono presente no aço. Ademais, não menos importante quanto o processo de fabricação do aço, podem haver tratamentos ou ciclos termomecânicos que irão afetar morfológicamente a microestrutura (Bain, 1939).

Os elementos de liga são adicionados basicamente para atender as seguintes funções: (1) temperar o material, (2) reduzir distorções ou defeitos causados por tratamentos térmicos de aquecimento, (3) melhorar o nível de dureza, (4) aumentar a resistência a abrasão para determinado nível de dureza, e (5) garantir boas propriedades mecânicas a elevadas temperaturas (Sinha, 2002).

Desde o desenvolvimento dos aços ao Boro, estudos vêm sendo realizados para compreender a influência dos elementos de liga nos aspectos metalúrgicos, principalmente nos campos de fase que compõem o diagrama TRC. Além do Carbono, como sendo o elemento que possui a maior influência nas propriedades após têmpera, cabe destacar o Manganês e o Boro. (El-Shennawy et al., 2016; Mohrbacher, 2015; Sharma et al., 2019; Taylor et al., 2017).

Mohrbacher (2015) demonstra na Figura 17(a), o diagrama TRC de um aço de estampagem a quente e as linhas de campos que correspondem a composição química de 0,24% de Carbono, 0,25% de Silício, 1,25% de Manganês, 0,15% de Cromo e 25 partes por milhão (ppm) de Boro. As linhas tracejadas em preto mostram curvas de resfriamento contínuo para

determinadas taxas de resfriamento e as setas em branco indicam a direção que as linhas de campo tendem a se movimentar caso sejam adicionados os elementos de liga descritos pelas siglas. Percebe-se pela Figura 17(b) o deslocamento para a direita das linhas de campo em cinza claro e sem adição Boro, quando comparada com as linhas em preto que possui uma porcentagem menor de Carbono e Cromo mas adição de Manganês e Boro. O resultado demonstra a redução da taxa de resfriamento de 40 para 30 °C/s na composição química com a adição de Manganês e Boro para a transformação 100 % martensítica.

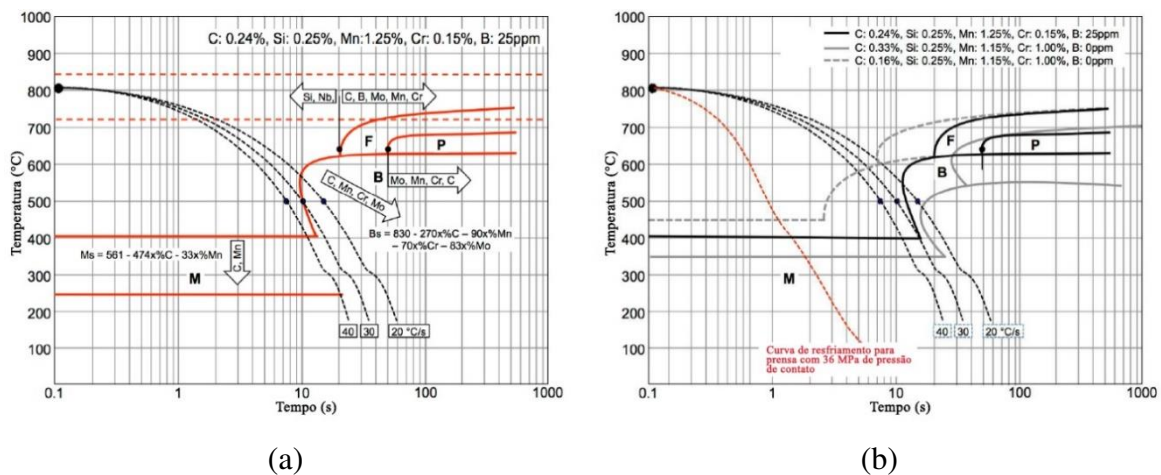


Figura 17 - Influência na adição de elementos de liga na curva de resfriamento contínuo do 22MnB5. Adaptado de Mohrbacher (2015).

O Manganês segundo Narderi (2007), contribui significativamente na temperabilidade, afetando a resistência e dureza do aço. Quando em excesso reduz a ductilidade e soldabilidade do aço. Ximenes (2018) acrescenta que o Manganês é o principal elemento utilizado nos aços para estampagem a quente pois reduz a temperatura de início de transformação martensítica, aumenta a solubilidade do carbono na austenita e atrasa as transformações difusionais como a bainítica e perlítica, necessitando o uso de menores taxas de resfriamento no processo de estampagem a quente. Entretanto, este elemento em excesso com altas quantidade de silício, dificulta a aderência do Zinco em aços revestidos por galvanização.

O Manganês é um dos elementos de liga presente em maiores quantidades no aço 22MnB5. Byun et al. (2003) apresentam um estudo que descreve a influência deste elemento na microestrutura de aços com baixo Carbono e pequenas adições de Titânio. Os resultados demonstram que aumentando a concentração de Mn, é possível suprimir a nucleação de grãos grosseiros de ferrita alotriomórfica. Foi observado também que as concentrações de Mn em percentual de massa maiores que dois, promovem a nucleação de ferrita acircular. Oliveira (2007) demonstra que grandes presenças de ferrita acicular em aços microligados com

estruturas multifásicas, está correlacionada a propriedades mecânicas que combinam a melhora na resistência mecânica à tração e ductilidade.

Song et al. (2005) avaliaram o efeito da quantidade de Manganês na microestrutura e propriedades mecânicas de dois aços 0,2% C-Mn. A microestrutura dos aços consiste em grãos de ferrita ultrafinos e partículas globulares de cementita. Com a alteração de Mn em porcentagem de massa de 0,74 para 1,52, o tamanho médio do grão de ferrita diminuiu de 1,3 para 0,8  $\mu\text{m}$ . Ainda, o formato do grão passou a ser mais equiaxial e aumentou de 64 para 73 % a fração de contornos de grãos mais angulares. A adição de Mn retarda a formação de ferrita e perlita e em altas concentrações acaba por refinar os grãos compostos por estas duas fases, pois segundo os autores, está atribuído ao efeito de enriquecimento de Mn nas partículas de cementita, tornando-as mais finas. Esses valores resultaram no aumento das tensões limite de escoamento e resistência a tração em 80 MPa, porém, mantendo boa ductilidade.

Balachandran et al. (2019) observaram no aço C-Mn ligado ao Boro que a presença do Manganês junto ao Silício pode causar o aumento na dispersão da ferrita durante processos de deformação a quente, agindo como um mecanismo adicional de nucleação para transformações eutetóides. Maalekian (2007) explica, com base no diagrama de equilíbrio Fe-C, que os elementos de liga afetam quantitativamente a temperatura eutetóide, aumentando ou diminuindo conforme adição dos mesmos. No caso do Manganês, a Figura 18 demonstra a influência deste elemento de liga sobre o ponto eutetóide.

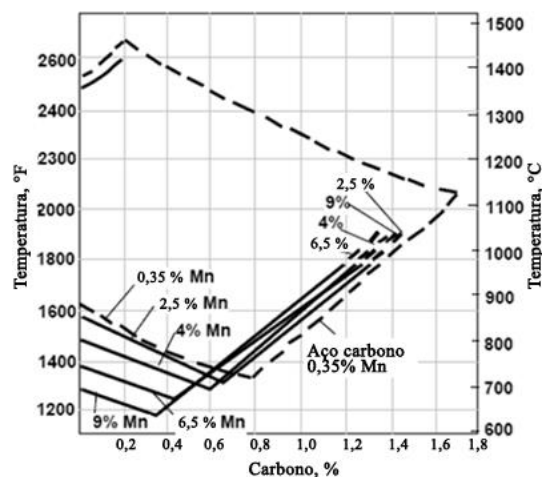


Figura 18 – Representação do efeito de adição de manganês para o campo austenítico em um diagrama de equilíbrio ferro carbono. Adaptado de Maalekian (2007).

Morawiec et al. (2020) realizaram um estudo da cinética de transformações de fases em um aço C laminado a quente com 4,7% de Mn e 1,6 % de Al, que foi submetido a diferentes tratamentos térmicos, demonstrando a influência destes elementos. Duas das três condições



estudadas, demonstraram não haver transformações bainíticas ou ferríticas influenciadas pelos tratamentos térmicos adotados. A quantidade de Al presente na composição química deveria acarretar na transformação da austenita em ferrita alfa, e além disso, acelerar as cinéticas da bainita e ferrita durante os tratamentos térmicos. A explicação para a não ocorrência das transformações esperadas devido ao elemento de liga Al se deve à grande quantidade de Mn que age como estabilizante da austenita. Portanto, o Mn apresentou maior influência na redução da energia de ativação para a transformação da austenita em ferrita alfa.

O Boro pode ser uma alternativa econômica para melhorar a temperabilidade quando comparado com outros elementos ligas como Níquel, Cromo, Molibdênio e Manganês. Quantidades pequenas, em torno de 0,0005%, aumentam significativamente a temperabilidade do aço, e diversos estudos desde então, buscam compreender os efeitos do Boro (Spretnak e Speiser, 1952). Kapadia (1987) comparou a resposta ao tratamento térmico e rigidez de três classes de aços com adição de boro, com um aço sem adição de Boro. O autor demonstrou que a adição controlada de Boro em aços processados termicamente, é uma estratégia de baixo custo que beneficia a temperabilidade e não compromete características relacionadas a rigidez. O resultado favorece a produção da microestrutura martensítica em aços de baixo e médio carbono depois de resfriados em água agitada.

Åkerström e Oldenburg (2006) ao investigar o efeito da decomposição da austenita durante a estampagem a quente de um aço ao Boro, concluem que a adição de Boro em excesso leva a formação de boretos nos contornos de grão austenítico, conhecidos por aumentar a nucleação da ferrita. Em outras palavras, estes boretos resultam na necessidade de uma maior taxa de resfriamento para que a transformação martensítica aconteça por completo. Além disso, o Boro tem alta afinidade com o Oxigênio e o Nitrogênio, podendo ser transformado em óxido ou nitreto de boro, que não são benéficos para a microestrutura. Portanto, é comum a adição de elementos como Al e Ti que atuam com o propósito de controle e proteção à essas transformações.

O Boro segundo Karbasian e Tekkaya (2010) é o elemento que mais influencia na temperabilidade, retardando a transformação em microestruturas mais suaves, melhorando a distribuição da microestrutura martensítica. Para Gorni (2010), as adições de boro em teores na ordem de milésimos de porcentagem são muito eficazes para atrasar a transformação ferrítica, ou seja, quando presente na forma de solução sólida, segrega para os contornos de grão austenítico impedindo a nucleação da ferrita. Entretanto, há a necessidade de adição de elementos de ligas suplementares para evitar reações do boro com o oxigênio e nitrogênio e o excesso deste elemento leva a formação de boretos nos cotornos de grãos austeníticos.

De Moor et al. (2011) estudaram o efeito do Boro na decomposição da austenita para aço fio máquina com teor elevado de Carbono, em torno de 0,80. A resposta dilatométrica durante a transformação austenítica foi medida pelo sistema da Gleeble empregando diferentes taxas de resfriamento. O Boro foi adicionado (62 ppm) com uma razão estequiométrica de acordo com os níveis de Nitrogênio (43 ppm), na tentativa de minimizar a reação que causa a presença de N livre na composição do aço. Os resultados demonstraram que a adição de Boro, combinado ao Nitrogênio, causou aumento nos constituintes proeutetóide e na cinética de transformação da perlita, agindo de forma inversa do que seria o efeito de potencializar a temperabilidade.

Segundo Akerström e Oldenburg (2006), o Boro quando adicionado em pequenas quantidades em aços com baixo teor de carbono, além de reduzir a formação de ferrita poligonal, também diminui a formação de perlita, afastando a curva de transformação bainítica, tornando o aço altamente temperável. A Figura 19, ilustra através de uma curva de resfriamento contínuo o efeito da adição de Boro para um aço médio Carbono ao Mn, sob efeitos do processo de estampagem a quente.

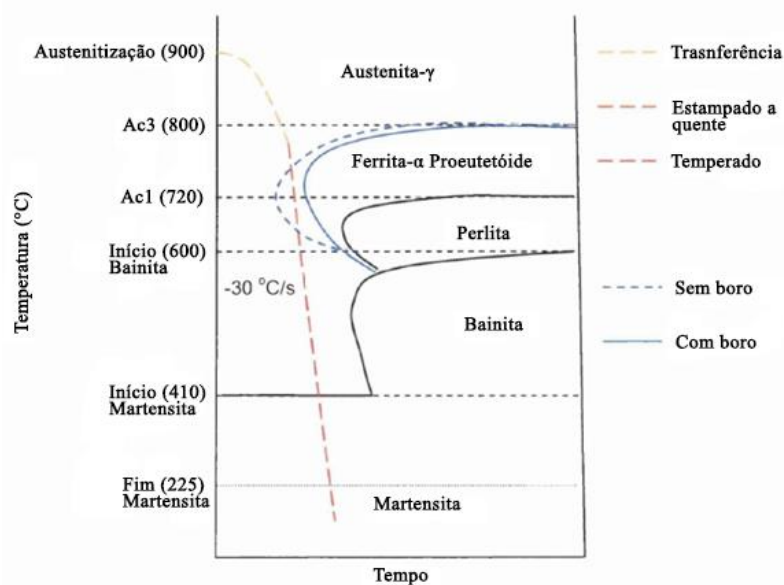


Figura 19 – Influência do boro na estampagem a quente demonstrado por uma curva de resfriamento contínuo para um aço de médio carbono ao manganês. Adaptado de Taylor, (2014).

Naderi (2007) em seu estudo obteve valores para limite de resistência acima de 1400 MPa avaliando-se diferentes aços ligados ao Boro. A adição de Boro age como agente de endurecimento e fornece uma boa conformabilidade de peças com geometrias mais complexas. Após o processo de estampagem a quente, os aços 22MnB5 podem exibir limites de resistência

acima de 1500 MPa e limites de escoamento de 1100 MPa. Graças as essas características, os aços ligados ao Boro, sobretudo a classe 22MnB5 são amplamente empregados na estampagem a quente devido ao produto obtido oferecer alta resistência mecânica, pouco ou nenhum retorno elástico, resultados desejados pela indústria automotiva.

Balachandran et al. (2019) examinaram o comportamento de aços ao Boro sob três condições de processamento, acompanhando a evolução da microestrutura e propriedades mecânicas. Os autores observaram que a quantidade de ferrita é menor devido à adição de Boro e que geralmente também retarda a transformação perlítica. O Boro precisa estar em solução sólida para a ter o efeito de têmpera, pois o Nitrogênio presente nos aços tende a se unir ao Boro, deixando-os termodinamicamente estáveis e formando o composto químico chamado Nitreto de Boro (BN). Com o objetivo de evitar essa união, adiciona-se o Titânio ao aço para capturar o Nitrogênio, formando o Nitreto de Titânio (TiN), considerado mais estável que o BN. O TiN controla o tamanho do grão durante os tratamentos termomecânicos possibilitando melhor refino de grãos.

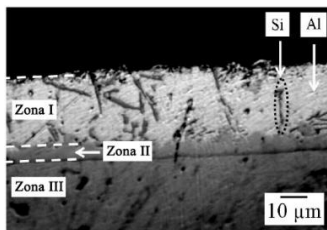
De forma geral, quanto maior o teor de elementos de liga de um aço, menor será a sua taxa de resfriamento crítica, a qual, que reduz a velocidade de resfriamento necessária para que a austenita se transforme totalmente em martensita (Gorni, 2010). Isso contribui para simplificar o projeto de resfriamento da peça estampada dentro do ferramental, porém, o elemento de liga e sua quantidade adicionada tende a elevar os custos do produto final. A composição química do 22MnB5 é um fator que tem por objetivo proporcionar melhoras no produto final. Em porcentagem de peso, os principais elementos que definem as propriedades mecânicas são adicionados em torno de 0,22 de carbono, 1,25 de manganês e uma pequena porção de boro. Devido a adição de boro, a transformação martensítica é normalmente garantida e eleva drasticamente a dureza do aço (Bok et al., 2014).

### **3.3.3. Revestimentos**

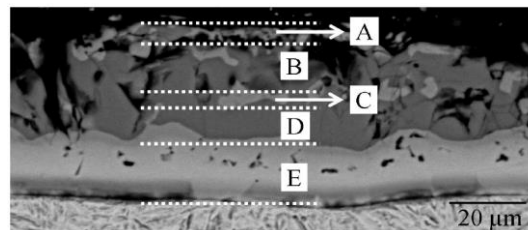
A corrosão é outro aspecto levado em consideração para os materiais aplicados na indústria automotiva. Devido as altas temperaturas inerentes ao processo de estampagem a quente, o contato das chapas de aço, geralmente aquecidas em fornos, com o ar atmosférico no momento da transferência para a prensa, resulta na oxidação e descarburização (Karbasiyan e Tekkaya, 2010). O óxido resultante normalmente forma uma superfície com espessura entre 2 - 5  $\mu\text{m}$  que acentua o desgaste do ferramental de estampagem por conta do atrito excessivo, interfere no contato entre ferramental e chapa, reduzindo a estampabilidade, qualidade do

produto final e transferência de calor na etapa de resfriamento (Dong Wei Fan & De Cooman, 2012); Taylor & Clough, 2018).

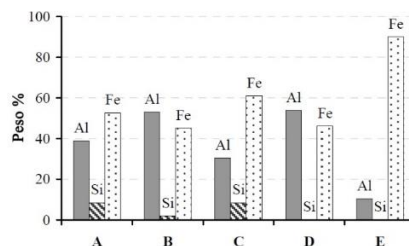
A fim de evitar a oxidação e descarburização do aço, alguns tipos de revestimentos são desenvolvidos e avaliados para proteção do substrato. Dentre os revestimentos existentes hoje, o mais difundido é a liga Al-Si do tipo 1. Borsetto et al. (2009) investigaram o comportamento do aço 22MnB5 revestido com Al-Si (USIBOR1500) diante da condição de alta temperatura proveniente da estampagem a quente. O ponto de fusão do revestimento Al-Si é de aproximadamente 600 °C. Quando atingido, ocorre uma interação difusional do Fe presente no aço, que ativa termicamente o revestimento, partindo da interface do substrato com o revestimento, até a sua superfície mais externa. Essa reação produz Al-Fe na superfície mais externa com elevado ponto de fusão, que inibe a fusão do revestimento. Na Figura 20 estão apresentados os resultados de Borsetto et al. (2009) obtidos por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise química (EDS) para uma camada de aproximadamente 40 µm de revestimento. Na Figura 20(a) tem-se a estrutura desta camada como recebido com três zonas: I para o revestimento de alumínio com frações de Silício, II para a interface substrato e revestimento e III para o substrato. Quando o aço 22MnB5 é aquecido acima da temperatura de austenitização, o revestimento forma uma estrutura com 5 zonas, indicadas na Figura 20(b), com diferentes frações de Al, Fe e Si quantificadas na Figura 20(c).



(a)



(b)



(c)

Figura 20 – Estudo do revestimento de Al-Si de um aço HSS durante estampagem a quente. (a) Microscopia óptica do revestimento a temperatura ambiente, (b) Análise da seção transversal do revestimento a 900 °C via MEV e (c) Espectrometria por difração de raio X da seção transversal do revestimento a 900 °C. Adaptado de Borsetto et al. (2009).

Como desvantagens do uso do revestimento de Al-Si, Karbasian e Tekkaya (2010) apontam que não é possível utilizá-lo em processo de estampagem indireta ou a conformação a frio. O Al-Si é uma excelente barreira contra corrosão, mas não fornece proteção catódica como no revestimento metálico de Zinco. A proteção catódica é pré-requisito para componentes estampados a quente. Revestimentos a base de Zinco, provenientes do processo de galvanização ou zincagem são amplamente utilizados em produtos laminados a frio devido a proteção catódica.

Desde a origem da galvanização, a tecnologia por trás deste tipo de revestimento permaneceu inalterado. Porém, com as crescentes aplicações no ramo automotivo, novas pesquisas e tipos de revestimentos a base de Zinco tem sido desenvolvidos. A adição de Alumínio ao revestimento Zn – Fe, resulta em três revestimentos produzidos comercialmente, a saber, os aços galvanizados (< 1 %p. Al), o Galfan (5 %p. Al) e o Galvalume (55 %p. Al). Ademais, na exposição do aço após galvanização à uma temperatura de recozimento em forno em torno de 500 °C, ocorre a difusão do Zn, ligando-se com o Fe do substrato de aço resultando em um revestimento com camadas de compostos intermetálicos de Zn-Fe, conforme exemplificado na Figura 21. Este revestimento é conhecido como *Galvannealed* (GA) (Marder, 2000).

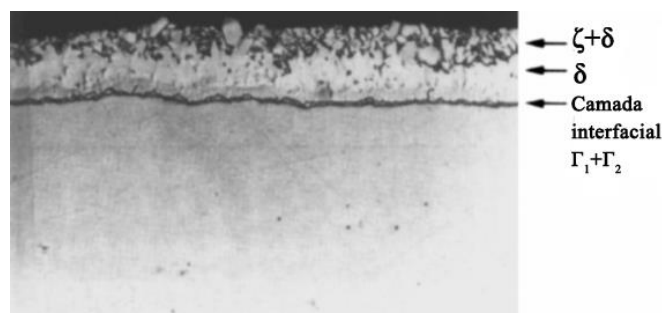


Figura 21 - Morfologia do revestimento GA. Adaptado de Marder (2000).

Na Figura 22(a) tem-se o difratograma de raios-X onde observa-se picos referentes ao revestimento de Zinco puro ( $\eta$ ). O pico de difração de baixa intensidade referente a ferrita ( $\alpha$ ) confirma que ocorreu uma interação do volume de raios-X com o substrato. Pela micrografia apresentada na Figura 22(b) verifica-se que a espessura do revestimento Zn-Fe é de  $9 \pm 2\mu\text{m}$ . O perfil elementar Figura 22(c) comprova a presença de um pico de Alumínio que geralmente é observado em chapas de aços com revestimento GA (Kang et al., 2019).

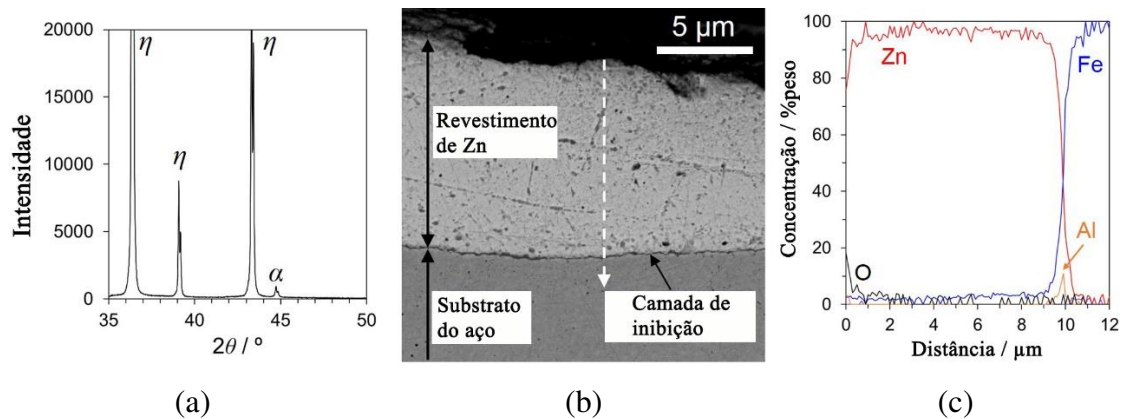


Figura 22 – Análise do revestimento do aço 22MnB5 galvanizado durante tração uniaxial a quente. (a) Difração de raios X (DRX), (b) Microscopia eletrônica de varredura e (c) Espectroscopia de energia dispersiva de raios-X para um revestimento de Zn-Fe no aço 22MnB5. Adaptado de Kang et al. (2019).

O revestimento de Zinco tem sido estudado como uma alternativa aos revestimentos convencionais do aço 22MnB5. A sua principal vantagem é a resistência a corrosão, permitindo aplicações em peças estampadas expostas a elevada humidade. Entretanto, a conformação em altas temperaturas, como no caso da estampagem a quente, pode gerar a inter-difusão de Zinco no substrato de aço (Autengruber et al. (2012)). Altas temperaturas e tempo de aquecimento faz com que o Zn reaja com o substrato, enriquecendo-se de Fe gradativamente e aumentando a espessura da camada. O revestimento é dividido em três camadas, que da superfície até a interface com o substrato é composta por uma camada de óxido, outra camada intermetálica sólida de Zn-Fe e uma de Fe- $\alpha$  com Zn em solução sólida (Dong Wei Fan & De Cooman, 2012; Taylor e Clough, 2018).

O LME (Liquid Melting Embrittlement) é um problema em aços galvanizados e com revestimento tipo GA durante estampagem a quente, como exemplificado na Figura 23. Esta fragilização ocorre devido à aplicação de esforços combinados com a presença de uma camada de Zn líquido formada durante o aquecimento e encharque em forno. A temperatura de fusão do Zn puro é 419,5 °C, assim, uma porção de Zn líquido entra em contato com o substrato difundindo-se através dos contornos de grão da austenita e agindo como nucleadores de trinca que levam a fratura intergranular frágil (Dong Wei Fan & De Cooman, 2012; Lee et al., 2012; Taylor e Clough, 2018).

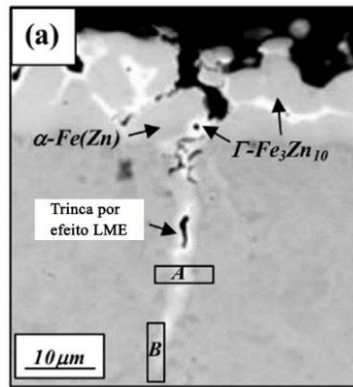


Figura 23 - Microestrutura demonstrando a ocorrência do LME em um aço 22MnB5 revestido com Zinco. Adaptado de Cho et al. (2014).

Cho et al. (2014) caracterizaram a evolução das trincas de LME em aços ao Boro com revestimento de Zn-Fe, como ilustrado na Figura 24. Primeiro, sob elevadas temperaturas as trincas são facilmente iniciadas nos contornos de grãos contendo  $\alpha$ -Fe (Zn), vide Figura 24(a), nos quais a resistência é muito inferior em comparação a fase austenítica presente no substrato. Em seguida, na Figura 24(b), os contornos de grão de austenita agem como acesso para difusão do Zn e se transformam em  $\alpha$ -Fe (Zn). Uma vez que o Zn tem alto poder para estabilizar a ferrita, isso acentua a difusividade. Como consequência, podem ocorrer trincas nos contornos de grão em uma fina camada já transformada em  $\alpha$ -Fe (Zn), conforme mostrado na Figura 24(c). Após isso, o Zn que está na fase líquida devido a alta temperatura, penetra em nível capilar, transformando outras regiões de austenita em  $\alpha$ -Fe (Zn), esquematizado na Figura 24(d), propagando as trincas devido a fragilização dos contornos de grão. No resfriamento, o Fe já saturado transforma o Zn líquido em  $\Gamma$ -Fe<sub>3</sub>Zn<sub>10</sub>. A austenita, por sua vez, se transforma em martensita ( $\alpha'$ ) enquanto que  $\alpha$ -Fe(Zn) ao redor no contorno de grão permanece inalterado. Estas regiões estão indicadas na Figura 24(c). Verifica-se pela Figura 23 que a propagação das trincas causadas pelo efeito LME tem relação direta com a presença das finas camadas de  $\alpha$ -Fe(Zn) nos contornos de grão da austenita, resultante da difusão do Zinco ao longo de suas regiões vizinhas.

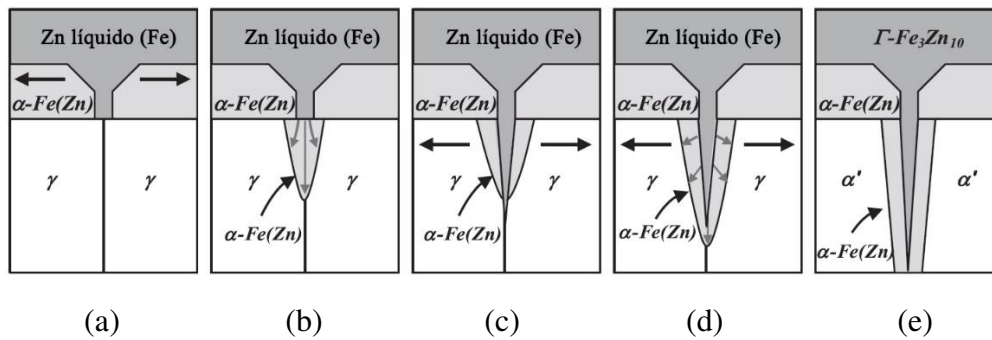


Figura 24 – Ilustração do mecanismo de difusão do Zn nos contornos de grãos austeníticos, levando a formação de trincas durante o resfriamento na prensa.  $\gamma$ : austenita e  $\alpha'$ : martensita. (a) Início da trinca em um contorno de grão contendo  $\alpha$ -Fe (Zn), devido à alta temperatura durante deformação. (b) Difusão do Zn entre o contorno de grão austenítico e transformação da região em  $\alpha$ -Fe (Zn). (c) Propagação da trinca na região do contorno de grão devido à fragilização criada pela fase  $\alpha$ -Fe (Zn). (d) Propagação da trinca devido aos estágios (b) e (c). (e) Após resfriamento, ocorre o surgimento de fases intermetálicas  $\Gamma$ -Fe<sub>3</sub>Zn<sub>10</sub>. Adaptado de Cho et al. (2014)

Estudos como os conduzidos por Sengoku et al. (2015), foram realizados com o objetivo de avaliar o comportamento do revestimento em chapas de 22MnB5 na estampagem a quente aplicando-se baixas taxas de aquecimento. Lee et al. (2012) observaram que o aquecimento por resistência elétrica a uma taxa de 10 °C/s não compromete o revestimento de zinco com a formação de componentes intermetálicos de Fe-Zn. Cho et al. (2014) analisaram as trincas causadas pelo LME no aço 22MnB5 revestido com Zinco através de um ciclo termomecânico seguido de deformação por tração uniaxial. Verificou-se que a propagação das trincas causadas pelo efeito LME tem relação direta com a presença de finas camadas de  $\alpha$ -Fe(Zn) nos contornos de grão da austenita, resultante da difusão do Zinco em direção ao substrato.

Takahashi et al. (2017) estudaram a formação de LME em chapas de aço ao Boro com revestimento GA deformadas por dobramento em V. As chapas foram aquecidas até 900 °C variando-se a taxa de aquecimento, a temperatura de encharque e o tempo de aquecimento. Estes autores observaram a penetração de trincas no substrato nos tempos de aquecimento entre 120 e 225 s. Para tempo de aquecimento de 90 s ou acima de 240 s, as trincas permaneceram no revestimento. Järvinen et al. (2018) avaliaram o efeito da composição química no comportamento de revestimentos de Zn e Zn-Fe em regiões de interface para os aços 22MnB5 e 34MnB5 submetidos a estampagem a quente direta. Os autores observaram a formação de pequenos constituintes de  $\alpha'$ -Fe(Zn) próximos a interface entre o substrato e o revestimento, para ambos os revestimentos e principalmente no aço 34MnB5 devido ao elevado teor Carbono. Peng et al. (2020) e Kang et al. (2019) investigaram por meio de ensaios de tração uniaxial a quente o fenômeno da difusão e o comportamento da trinca nos revestimentos de Zn e Zn-Fe



no aço 22MnB5. No aquecimento, eles verificaram que a inter-difusão entre o revestimento de Zn e o substrato é controlada por uma camada interfacial de  $Fe_2Al_5$  suscetível a ocorrência de LME (Peng et al., 2019). A reação do Fe-Zn a partir de diferentes temperaturas de recozimento (500-900 °C) resulta em trincas que se propagaram para o substrato ao longo de grãos finos de  $\alpha(Zn)$ . (Kang et al., 2019).

Outro tipo de revestimento utilizado é o Zn-Ni. Kondratiuk et al. (2011) compararam a evolução microestrutural entre amostras do aço 22MnB5 galvanizadas por imersão a quente e com revestimento Zn-Ni submetidas às condições de estampagem a quente. A adição de Ni promove a formação de uma microestrutura intermetálica contendo elevado ponto de fusão e uma camada de óxido formada no revestimento de Zn-Ni muito mais forte que quando comparado ao processo de galvanização por imersão a quente. Além disso, a adição de Ni estabiliza o Zn, favorecendo a proteção catódica e evitando-se os problemas de fragilização (LME) durante a estampagem a quente.

#### **3.3.4. Comportamento termomecânico**

Parte das peças estampadas a quente são utilizadas em componentes críticos, relacionados à segurança estrutural contra eventos de colisão dos veículos (Güler et al., 2014; Karbasian e Tekkaya, 2010; M. Naderi et al. 2011). Os principais parâmetros de processo de conformação que afetam o comportamento mecânico são: a temperatura de austenitização, o tempo de encharque, a temperatura de deformação, a taxa de deformação e resfriamento (Merklein e Lechler, 2006; Zhou et al., 2014)).

A princípio, as propriedades mecânicas de um aço são influenciadas por sua composição química e os processos de fabricação. Dos quais podem relacionar diferentes temperaturas e taxas de deformação que irão formar determinadas microestruturas, sendo mono ou multifásicas e que descrevem o comportamento mecânico numa escala macroscópica.

Alterações no ciclo termomecânico pelo qual o aço 22MnB5 pode ser submetido, influenciam diretamente nos comportamentos mecânicos do componente estampado a quente, uma vez que as propriedades mecânicas estão atreladas às características microestruturais e quantidades de fases presentes. O processo de estampagem a quente ainda permite realizar diferentes ciclos termomecânicos em distintas regiões do esboço possibilitando a partição de microestruturas e obtenção de propriedades sob medida (Cavusoglu et al., 2020; Fei et al., 2019; Mu et al., 2017 e 2018; Reitz et al., 2022; Ximenes et al., 2020).

Quanto a composição química, Linke et al. (2018) estudaram o impacto do Silício na microestrutura e propriedades mecânicas de ligas produzidas em escala laboratorial com o aço 22MnB5 e processadas por estampagem a quente com emprego da técnica de têmpera por partição. Três ligas dentro do escopo industrial para estampagem a quente e com diferentes porcentagens de Si foram caracterizadas. Os resultados devido ao aumento do teor de Si levam à maior quantidade de austenita retida após a têmpera por partição, indicando aumentar a ductilidade do material. Variando a quantidade de Si de 1,5% em peso, percebeu-se um aumento significativo, tanto na resistência à tração uniaxial quanto no alongamento total em comparação com a composição química padrão do aço 22MnB5.

A resistência do aço 22MnB5 à tração sob altas temperaturas é fator importante para prever o comportamento do esboço (ou peça) durante (e após) o processo de conformação por estampagem a quente. Um ciclo típico de ensaios de tração uniaxial a quente é apresentado na Figura 25, no qual são variadas a temperatura de encharque, temperatura de deformação e taxa de deformação, permitindo avaliar o comportamento termomecânico do aço 22MnB5 sob condições de estampagem a quente.

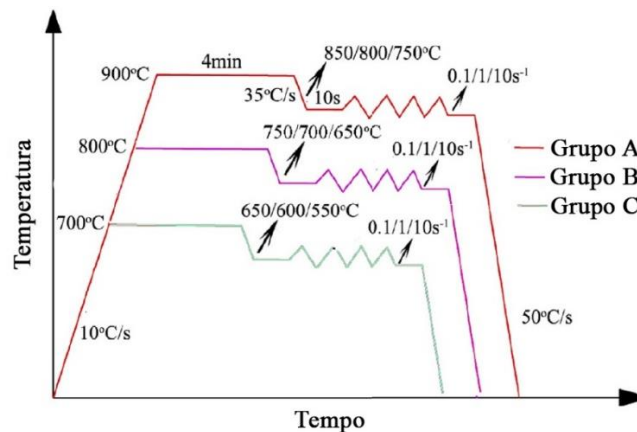


Figura 25 - - Esquema do ciclo termomecânico para o ensaio de tração. Adaptado de Mu et al. (2018).

Este ciclo foi executado no simulador termomecânico Gleeble 3500, permitindo a simulação física e avaliação do comportamento do aço 22MnB5 para o processo denominado na literatura como estampagem por partição esquematizada na Figura 26.

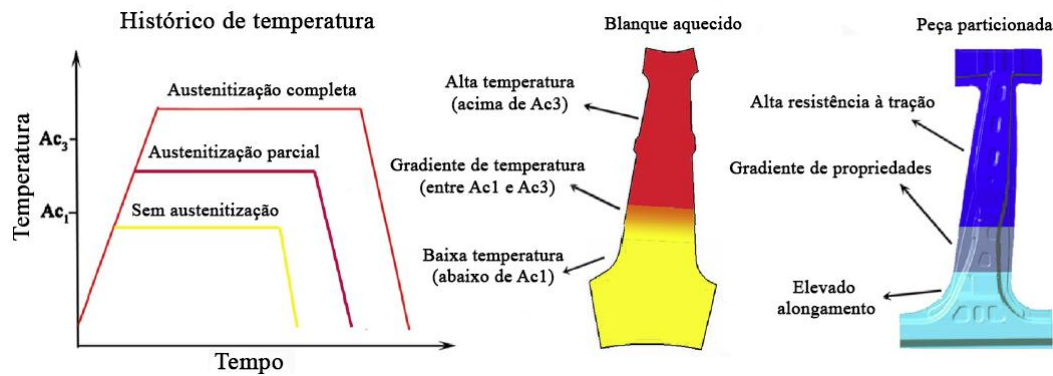


Figura 26 - Esquema para estampagem por partição. Adaptado de Mu et al. (2018).

Quanto ao processo de conformação, Merklein e Lechler (2006) realizaram ensaios de tração a quente sob condições isotérmicas. Nestes ensaios, o ciclo termomecânico consistiu de aquecimento até temperatura de 950 °C por 180 s para garantir austenitização homogênea, seguido de resfriamento rápido com taxa de 27 °C/s até as temperaturas de deformação entre 500 e 800 °C. Os autores notaram que o aumento da temperatura de conformação acarreta numa redução significativa da tensão de escoamento e no expoente de encruamento, reduzindo a inclinação da curva tensão x deformação. Além da sensibilidade a temperatura, observaram que na taxa de deformação de 0,1 s<sup>-1</sup> e temperatura acima de 650 °C, o 22MnB5 demonstrou uma característica de curva tensão – deformação quase plana, na qual atribuíram que durante a deformação, o aumento da temperatura e redução da velocidade de deformação implica no aumento dos processos de aniquilação dinâmica e recuperação.

Güler et al. (2014) avaliaram o comportamento do 22MnB5 revestido com Al-Si através de ensaios de tração uniaxial entre 400 e 900 °C e taxa de deformação nominal de 0,0083 s<sup>-1</sup>. Estes autores demonstraram para todas as temperaturas ensaiadas, como era esperado, que a resistência do material e tensão de escoamento diminuem com o aumento da temperatura. Ademais, as curvas apresentam flutuações que indicam a ocorrência do fenômeno de amaciamento por recristalização dinâmica durante a deformação a quente, conforme mostrado na Figura 27.

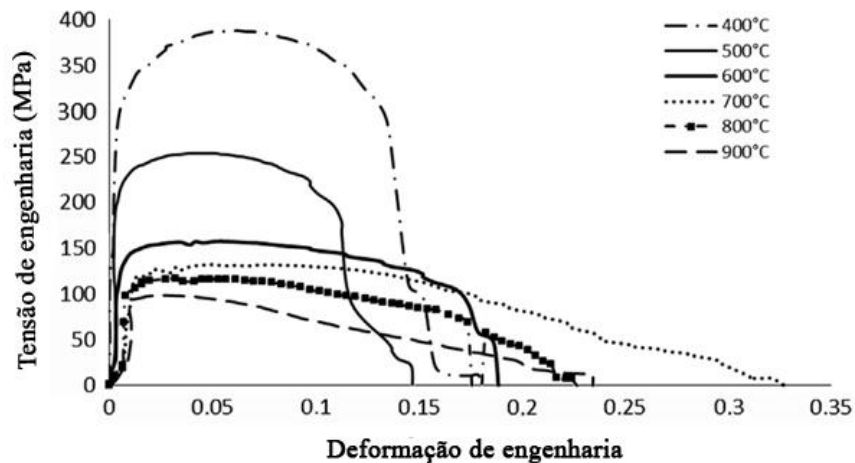


Figura 27 – Curva tensão x deformação para o aço 22MnB5 revestido com Al-Si. Adaptado de Güler et al. (2014).

Güler et al. (2014) avaliaram um aço 22MnB5 quanto às variações do módulo de elasticidade longitudinal e o limite de escoamento em função da temperatura, como demonstra a Figura 28. Com o aumento da temperatura, os átomos se movimentam mais rápido e se afastam à medida que o material sofre expansão térmica, diminuindo o módulo de Young. Já os limites de escoamento e resistência tendem a reduzir de forma quase linear com o aumento da temperatura por conta de um fenômeno de recuperação cristalográfica associado à tensão.

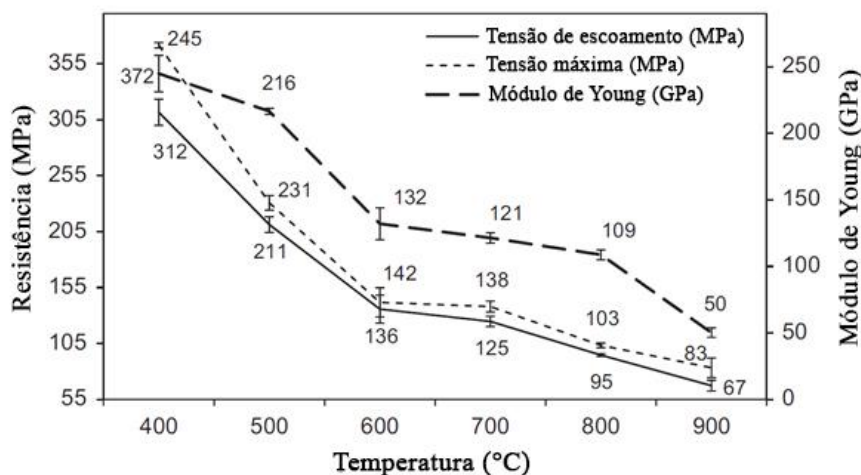


Figura 28 - Tensão de escoamento e módulo de Young em função da temperatura para o 22MnB5 revestido com Al-Si. Adaptado de Güler et al. (2014).

A Figura 29(a) mostra o comportamento da curva tensão x deformação na condição de encharque a 900 °C para cada temperatura e taxa de deformação da Figura 25, indicando que a tensão máxima reduz com aumento da temperatura de deformação. Por outro lado, na Figura 29(b), o efeito da temperatura de deformação e taxa de deformação sob a tensão máxima na

condição de encharque a 900 °C, demonstra que a tensão máxima tende a aumentar com o aumento da taxa de deformação e reduz com o aumento da temperatura para uma mesma taxa de deformação (Mu et al., 2018).

Fei et al. (2019) e Singh & Narasimhan (2021b) também encontraram o mesmo comportamento, sugerindo que para um valor fixo de deformação na curva, a tensão verdadeira aumenta com o aumento da taxa de deformação para uma mesma temperatura de deformação.

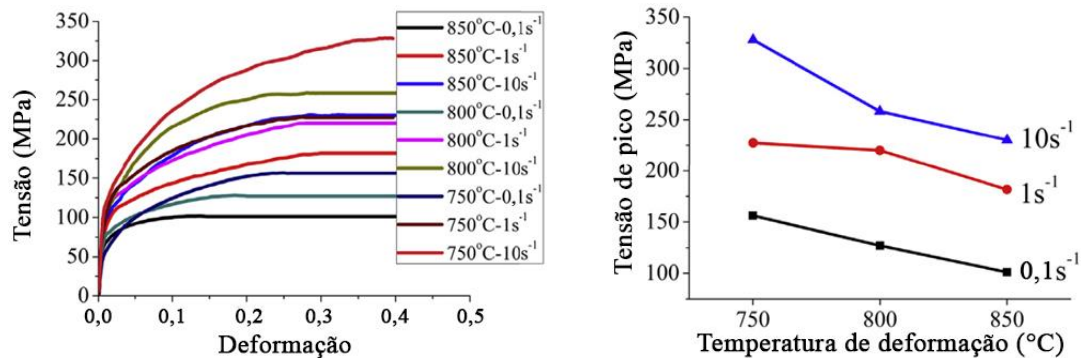


Figura 29 – a) Resultados experimentais para a condição de 900 °C de temperatura de encharque e diferentes temperaturas e taxas de deformação. b) Efeito da taxa e temperatura de deformação sob a tensão máxima para temperatura de 900 °C de encharque. Adaptado de Mu et al. (2018).

Zhou et al. (2022) avaliaram via ensaios de tração uniaxial a quente na Gleeble 1500D e constataram que o comportamento do 22MnB5 é extremamente afetado pela temperatura de deformação e taxa de deformação aplicada. Demonstrando que a inclinação e pico da curva tensão deformação aumenta com o aumento da deformação e taxa de deformação até um ponto de saturação para uma mesma temperatura de deformação. E o oposto ocorre quando há aumento na temperatura de deformação. O aumento da temperatura de deformação provoca mudanças na microestrutura e para uma microestrutura final composta de martensita em forma de ripas com austenita residual, aumentar a taxa de deformação reduzirá o tamanho da martensita.

A tensão de resistência, o alongamento total na fratura e a dureza do material, apresentam valores diferentes de acordo com a temperatura de austenitização, Figura 30(a) e (b). Zhou et al. (2014) demonstraram que com o aumento da temperatura de austenitização, forma-se mais austenita e a tensão de resistência final aumenta e depois reduz, mas o alongamento total do corpo de prova reduz. A tensão máxima registrada foi de 1519 MPa e ocorre a 900 °C. Após esta temperatura, a tensão de resistência diminui suavemente e o alongamento não apresenta mudanças drásticas. A tendência de comportamento da dureza do

material com o aumento da temperatura de austenitização é similar ao descrito sobre a tensão de resistência e para os autores, sugere que ambos são controlados pelo mesmo determinante.

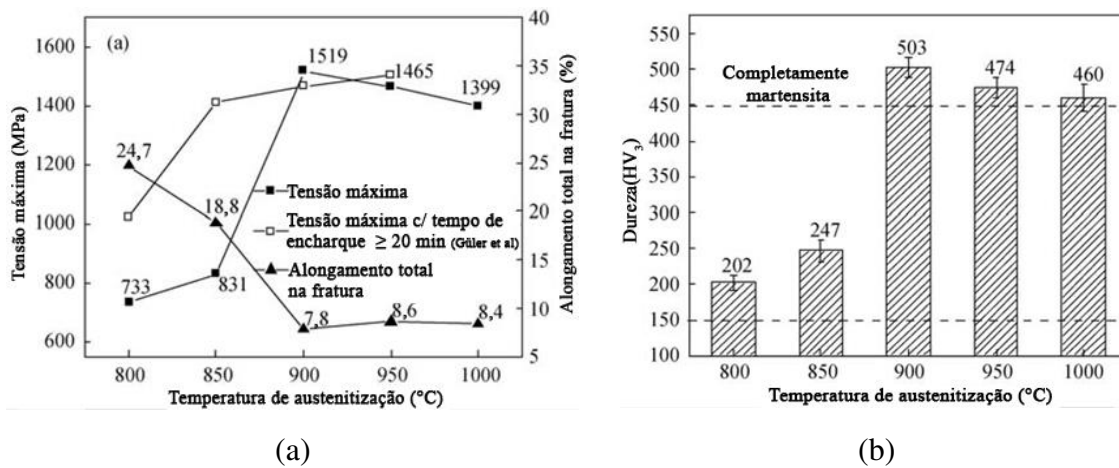


Figura 30 – Influência da temperatura de austenitização na a) Tensão de resistência e alongamento e b) dureza Vickers. Adaptado de Zhou et al. (2014).

Mu et al. (2017) realizaram o aquecimento particionado de uma chapa do aço 22MnB5 em forno elétrico seguido de estampagem e resfriamento em prensa hidráulica para simular o processo de conformação. As variáveis do processo foram as temperaturas de encharque de 700 e 900 °C, temperaturas de deformação de 550, 600, 650, 750, 800 e 850 °C com taxas de deformação de 0,1, 1 e 10 s<sup>-1</sup>, adotando uma taxa de resfriamento de 50 °K/s. Através deste ciclo térmico os autores observaram que a fração volumétrica de austenita aumenta com o aumento da temperatura de aquecimento e regiões de uma peça estampada a partir de diferentes frações volumétricas de austenita acarretam na distribuição de propriedades mecânicas. Em outro trabalho Mu et al. (2018) também concluíram que as diferentes temperaturas de aquecimento resultam em diferentes propriedades mecânicas por diversificar a formação da austenita, demonstrando a importância dos efeitos da fração volumétrica de austenita antes das temperaturas e taxas de deformação aplicadas ao 22MnB5.

Reitz et al. (2022) encontraram a mesma relação entre o aumento da tensão de resistência com o aumento da temperatura de austenitização até 950 °C e redução do alongamento na fratura do corpo de prova. Com um tempo de encharque de 300 segundos, seguido de um resfriamento até temperatura ambiente com uma taxa de 32 °K/s.

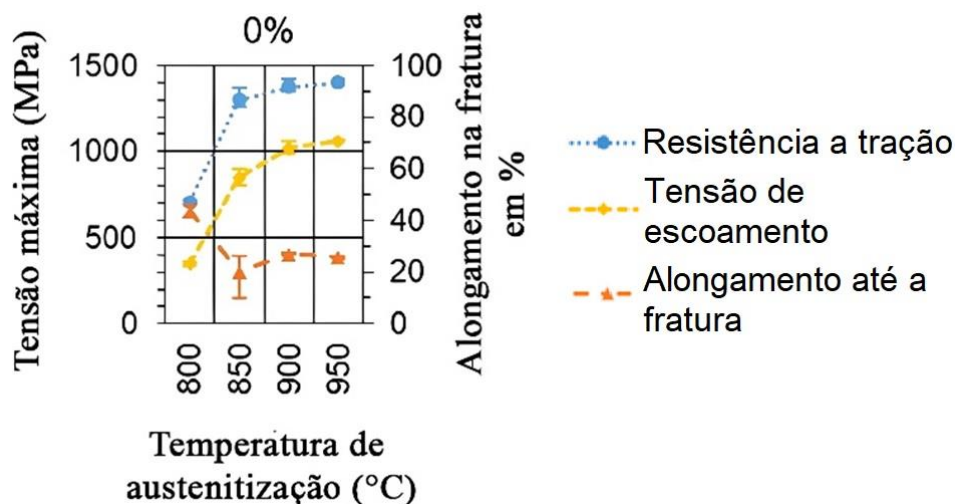


Figura 31 – Influência da temperatura de austenitização na tensão de resistência, tensão de escoamento e alongamento do corpo de prova, após 300 segundos de encharque. Reitz et al. (2022).

A medida de ductilidade de um aço é usada para determinar a máxima deformação permissível do material para suportar a propagação de trincas. Medir a porcentagem de redução de área (% RA) da seção transversal de um corpo de prova para ensaio de tração, na região da fratura implica avaliar sua ductilidade, porém, para materiais extremamente dúcteis não é uma tarefa trivial (Davis et al., 2004). A fração de redução de área é função da temperatura e taxa de deformação e permite localizar o intervalo de temperaturas críticas na qual o material é mais propenso a falhas, por exemplo em processos de conformação mecânica via estampagem a quente (Cheng et al., 2023; Güler, 2013; Güler et al., 2014; Singh e Narasimhan, 2021b; Tang et al., 2016). Segundo Cheng et al. (2023), normalmente altos valores da fração de redução de área denota menor risco de o aço fraturar sob carregamentos externos durante a deformação e o aumento da taxa de deformação pode melhorar a ductilidade a quente do material.

Güler et al. (2014) avaliaram a ductilidade a quente do aço 22MnB5 revestido com Al-Si. A Figura 32(a), apresenta a fração de redução de área (% RA) na região de deformação do corpo de prova, em comparação com a temperatura de deformação num ensaio de tração a quente com taxa de deformação de  $0,083 \text{ s}^{-1}$ . Pode-se observar que a medida de ductilidade está em função da temperatura. Entretanto, para  $700 \text{ °C}$  há uma queda na ductilidade na qual os autores atribuem possivelmente à segregação de impurezas.

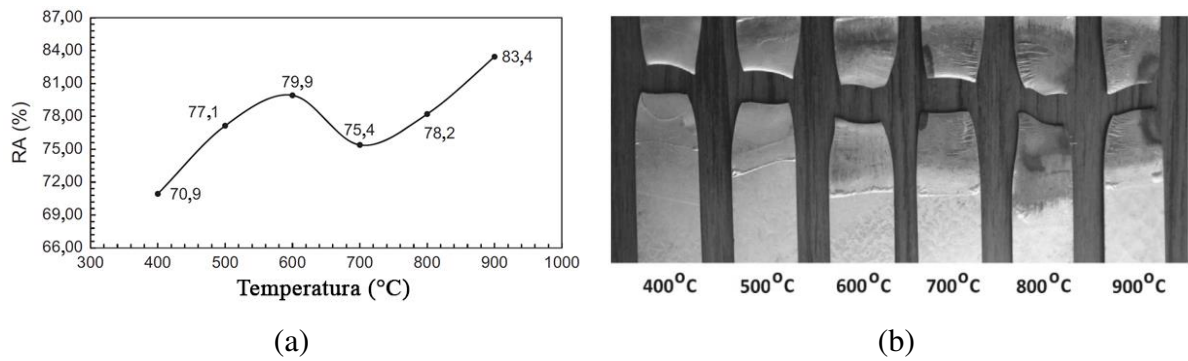


Figura 32 – Investigação da ductilidade a quente do aço 22MnB5 revestido com Al-Si. a) Curva de ductilidade a quente e b) Perfil da fratura na direção do comprimento das amostras. Adaptado de Güler et al. (2014).

A segregação de impurezas para os contornos de grãos é um fator que contribui para a redução da ductilidade a quente, assim como elementos residuais de ligas, a formação de uma fina camada de ferrita pro-eutetóide e a precipitação de carbeto ou nitreto de V, Ti, Nb, Al ou B nos contornos de grão austenítico (Cheng et al., 2023; Mejía et al., 2013).

Na Figura 32(b) demonstram-se os perfis da fratura para o ensaio de tração a quente uniaxial. Observa-se que as amostras exibem uma característica visual de fratura dúctil a 45° com a direção de carregamento, para as temperaturas de 400 °C, 500 °C, 600 °C, 800 °C e 900 °C. Sendo esse comportamento menos constatado a temperatura de 700 °C e segundo os autores, exibindo uma superfície com características de fratura frágil. Güler et al. (2014) e Tang et al. (2016) avaliaram o alongamento na condição de fratura do 22MnB5 para as temperaturas de 550, 600, 650, 700, 750, 800 e 850 °C nas taxas de deformação de 0,1, 1 e 10 s<sup>-1</sup>, como demonstra a Figura 33, concluindo que o alongamento aumenta quando há aumento da temperatura e redução da taxa de deformação, demonstrando uma clara relação entre a temperatura e a sensibilidade a taxa de deformação.

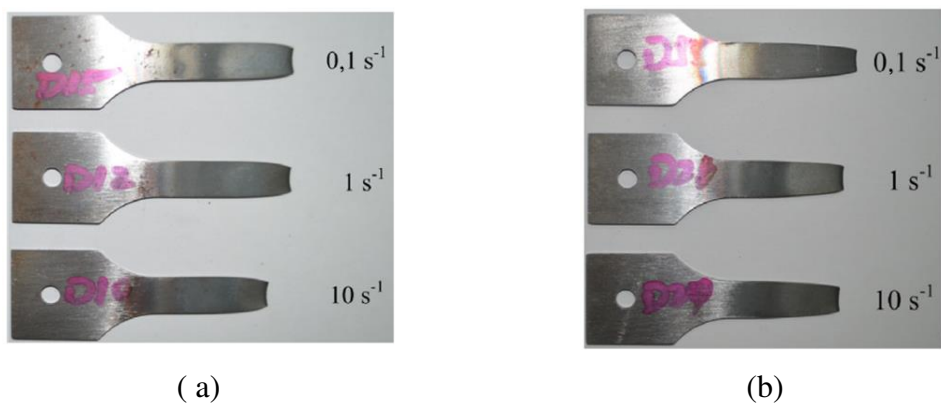


Figura 33 – Alongamento total de corpos de prova do aço 22MnB5 em diferentes taxas de deformação: (a) 600 °C e (b) 700 °C. Tang et al. (2016).



Cheng et al. (2023) estudaram a relação entre limite de resistência e ductilidade do aço 30MnB5 com composição química básica, porém variando o teor de vanádio. Os resultados da Figura 34 demonstram que acima de 900 °C, a fração de redução de área apresentou valores acima de 60%, indicando ser a região na qual o material em questão apresentará melhor ductilidade a quente. No caso da estampagem a quente, as temperaturas de conformação podem acontecer na faixa de 500 a 900 °C e para o aço 22MnB5. Güler et al. (2014) identificaram que a ductilidade a quente é melhor para as temperaturas entre 500 °C a 900 °C, estando acima de 75% e tende a aumentar conforme eleva-se a temperatura para a mesma taxa de deformação. Ambos os resultados não podem ser comparados diretamente, mas demonstram a influência da temperatura e taxa de deformação na ductilidade e resposta a fratura do aço.

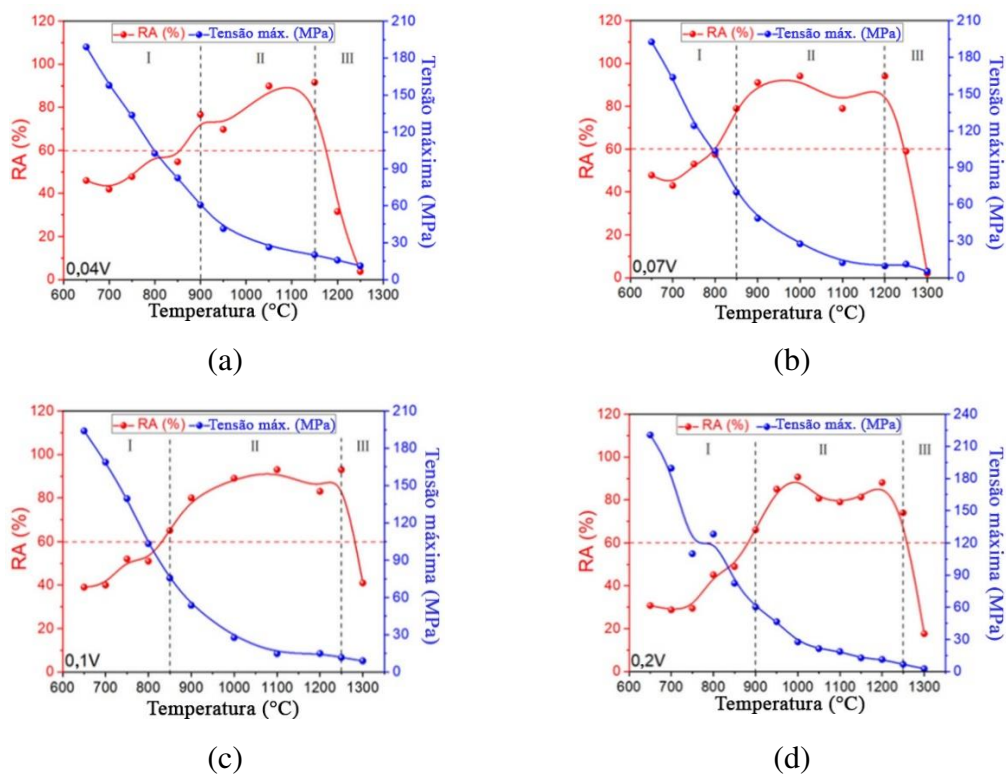
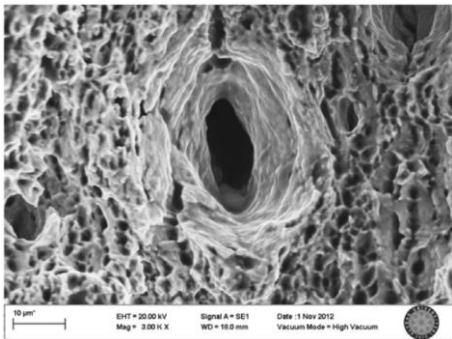


Figura 34 - Variações da porcentagem de redução de área e tensão limite de resistência em função da temperatura para diferentes teores de vanádio a) 0,04 V b) 0,07, c) 0,1 V e d) 0,2 V. Adaptado de Cheng et al. (2023).

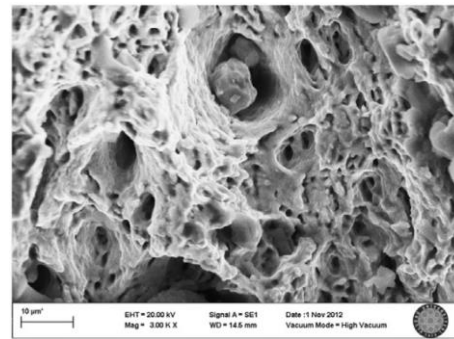
A morfologia da superfície fraturada também permite correlacionar parâmetros relacionados a temperatura, taxa de deformação e fração de redução de área com as propriedades mecânicas dos materiais. A fratura dúctil é mais caracterizada por sulcos que demonstram ruptura, microvazios e ondulações.

Uma característica marcante de fratura dúctil é a presença de pequenas cavidades na forma de pequenas covas que são os microvazios. Sua profundidade está relacionada a capacidade do material de resistir à deformação plástica e quando mais profunda, maior tenacidade a fratura (Güler et al., 2013, Güler et al., 2014, Tang et al., 2016, Singh e Narasimhan, 2021b e Cheng et al., 2023).

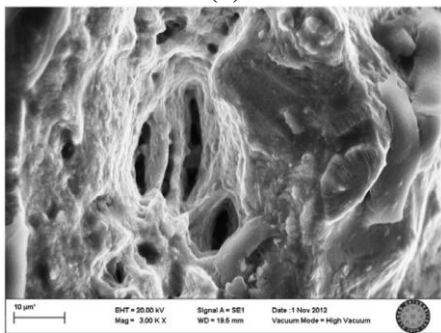
Güler et al. (2014) avaliaram a superfície de fratura do 22MnB5 em várias temperaturas (400 a 900 °C) com uma taxa de deformação de  $0,083 \text{ s}^{-1}$ , por meio de microscopia eletrônica de varredura com ampliação de 1000 x e 3000 x. Concluíram ser a morfologia de fratura dúctil, contendo ondulações e vazios bem definidos de diferentes tamanhos independente da temperatura. Segundo os autores, as ondulações se tornam maiores e convertem-se em vazios quando a temperatura aumenta de 400 para 600 °C. A 700 °C a microestrutura consiste principalmente de profundos vazios, caracterizando queda na ductilidade. E para as temperaturas de 800 a 900 °C, os vazios se coalescem, como demonstra a Figura 35.



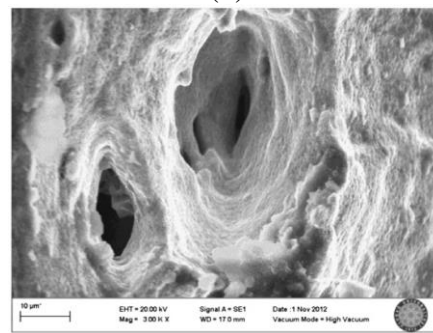
(a)



(b)



(c)



(d)

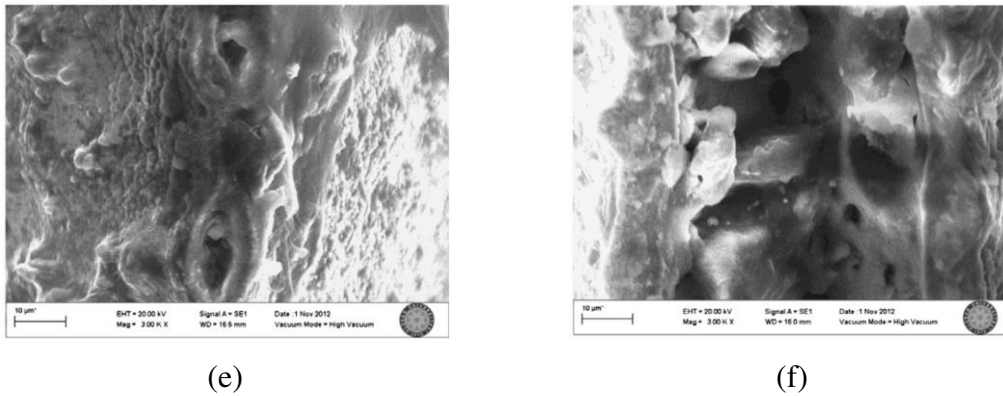


Figura 35 – MEV das superfícies de fratura com ampliação de 3000 x para as amostras com a) 400, b) 500, c) 600, d) 700, e) 800 e f) 900 °C. Adaptado de Güler et al. (2014).

Tang et al. (2016) avaliaram superfície de fratura do aço 22MnB5 para temperaturas variando de 550 a 850 °C e taxas de deformação de 0,1, 1 e 10 s<sup>-1</sup>. Estes autores observaram a sensibilidade a temperatura e taxa de deformação, pois o alongamento aumenta com a elevação da temperatura e redução da taxa de deformação. Quanto a morfologia, todas apresentaram independentemente da taxa de deformação, pequenas cavidades características da fratura dúctil onde houve redução na profundidade com o aumento da taxa de deformação. Segundo os autores, tal profundidade está relacionada a capacidade do material de resistir à deformação plástica e foi identificada maior em 700 °C quando comparado a 600 °C para mesma taxa de deformação, demonstrando maior tenacidade a fratura devido as atividades dos átomos em alta temperatura. Em outras palavras, para mesma taxa de deformação, haverá maior resistência a propagação de trinca com maior temperatura, que leva a maior profundidade das cavidades. Aumentando a taxa de deformação para mesma temperatura, a profundidade das cavidades reduz.

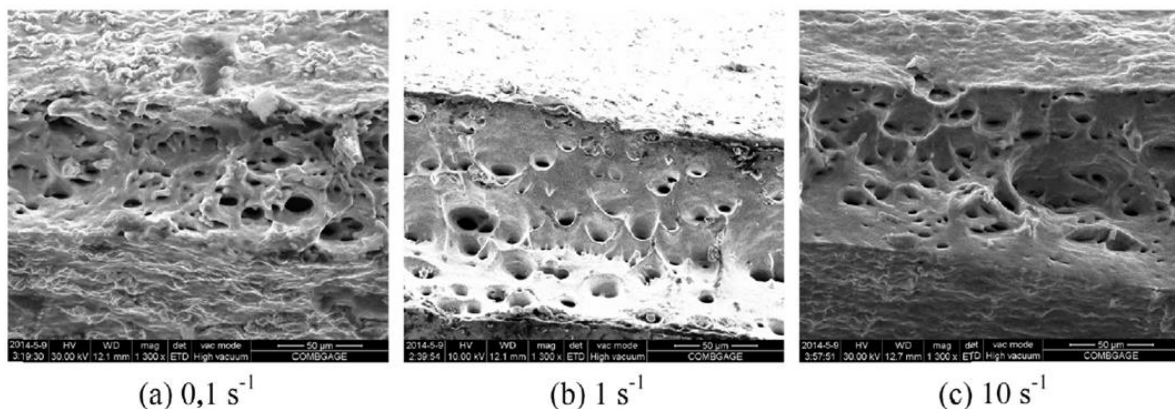


Figura 36 – Morfologia da fratura do 22MnB5 após ensaio de tração a quente a temperatura de 700 °C em diferentes taxas de deformação. Adaptado de Tang et al. (2016)

Singh & Narasimhan (2021a) analisaram as superfícies da fratura para temperaturas de 750, 800 e 850 °C e taxas de deformação de 0,01, 0,1 e 1 s<sup>-1</sup>. Os autores concluíram que a morfologia também foi de fratura dúctil para todas as condições, mas em 850 °C com taxa de 0,01 s<sup>-1</sup> e ampliação de 1.000 x, não observaram a formação de cavidades. Assim como, a deformação após o empescoamento é baixa, indicando falha repentina da amostra, portanto nessa condição a superfície de fratura se parece como uma linha como demonstra a Figura 37. A altas taxas de deformação, necessita-se de mais tensão para haver deformação, portanto, as cavidades coalescem rapidamente. Os autores concluem que a profundidade e a quantidade das cavidades avaliadas via MEV, aumentam com o aumento da taxa de deformação.

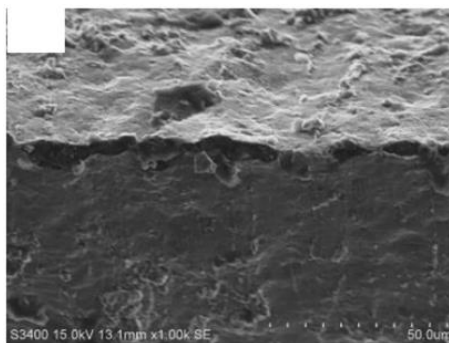


Figura 37 - Morfologia da superfície de fratura para temperatura de 850 °C e taxa de deformação de 0,01 s<sup>-1</sup>. Adaptado de Singh & Narasimhan (2021b).

Quanto a influência do resfriamento, Eller et al. (2014) austenitizaram em forno três conjuntos de chapas do 22MnB5 a uma temperatura de 950 °C, e depois as resfriaram de forma controlada por três formas diferentes. Primeiramente através de ferramental de estampagem refrigerado a água e sem deformação plástica, apenas o mínimo de contato para garantir a eficiência na troca de calor durante 8 segundos. A segunda maneira foi em um ferramental de estampagem aquecido a uma temperatura constante de 550 °C e a chapa foi mantida por 14 segundos. A terceira maneira consistia em deixar a chapa resfriando dentro do forno com a porta ligeiramente aberta. As curvas de resfriamento resultantes foram sobrepostas no diagrama TRC da Figura 38 e demonstra que no processo de conformação, a forma de resfriamento tem relação direta com a taxa de resfriamento e reflete na formação de diferentes microestruturas.

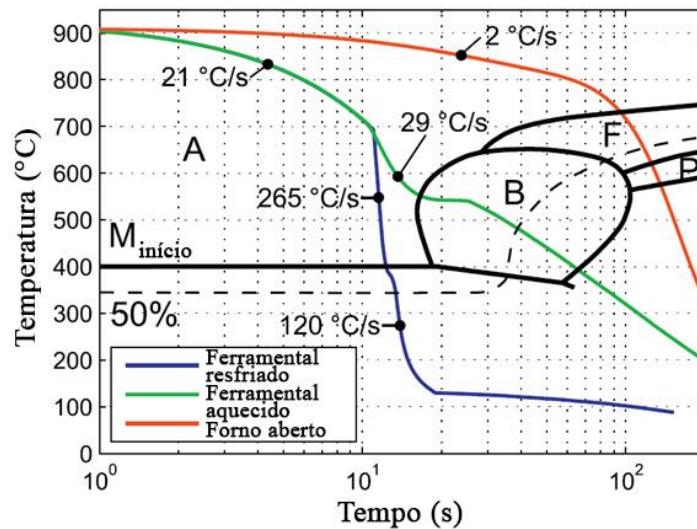


Figura 38 – Medidas instantâneas e curvas de resfriamento conforme cada forma de resfriamento sobrepostas no diagrama TRC do aço 22MnB5. Adaptado de Eller et al. (2014).

Os resultados de dureza Vickers para cada procedimento acima estão na Tabela 2 e demonstram que no caso da estampagem a quente com ferramental refrigerado a água, a taxa de resfriamento permitiu obter uma dureza de microestrutura totalmente martensítica, visto que o desvio padrão pequeno indica uma microestrutura relativamente constante (Eller et al., 2014).

Tabela 2 - Resultados de dureza Vickers. Adaptado de Eller et al. (2014).

Forma de resfriamento	Valor médio de dureza [HV30]	Desvio padrão [HV30]
Ferramenta refrigerada	477	1,2
Ferramenta aquecida	239	1,5
Em forno aberto	163	2,5
Como recebido	165	3,5

Li et al. (2016) avaliaram as propriedades termomecânicas do aço ao boro classificado como B1500HS através de ensaios de tração a quente em condições quase isotérmicas na Gleeble 3800. A faixa de deformação e temperatura escolhidas com base na prática industrial do processo de estampagem foram respectivamente, 0,01 a 5 s<sup>-1</sup> e 550 a 850 °C. Os resultados da Figura 39 (a) demonstraram o efeito da temperatura na ductilidade. Segundo os autores, mais ductilidade pode ser obtida aumentando a temperatura e aumentar a ductilidade implica no aumento da capacidade de conformação de peças com formatos mais complexos. Os resultados da Figura 39(b), demonstram o efeito da taxa de deformação na ductilidade. Segundo os autores, para as temperaturas de 700 °C e 800 °C as pequenas alterações dos valores refletem a baixa

sensibilidade da ductilidade com a taxa de deformação, podendo beneficiar a produtividade e reduzindo a perda de calor com o aumento da velocidade de conformação.

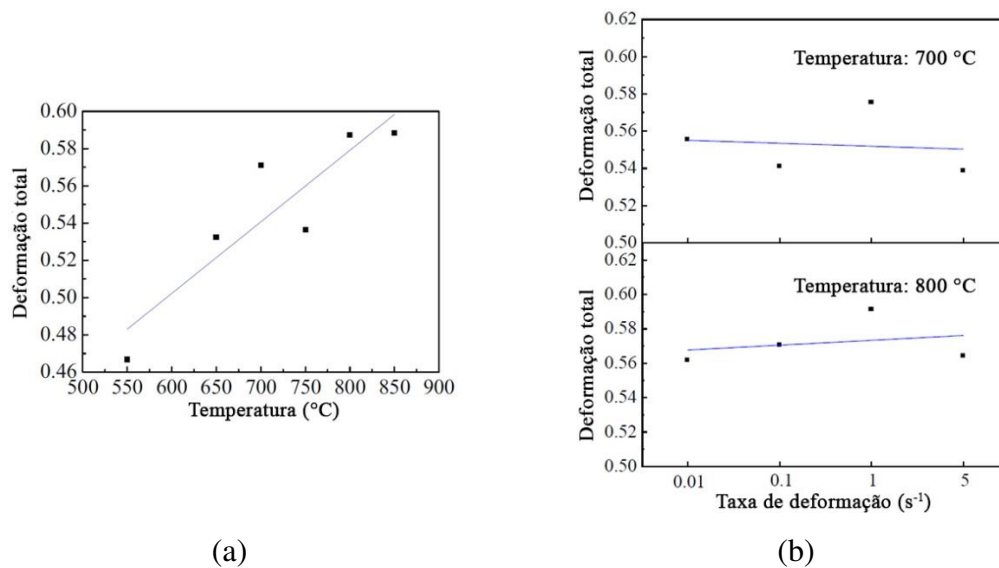


Figura 39 – a) Valor de deformação para diferentes temperaturas na taxa de deformação de  $1 \text{ s}^{-1}$ . b) Valor de deformação para diferentes taxas de deformação nas temperaturas de  $700 \text{ °C}$  e  $800 \text{ °C}$ . Adaptado de Li et al. (2016).

Quanto a influência da taxa de deformação na temperatura, Figura 40, Li et al. (2016), avaliou que o aumento da taxa de deformação resulta no aumento considerável da tensão do ponto de vista macroscópico.

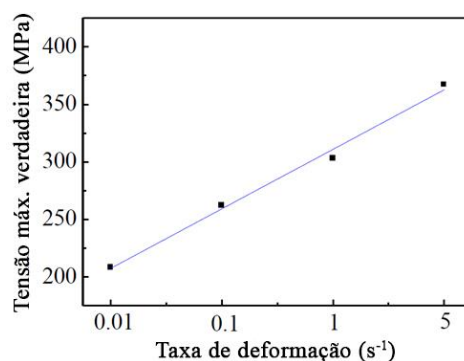


Figura 40 – Tensão verdadeira máxima para diferentes taxas de deformação na temperatura de  $700 \text{ °C}$ . Adaptado de Li et al. (2016).

Singh & Narasimhan (2021a) concluem que a conformabilidade do aço 22MnB5 aumenta com o aumento da taxa e temperatura de deformação. Os ensaios foram realizados em um simulador Gleeble 3800 a temperatura de austenitização de  $930 \text{ °C}$  com três temperaturas e taxas de deformação, respectivamente  $750, 800, 850 \text{ °C}$  e  $0,01, 0,1$  e  $1 \text{ s}^{-1}$ . Os autores explicam

que a conformabilidade depende da temperatura, do expoente de encruamento ( $n$ ) e do expoente de sensibilidade a taxa de deformação ( $m$ ). Os efeitos de ( $m$ ) para altas temperaturas exercem maior domínio sobre ( $n$ ) para o aço 22MnB5 conforme observado na Figura 41(a). E altos valores do expoente de sensibilidade a taxa de deformação, indicam um atraso na deformação localizada e somado ao efeito do aumento da taxa de deformação e temperatura, melhora a conformabilidade, conforme mostra a Figura 41(b).

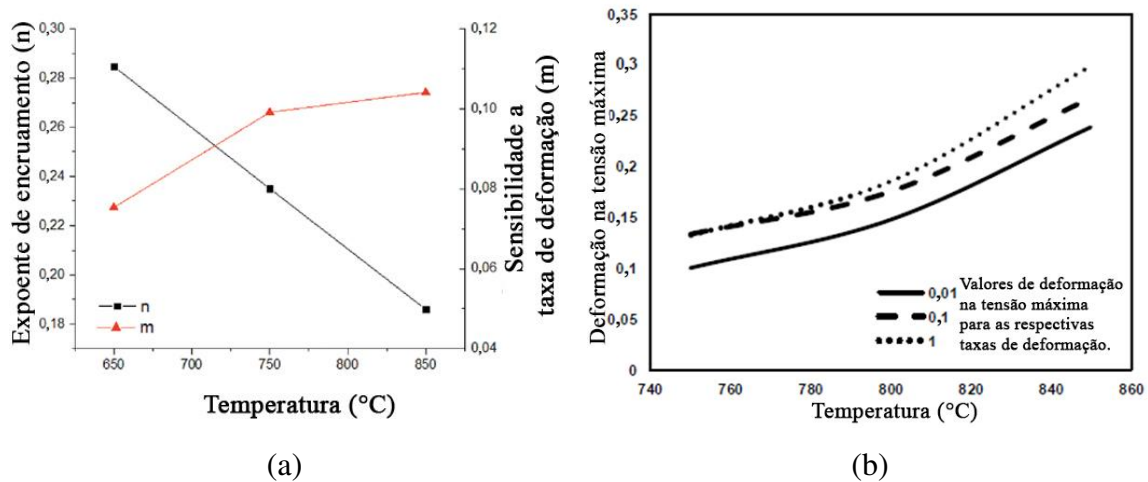


Figura 41 - Efeitos da taxa de deformação na conformabilidade do aço 22MnB5 durante o processo de estampagem a quente. (a) Variação do expoente de encruamento e do expoente de sensibilidade a taxa de deformação, em função da temperatura. Adaptado de Singh & Narasimhan (2021a) . b) Deformação máxima uniforme X temperatura. Adaptado de Singh & Narasimhan (2021b).

O aumento da taxa de deformação para uma mesma temperatura de deformação faz com que o material passe por um processo adiabático, ou seja, ganha calor apenas por conta do aumento da taxa de deformação. A literatura demonstra, Figura 42, que grande parte do trabalho de deformação plástica é convertido em calor. Li et al. (2016) explicam que durante processos de conformação como, por exemplo, a estampagem a quente, 95% da energia de deformação plástica é convertida no aumento da temperatura do material, enquanto que os 5% restantes são energia armazenada. Essa variação de temperatura afeta na tensão de escoamento, tornando-a menor do que a tensão de escoamento para condições isotérmicas e a geração de calor é maior quanto menor a temperatura de deformação e maior a taxa de deformação, no ensaio.

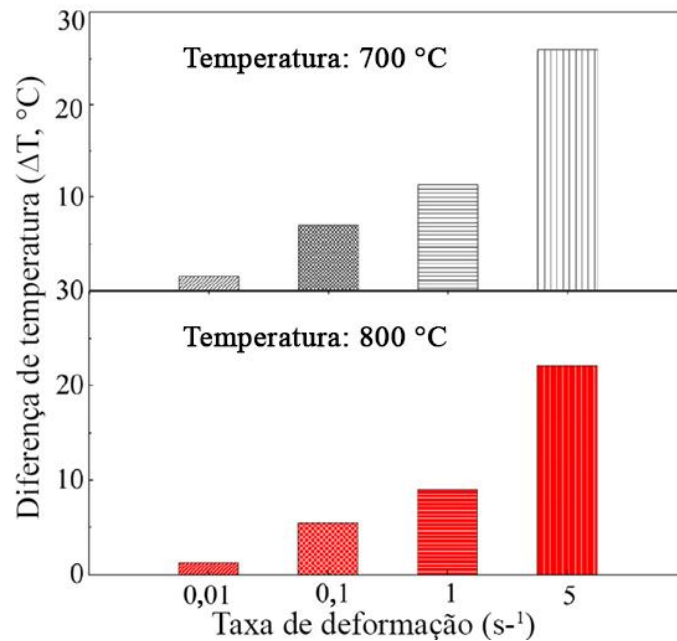


Figura 42 – Variação de temperatura durante estampagem a quente de um aço ao boro, para diferentes taxas de deformação e temperaturas de 700 e 800 °C. Adaptado de Li et al. (2016).

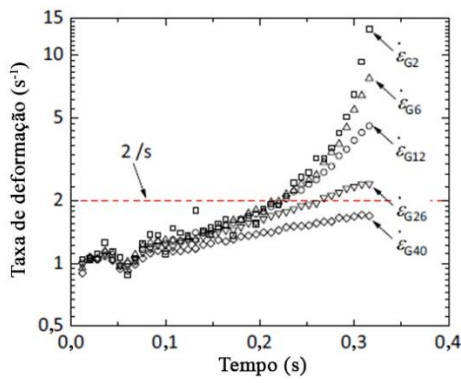
Para taxas de deformação muito altas, não é possível controlar através dos termopares essa geração instantânea de calor, tornando assim o processo não mais isotérmico. Para tanto, Luan et al. (2014) sugerem a correção das tensões nos ensaios sob condições de altas taxas de deformação como, por exemplo,  $10 \text{ s}^{-1}$ .

$$\Delta\sigma = \left[ \frac{\partial\sigma}{\partial(1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \left( \frac{1}{T_p + \Delta T} - \frac{1}{T_p} \right) \quad (1)$$

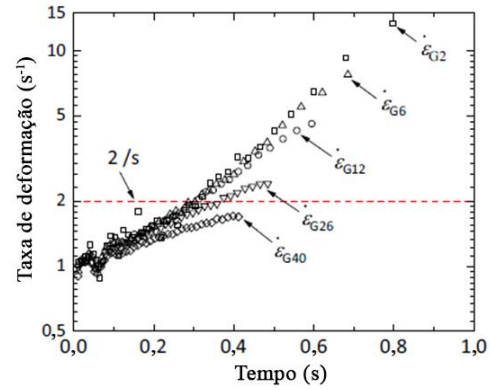
sendo a tensão verdadeira  $\sigma$  (MPa),  $T_p$  a temperatura programada (°C) e  $\Delta T$  (°C) a diferença entre as temperaturas programada e medida pelos termopares.

Zhang et al. (2020) observaram que os valores normalizados de taxa de deformação no início da deformação são menores do que o programado, mas aumentam com o aumento da deformação durante o ensaio. Ainda, dependendo do comprimento útil do corpo de prova, as deformações médias calculadas podem aumentar como demonstra a Figura 43(b). Em geral, os autores concluíram que para o comprimento útil de 80 mm, as taxas de deformação reais ficarão abaixo das programadas, do início ao fim do ensaio para temperatura de deformação de 750 °C e tendo como deformação verdadeira final em torno de 0,4 a 0,5.





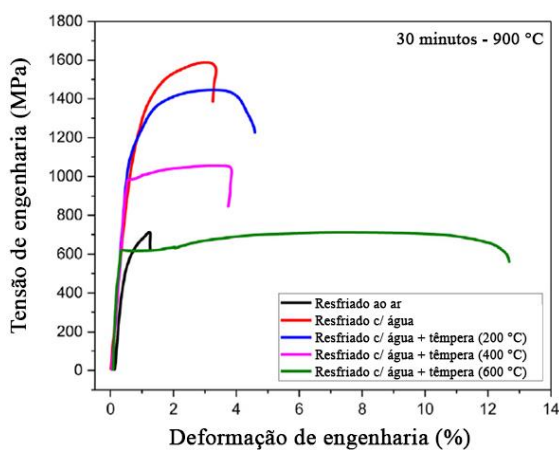
(a)



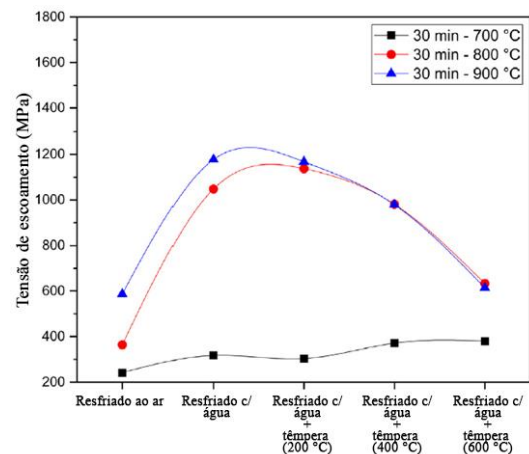
(b)

Figura 43 - Efeito do comprimento útil a uma temperatura de 750 °C em a) na taxa de deformação normalizada e b) na deformação verdadeira. Adaptado de Zhang et al. (2020).

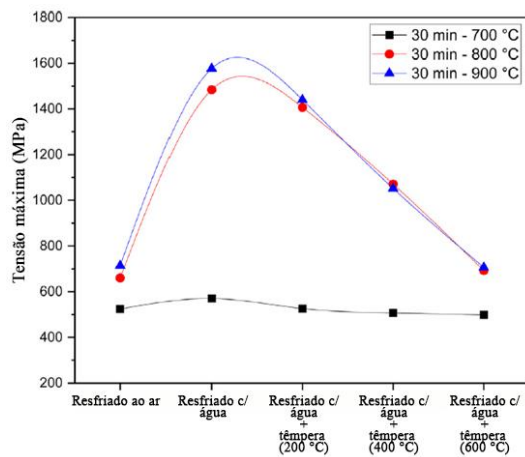
Çavuşoğlu et al. (2020) realizaram um estudo sobre as características microestruturais e as propriedades mecânicas do 22MnB5 em condições de estampagem a quente para diferentes tratamentos térmicos. Os dados avaliados após ensaio de tração foram de tensão de escoamento, limite de resistência e alongamento. A Figura 44 demonstra que os maiores valores para os dados acima foram obtidos através do resfriamento por água para (a) curva tensão x deformação, (b) tensão de escoamento, (c) tensão máxima, exceto para (d) alongamento, que foi maior para a condição de resfriamento a 700 °C e esse comportamento pode ser atribuído a elevada fração de ferrita presente na microestrutura.



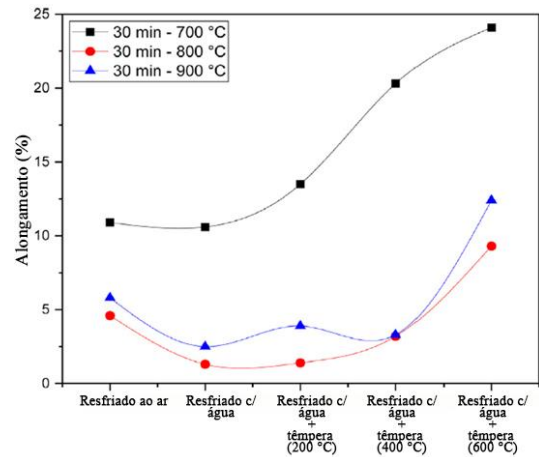
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 44 - Propriedades mecânicas do 22MnB5 para diferentes condições de tratamento térmico. Adaptado de Çavuçoğlu et al. (2020).

Observa-se que pelo método de resfriamento com água para o caso de encharque a 900 °C, a taxa de resfriamento é de 500 °C/s. Os autores alcançaram microestruturas com elevada fração martensítica para a condição de encharque a 800 °C, devido a sua proximidade com a temperatura  $A_{c3}$  para o aço avaliado, correspondente ao limite superior para transformação completa da austenita. E o resultado de uma microestrutura completamente martensítica quando encharcado a 900 °C, como demonstram os valores de tensão de escoamento e tensão máxima, respectivamente nas Figura 44(b) e (c) (Çavuçoğlu et al., 2020). A taxa de 500 °C/s encontra-se muito acima da taxa de 27 °C/s descrita na literatura como a mínima necessária para obter as mesmas microestruturas e propriedades mecânicas condizentes ao processo de estampagem a quente (Reitz et al., 2022; Zhang et al., 2019).

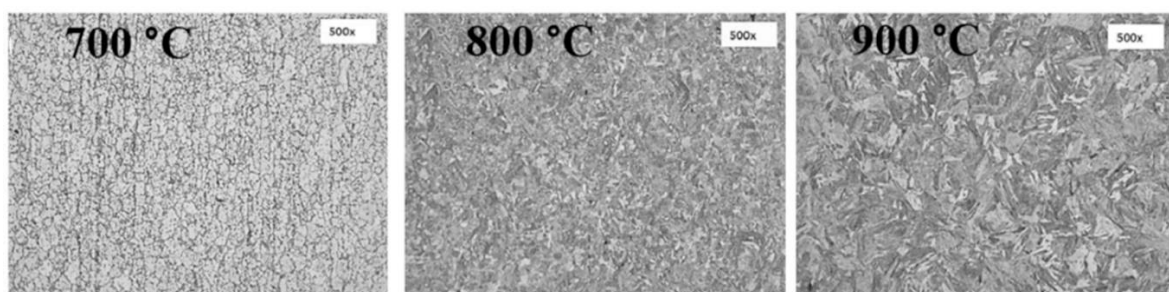


Figura 45 – Microestruturas do 22MnB5 resfriado com água. Çavuçoğlu et al. (2020).

Reitz et al. (2022) afirmam que no procedimento de deformação a quente, o resfriamento utilizando elevadas taxas de resfriamento em comparação com baixas taxas de resfriamento, afeta consideravelmente a microestrutura formada e as propriedades mecânicas.

### 3.4. Efeitos de temperatura e taxa de deformação

Uma limitação de ensaios de tração a quente realizados por meio de aquecimento direto por efeito Joule é a da não-homogeneidade de temperaturas na região de deformação. No caso do simulador Gleeble 3500, as garras que fixam as extremidades dos corpos de prova são resfriadas continuamente pelo sistema, enquanto que o aquecimento é realizado por meio de controle do par de termopares soldados no centro do corpo de prova. Como consequência, produz-se um gradiente de temperatura ao longo do comprimento da seção paralela reduzida.

O aquecimento do corpo de prova na Gleeble 3500 é realizado por meio de resistência elétrica, o que cria um gradiente de temperatura decrescente do centro onde é soldado os termopares, para a extremidade do corpo de prova, conforme mostrado na imagem da Figura 46(b). Segundo Shao et al. (2017), o tipo de material, a geometria, as dimensões do corpo de prova e o material de garra de fixação tem efeito direto sobre a distribuição de temperatura.

Em sistemas de aquecimento por efeito Joule como, no caso do simulador Gleeble 3500, torna-se imprescindível adequar a geometria do corpo de prova para garantir a distribuição de temperatura o mais uniforme possível ao longo do comprimento e largura da região de interesse objetivando-se garantir condições isotérmicas durante a deformação.

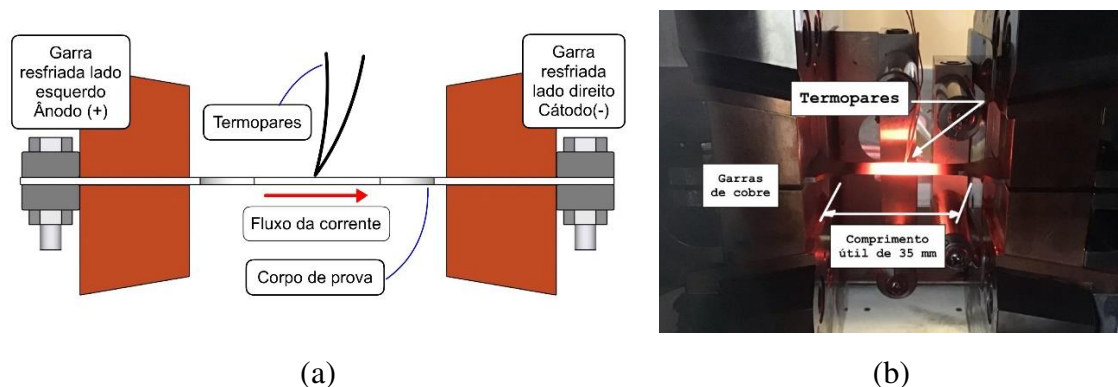


Figura 46 – Aquecimento direto por efeito Joule no simulador Gleeble 3500: (a) montagem e (b) gradiente de temperatura em corpo de prova plano.

Zhao et al. (2009) avaliaram a influência das dimensões e métodos para medir a deformação nas curvas tensão x deformação, demonstrando que os valores de deformação são influenciados pelas dimensões do corpo de prova. A influência da variação do comprimento paralelo da seção reduzida, representada na Figura 48(b) por A, nas curvas de tensão e deformação (a) de engenharia e (b) verdadeira da Figura 47. Aumentar a razão entre o

comprimento paralelo da seção reduzida pela largura do corpo de prova pode reduzir as diferenças entre os valores de deformação médio medidos e além de permitir a avaliação de propriedades mecânicas que são independentes da geometria do corpo de prova, por exemplo a deformação na fratura.

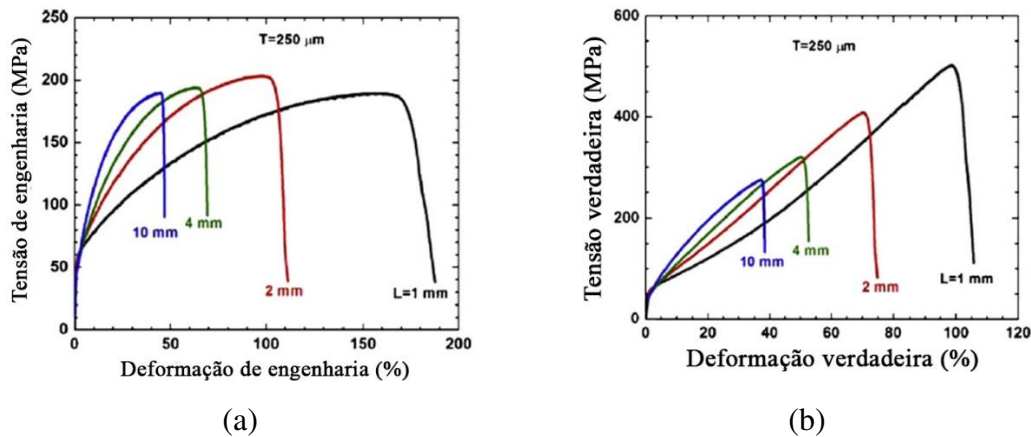


Figura 47 - Resultados experimentais da influência do comprimento útil efetivo do corpo de prova, nas curvas tensão x deformação (a) de engenharia e (b) verdadeira. Adaptado de Zhao et al. (2009).

Kardoulaki et al. (2014) discutem que a geometria do corpo de prova em ensaios de tração na Gleeble, podem resultar em diferentes valores de deformações em diferentes regiões do corpo de prova. Além disso, o gradiente de temperatura causa influência nos diferentes resultados, pois relaciona o comportamento mecânico do material às propriedades mecânicas, formação microestrutural e defeitos microscópicos do corpo de prova. O que pode levar também a uma taxa de deformação real não uniforme durante o ensaio.

A norma ASTM E8/E8M para ensaios em condição isotérmica de tração uniaxial, estabelece que o comprimento útil, deve ser maior ou igual a quatro vezes a largura do corpo de prova, ( $G \geq 4W$ ) na Figura 48 (b). Cai (2011) realizou o procedimento de soldar quatro pares de termopares equidistantes em um lado do comprimento útil localizado no centro de corpos de prova com o comprimento útil de 14 mm, 30 mm e 50 mm e sugeriu que a distribuição de temperatura a partir do termopar conectado ao canal TC1 da Gleeble seria espelhada para o outro lado. E concluiu que quando o comprimento útil do corpo de prova é muito pequeno o gradiente de temperatura é muito alto na região central, sendo as diferenças entre TC1 e TC2 muito maiores, entretanto há um aumento na possibilidade de a deformação estar localizada no centro do corpo de prova. Contudo, aumentando o comprimento útil, garante melhor distribuição de temperatura, por haver mais área sobre o corpo de prova com uma temperatura uniforme.

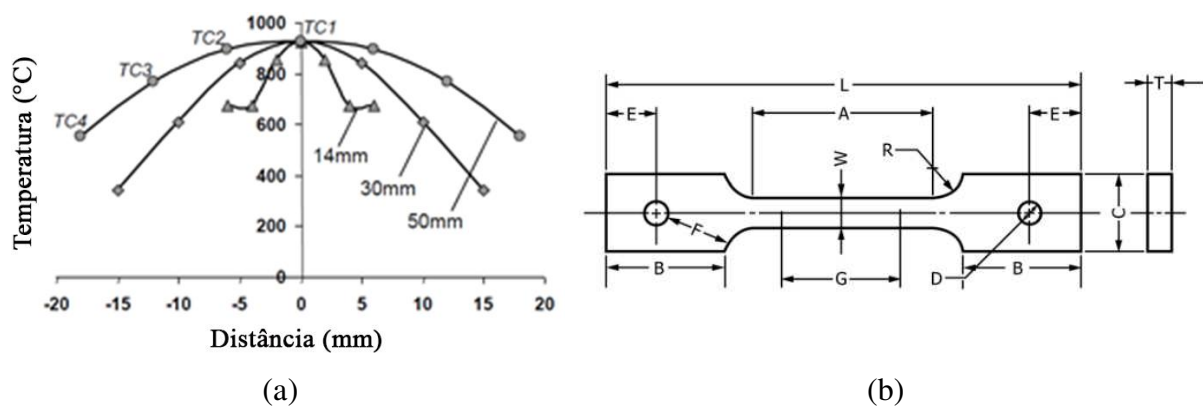
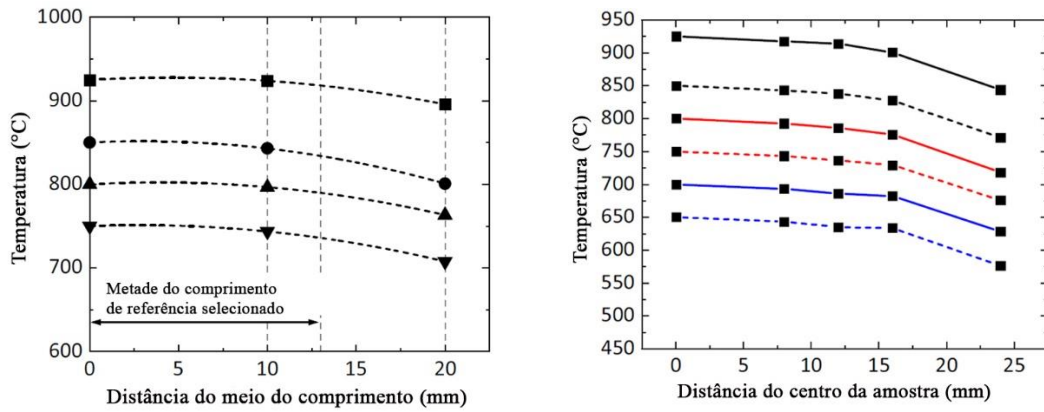


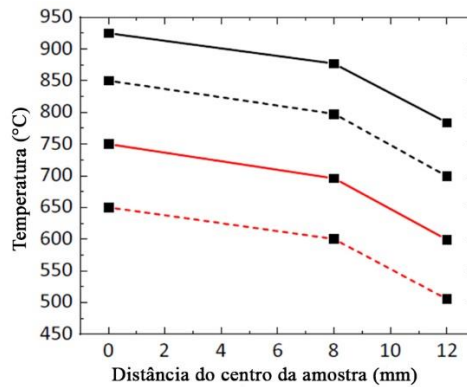
Figura 48 – (a) Gradiente de temperatura para os comprimentos úteis de 14 mm, 30 mm e 50 mm. Adaptado de Cai, J. (2011). (b) Corpo de prova pinado para ensaio de tração. ASTM E8/E8M.

Zhang et al. (2020) e Zhang et al. (2023) mediram os gradientes de temperaturas no comprimento útil para diferentes geometrias de corpo de prova através de ensaios de tração uniaxial a quente na Gleeble 3800. Os resultados estão demonstrados na Figura 49(a), (b) e (c) sendo gerados com o empregando de diferentes taxas e temperaturas de deformação, para avaliar a distribuição de temperatura não uniforme e seus efeitos no comportamento mecânico do 22MnB5, como a ductilidade e tensão máxima. As deformações médias com relação ao comprimento útil, especialmente nos estágios finais do ensaio, mudam de acordo com a geometria adotada para o comprimento útil, conseqüentemente, obtém-se diferentes valores de tensão e deformação de engenharia, assim como deformação na fratura, demonstrando a influência da geometria do corpo de prova, principalmente do comprimento paralelo da seção reduzida e sua largura.



(a)

(b)



(c)

Figura 49 – Perfis de distribuição de temperatura no comprimento útil efetivo do corpo de prova. Adaptado de (a) Zhang et al. (2020) , (b) e (c) Zhang et al. (2023).

Zhang et al. (2020) encontraram oscilações no comportamento da curva tensão de engenharia para o 22MnB5 em função do tempo normalizado nas temperaturas avaliadas, conforme pode ser observado na Figura 50(a). Estes efeitos se apresentam através de uma linha com formato que representa a geometria de um sino, podendo ser observado logo após 30% do tempo total normalizado do ensaio e a localização do pico máximo desta linha não coincide com a região central do corpo de prova, Figura 50(b). Isto indica que o gradiente de temperatura faz com que a deformação se torne não uniforme logo após o início do ensaio na região do corpo de prova sob maior temperatura. A medida que aumenta o tempo de ensaio, a não uniformidade da deformação aumenta significativamente, sendo que a 80 % do tempo normalizado do ensaio a deformação no comprimento de interesse do corpo de prova é 170% maior do que nas extremidades.

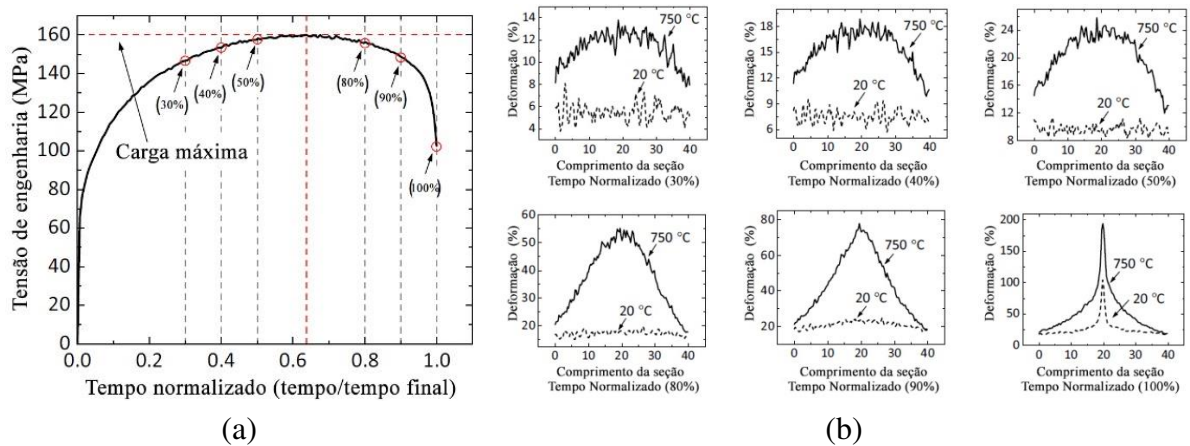


Figura 50 – Resultados do ensaio a temperatura de 750 °C e taxa de deformação de 0,2 s<sup>-1</sup>. (a) Tensão de engenharia x tempo normalizado. (b) Distribuição da deformação no comprimento de 40 mm da seção do corpo de prova para cada tempo normalizado. Adaptado de Zhang et al. (2020).

Outros resultados de Zhang et al. (2020) também mostraram que além da influência do comprimento útil do corpo de prova, a taxa de deformação também afeta no valor da deformação na fratura para uma mesma temperatura de ensaio. Notaram que para a temperatura de 750 °C, reduzindo a taxa de deformação de 2 s<sup>-1</sup> para 0,2 s<sup>-1</sup>, houve um aumento da deformação na fratura, conforme observado na Figura 52.

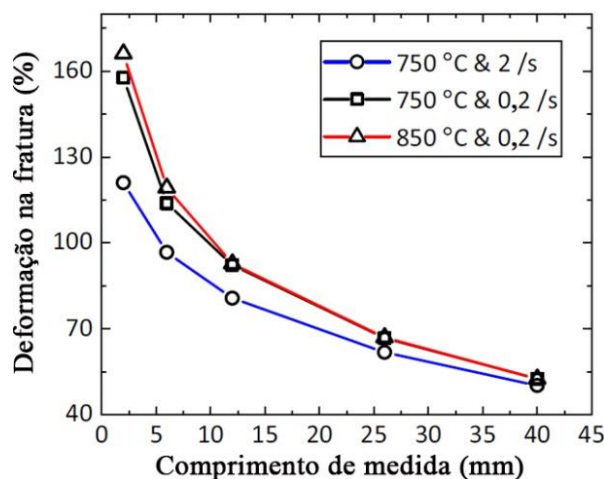


Figura 51 – Efeito da taxa de deformação e comprimento útil na deformação na fratura. Adaptado de Zhang et al. (2020).

Zhang et al. (2023) testaram três tipos de geometria do aço 22MnB5, denominadas na Figura 52(c) como geometrias I, II e III, para corpo de prova de ensaio de tração a quente no simulador Gleeble 3800. Devido à não uniformidade na distribuição do campo de temperatura, a deformação no corpo de prova em uma das geometrias avaliadas ocorre após 20% do tempo total até a fratura, como pode ser observado na Figura 52(a) e (b).

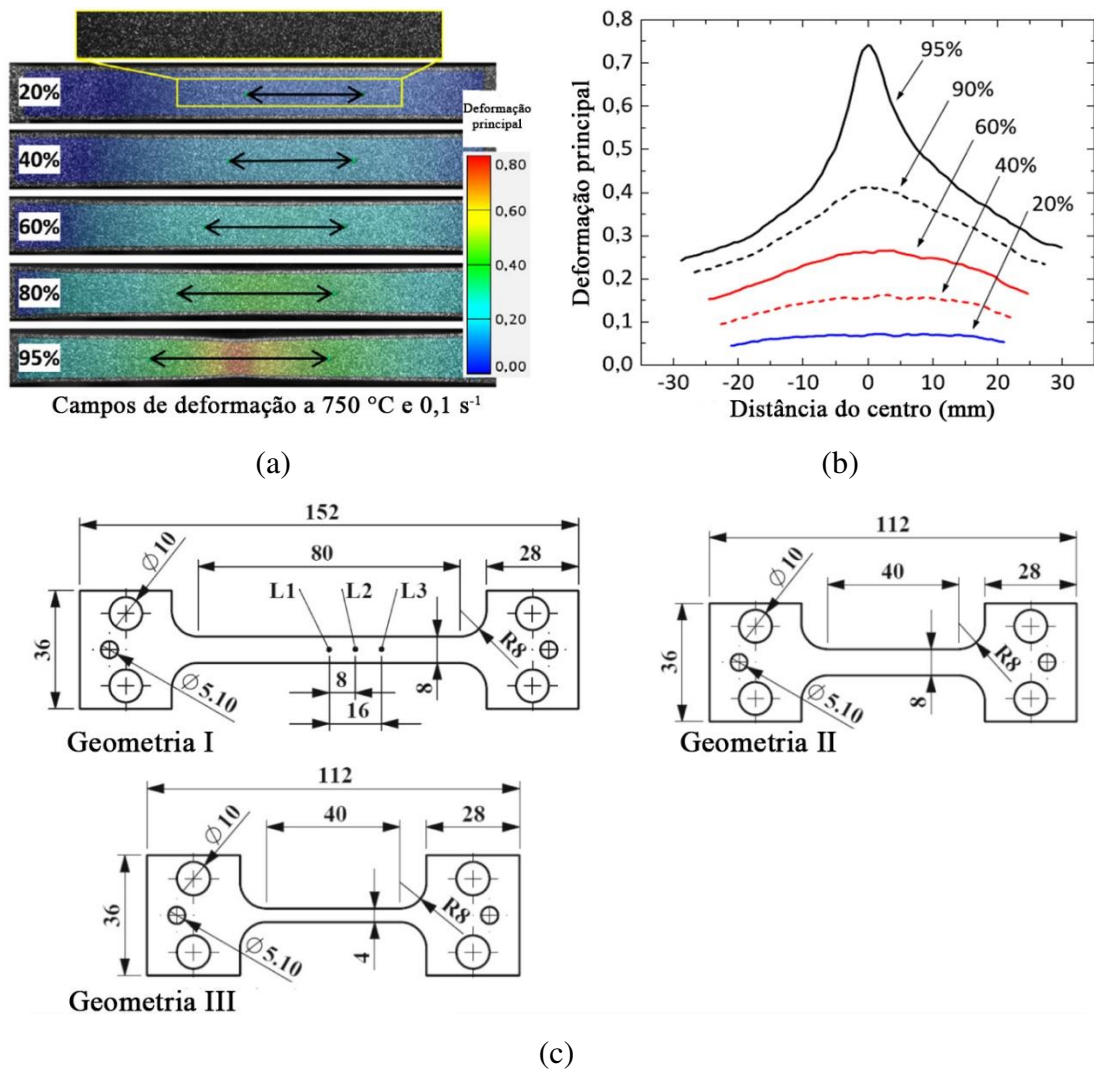


Figura 52 – Investigação da variabilidade das propriedades do aço 22MnB5 em função da distribuição não uniforme de temperatura nos ensaios termomecânicos na Gleeble 3800. (a) Campo de deformações e (b) Distribuição da deformação com relação a distância central do corpo de prova para tempos normalizados de 20 a 95 %. (c) Geometrias adotadas para os corpos de prova. Adaptado de Zhang et al. (2023).



### 3.5. Descrições fenomenológicas do comportamento plástico do aço 22MnB5

De um modo geral, o comportamento plástico dos metais pode ser descrito em função da deformação, taxa de deformação e temperatura, além da composição química e características microestruturais do material. Descrições de comportamento termo-elastoviscoplastico fazem o uso de variáveis de estado que capturam melhor os fenômenos físicos em função das mudanças da taxa de deformação ou temperatura (Van Rensburg e Kok, 2012). O comportamento dos metais que sofrem deformação plástica em elevadas temperaturas e taxas de deformação devem ser representados de acordo com a influência das condições de deformação atuantes no processo.

A literatura acumula diversos modelos matemáticos, que podem ser combinados ou não, para prever o comportamento do aço 22MnB5 sob diferentes condições, principalmente no processo de conformação por estampagem a quente. De acordo com Mishra et al. (1989), (NADERI et al., 2008) (NADERI et al., 2008) o comportamento plástico de um metal pode ser descrito em função da deformação, taxa de deformação e temperatura pela seguinte função:

$$\sigma = \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (2)$$

Naderi et al. (2008) avaliaram a dependência da deformação, taxa de deformação e temperatura do aço 22MnB5 a partir de ensaios de compressão sob condições de deformação isotérmica nas temperaturas de 600, 650, 700, 750, 800 e 900 °C e taxas de deformação de 0,1 s<sup>-1</sup>, 1 s<sup>-1</sup> e 10 s<sup>-1</sup>. Mediante os resultados experimentais, estes autores adotaram duas equações constitutivas para descrever o comportamento plástico do aço 22MnB5. Primeiro, a equação de Voce combinada com o modelo cinético de Kocks para descrever a tensão de saturação e tensão de escoamento com relação à temperatura e taxa de deformação. Segundo, o modelo fenomenológico proposto por Molinari-Ravichandran que considera os efeitos da microestrutura durante a deformação. Segundo os autores, a introdução do modelo de Kocks na formulação da equação de Voce permitiu um ajuste dos dados experimentais de forma razoavelmente boa. Entretanto alegaram que o modelo de Molinari-Ravichandran tem mais flexibilidade por considerar o comportamento decorrente de mudanças rápidas na taxa de deformação ou no histórico de temperatura.

Merklein e Lechler (2009) propuseram uma versão modificada da equação de Norton - Hoff para descrever o comportamento plástico de um aço 22MnB5. Estes autores

demonstram que os resultados com esta formulação apresentam boa concordância em relação aos efeitos de temperatura, deformação e taxa de deformação em comparação aos resultados experimentais.

Hochholdinger et al. (2011) determinaram experimentalmente o coeficiente de troca de calor por transferência em um processo de estampagem a quente para o aço 22MnB5 e estimaram o seu comportamento termomecânico por um modelo fenomenológico com bases na equação de Hockett-Sherby (1975). Os parâmetros desta equação foram definidos em função da fração volumétrica das fases presentes a partir de ensaios de tração ou compressão nas amostras resfriadas sob diferentes taxas em condições de estampagem a quente. Os parâmetros foram utilizados em uma simulação numérica por elementos finitos através do software comercial LS-DYNA. O trabalho discutiu os pontos necessários e estratégias para estimar o comportamento plástico de uma peça considerando-se às trocas de calor com o ferramental durante e após estampagem a quente.

Yao et al. (2012) realizaram ensaios de tração uniaxial a quente em corpos de prova do aço 22MnB5 sob condições isotérmicas de deformação no simulador Gleeble 3500. Os dados experimentais do comportamento plástico do aço 22MnB5 foram ajustados através da equação constitutiva definida pela Eq. (3), que considera de forma multiplicativa os efeitos de deformação, taxa de deformação e temperatura. Os parâmetros ajustados foram empregados, para prever a curva limite de conformação do aço 22MnB5 sob condições de deformação isotérmica e não isotérmica.

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad (3)$$

Onde K é o coeficiente de resistência, n é o expoente de encruamento, m o expoente de sensibilidade a taxa de deformação,  $\varepsilon$  e  $\dot{\varepsilon}$  são deformação e taxa de deformação, respectivamente.

Zhou, Wang, e Huang (2014) destacam a importância do comportamento a quente do aço 22MnB5 e a descrição constitutiva nas simulações numérica da conformação por estampagem a quente. Para tanto, através de resultados experimentais de tração a quente obtidos na Gleeble 3500, descreveram o comportamento do aço por duas abordagens distintas. Uma utilizando a equação constitutiva modificada de Arrhenius, a qual descreve a relação entre a taxa de deformação, tensão de escoamento e temperatura. E na segunda, por meio equações constitutivas viscoplásticas, que descrevem a densidade de discordâncias em função de variáveis de estado. As comparações entre os dois modelos foram realizadas por análises

estatísticas em termos de coeficientes de correlação, erro médio absoluto, raiz quadrada do erro médio e distribuição do erro relativo, demonstrando que a equação do tipo de Arrhenius se apresentou um pouco melhor para descrição do comportamento plástico do aço 22MnB5.

Salari et al. (2015) realizaram ensaios de compressão sob condições não-isotérmicas em corpos de provas cilíndricos do aço 22MnB5. Diferente da condição de deformação isotérmica, os autores desenvolveram as equações de Johnson-Cook e Nemat-Nasser com o objetivo de prever o comportamento deste aço na estampagem a quente. Estes autores concluíram que os modelos podem prever satisfatoriamente o encruamento deste aço na etapa de conformação, isto é, até a não ocorrência da transformação de fase martensítica induzida por deformação.

F. Li et al. (2016) realizaram experimentos na Gleeble 3800 para obter microestruturas multifásicas compostas de martensita, bainita e ferrita, reproduzindo o conceito aquecimento por partição para fabricação de peças com propriedades mecânicas sob medida. Os autores propuseram uma modificação na Eq. (3) em função da deformação plástica efetiva, taxa de deformação e fração volumétrica de fases para implantar em um modelo computacional que simule a colisão na lateral da coluna B, Figura 53(b) e sua resposta dinâmica, comparada com resultados de um ensaio prático que reproduza condições reais, Figura 53(a).

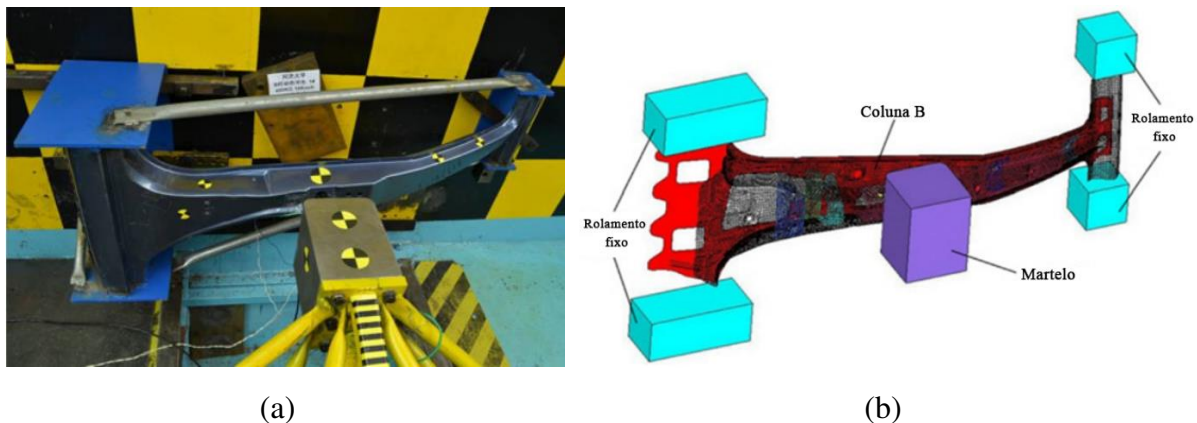


Figura 53 - (a) Teste real de colisão para coluna B de um veículo e (b) Coluna B modelada tridimensionalmente. Adaptado de F. Li et al. (2016).

Tisza et al. (2017) destacam os desenvolvimentos recentes na conformação do aço 22MnB5 para fabricação de peças com o uso do modelamento numérico e simulação de componentes veiculares complexos, aliados às vantagens do processo de estampagem a quente. Estes autores apontam que atualmente existem duas principais direções para a realização da simulação numérica dos processos de conformação. Por um lado, com a utilização de programas generalistas que utilizam métodos de elementos finitos como o ABAQUS, ANSYS e MARC,

nos quais o processo é implementado etapa por etapa de forma manual. Por outro lado, empregando-se pacotes comerciais com ferramentas dedicadas à simulação como, por exemplo, PAM-STAMP e AutoForm. Do ponto de vista da descrição do comportamento mecânico, códigos como o AutoForm aplicam técnicas combinadas com a equação de Swift - Hockett - Sherby possibilitando descrever o comportamento plástico por:

$$\sigma = (1 - \alpha)\{C(\varepsilon_{pl} + \varepsilon_0)^n\} + \alpha\{\sigma_{sat} - (\sigma_{sat} - \sigma_i)\exp^{-m\varepsilon_{pl}^n}\} \quad (4)$$

onde  $\alpha$  é um parâmetro de interpolação,  $C$  é a amplitude de tensão,  $n$  é o expoente de encruamento,  $\varepsilon_0$  representa um estado inicial de deformação que corresponde ao limite de escoamento,  $\varepsilon_{pl}$  é a deformação plástica,  $\sigma_{sat}$  corresponde à tensão para condição de saturação,  $\sigma_i$  é o limite de escoamento do material e  $m$  é o coeficiente de encruamento.

Mu et al. (2018) discutem a importância da estampagem a quente do aço 22MnB5 utilizando o método de aquecimento por partição para demonstrar a eficiência das peças veiculares fabricadas com características microestruturais contra eventos de colisão. Os autores desenvolveram um modelo unificado de equações constitutivas viscoplásticas que levam em consideração o grau de austenitização e através de um algoritmo otimizado, identificaram e calibraram os parâmetros obtidos por dados experimentais de ensaios de tração a quente uniaxial na Gleeble 3500, variando temperatura e taxa de deformação. O modelo constitutivo foi implementado no software ABAQUS para simular o processo de estampagem a quente de uma peça em formato de copo, utilizando a partição de temperatura e os resultados provaram uma correlação satisfatória entre resultados experimentais e numéricos.

Fei et al. (2019) também realizaram ensaios de tração uniaxial a quente na Gleeble 3500 a diferentes temperaturas e taxas de deformação para estudar o comportamento do aço 22MnB5. Os autores adotaram o modelo de Arrhenius para descrever o comportamento termomecânico com relação à taxa e temperaturas de deformação, conforme demonstra a previsão numérica na Figura 54. A averiguação entre resultados experimentais e as previsões deste modelo, foi feita por medidas estatísticas do coeficiente de correlação (R), erro médio absoluto (AARE) e raiz quadrática média entre os valores dos erros (RMSE).

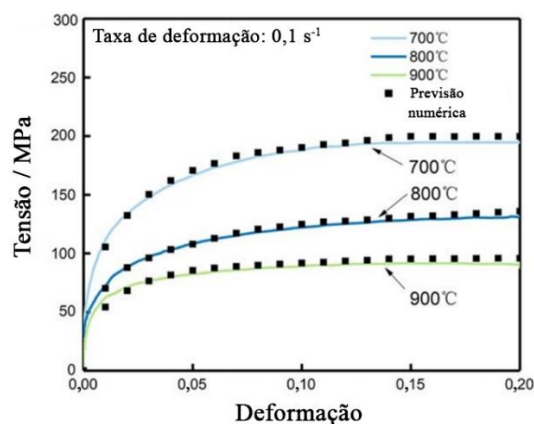


Figura 54 - Comparação entre os dados experimentais e os calculados pela equação constitutiva. Adaptado de Fei et al. (2019).

Ahn et al. (2019) propuseram uma forma generalizada de equação fenomenológica para descrever o comportamento do aço 22MnB5 em função da temperatura e taxa de deformação com respeito a fases específicas formadas, como austenita, martensita, bainita e ferrita/perlita, possibilitando identificar os parâmetros do processo de estampagem a quente. Recentemente, Ji et al. (2023) utilizaram um modelo modificado da equação de Johnson-Cook para ajustar dados experimentais oriundos de ensaios de tração uniaxial a quente em corpos de provas do aço 22MnB5, nas temperaturas de 850 a 950 °C e sob taxas de deformação de 0,01 s<sup>-1</sup> e 10 s<sup>-1</sup>. O modelo tradicional da equação constitutiva de Johnson-Cook apresentou um grande erro ao ajustar o comportamento plástico em altas temperaturas, havendo a necessidade de adicionar um coeficiente de sensibilidade a temperatura D na equação original:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 - DT^{*m}) \quad (5)$$

onde A é o limite de escoamento inicial a temperatura ambiente, B é um coeficiente de encruamento, n é um expoente de encruamento, C é um coeficiente de sensibilidade a taxa de deformação, m é um expoente relacionado ao amaciamento do material causado pela temperatura e por fim,  $\varepsilon$  e  $\dot{\varepsilon}$  são respectivamente deformação e taxa de deformação equivalente. Segundo Ji et al. (2023), os resultados experimentais comparados com as previsões do modelo modificado de Johnson-Cook fornecem melhor acurácia para fins de simulação por elementos finitos.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. Material

O material utilizado neste estudo é um aço ao Boro para estampagem a quente (22MnB5), processado pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) na forma de chapa com espessura nominal de 1,8 mm e possuindo revestimento de Fe-Zn. A composição química do material está listada na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição química do aço ao Boro em percentual de massa Ximenes et al. (2020).

C	Mn	Si	Cr	B	Ti
0,25	1,14	0,21	0,16	0,00331	0,050

A microestrutura na direção de laminação após o processamento de galvanização contínua por imersão é apresentada na Figura 55 no estado como recebido, sendo formada por uma matriz ferrítica e perlítica, com limites de escoamento e resistência em tração uniaxial de cerca 350 e 600 MPa, respectivamente.

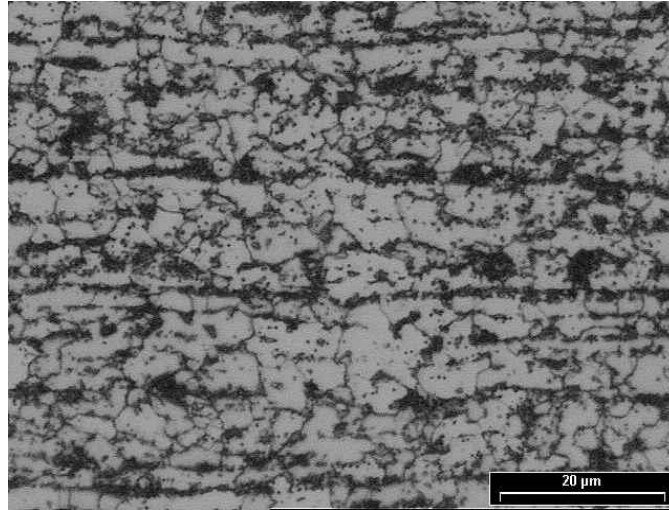


Figura 55 – Micrografia do aço ao Boro (22MnB5) no estado como recebido.

As chapas de inscrição CSN 803 e 804 foram laminadas a frio até espessura de aproximadamente 1,8 mm e receberam em ambas as faces, revestimento de Ferro e Zinco (Fe - Zn). A denominação ZF45 corresponde à quantidade do revestimento de 45 a 55 g/m<sup>2</sup>/face como demonstra a Figura 56, enquanto que a identificada como ZF70 corresponde à quantidade do revestimento de 70 a 90 g/m<sup>2</sup>/face.

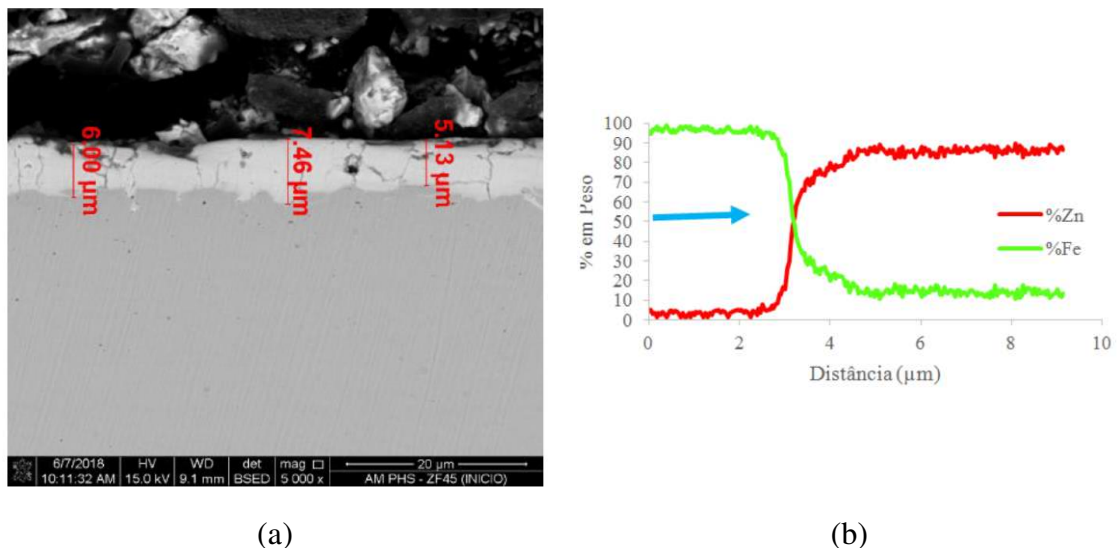


Figura 56 – Características do revestimento ZF45 do aço ao Boro (22MnB5) no estado como recebido: (a) espessura do revestimento e (b) percentuais de Zn e Fe presentes (Ximenes, 2018).

Segundo Ximenes (2018), a escolha do revestimento do tipo galvanizado (GA) pode ser justificada pelo maior percentual de Ferro presente no mesmo. Isto faz com que o ponto de fusão do revestimento aumente, reduzindo o tempo necessário para completa transformação do

revestimento e, portanto, reduzindo a ocorrência do efeito LME (Liquid Metal Embrittlement). As composições químicas dos revestimentos GA estão listadas na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química dos revestimentos GA. Ximenes (2018).

% em peso do elemento	Fe	Al	Zn
ZF45	11,8	0,2	88,0
ZF70	9,1	0,1	90,8

#### 4.2. Procedimento experimental

As etapas que compõem o procedimento experimental deste trabalho estão resumidas no fluxograma da Figura 57 a seguir. Primeiramente realizaram-se as etapas de confecção das amostras, preparação e a montagem com seus respectivos procedimentos para o ensaio de tração a quente na Gleeble 3500. Os corpos de prova denominados ZF70 (803) foram ensaiados com o intuito de calibração, ajustes e identificação de parâmetros relacionados à montagem e procedimentos operacionais do sistema. Os resultados apresentados neste trabalho correspondem aos corpos de prova denominados ZF45(804).

Em paralelo, para averiguar a capacidade de resfriamento do sistema com a utilização do gás Argônio e se o mesmo atenderia ao procedimento experimental estipulado, testes foram realizados com os corpos de prova da amostra ZF45 e levados para caracterização microestrutural a fim de identificar a microestrutura com taxa de resfriamento empregada.

Posteriormente, foram executados os procedimentos para identificação do gradiente e perfil de temperatura, assim como a execução dos ensaios de tração a quente e tratamento dos dados gerados pelo sistema.

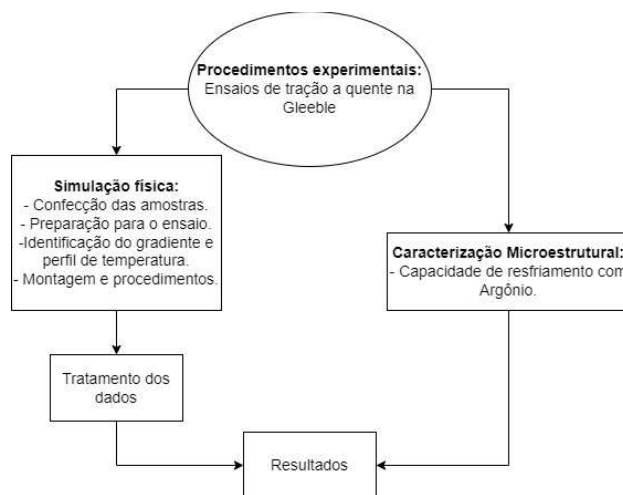


Figura 57 – Fluxograma do procedimento experimental.



#### 4.2.1. Simulador físico

Com o objetivo de avaliar o comportamento do aço 22MnB5 sob condições de estampagem a quente, foram realizados ensaios de tração uniaxial no simulador termomecânico Gleeble 3500, mostrado na Figura 58, que se encontra instalado no Laboratório Multiusuário de Conformação e Tratamentos Termomecânicos (LMCTT) na Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda (EEIMVR), Universidade Federal Fluminense (UFF).

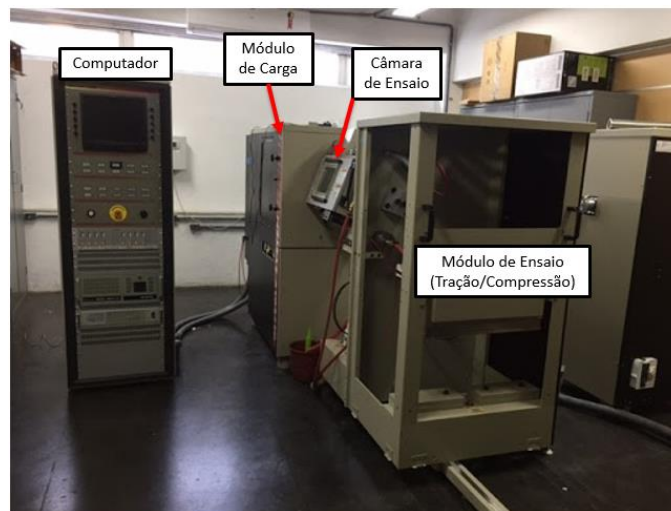


Figura 58 – Simulador físico Gleeble 3500 instalado na EEIMVR (UFF).

Os ensaios de tração foram realizados com a unidade móvel de conversão denominada *General Purpose* (módulo para ensaios de tração, compressão, entre outros), no qual encontra-se o dispositivo *Pocket Jaw*, para fixação dos corpos de prova de tração. O desenho dos corpos de prova de tração teve de ser executado de modo a atender à configuração disponível, em particular, os tipos de garras de Cobre. Na Figura 59(a), tem-se a fixação do corpo de prova. Na Figura 59(b), a vista frontal do corpo de prova fixado pelas garras de Cobre. Nas extremidades do corpo de prova, foram posicionados blocos de aço entre o *Pocket Jaw* e os reguladores em formato U. Estes blocos de aço, fixados por parafuso e porca, possibilitaram o travamento do corpo de prova de tração. Na Figura 59(b), tem-se uma vista em perspectiva para demonstrar a fixação adotada nos ensaios de tração a quente das chapas de aço ao Boro, elaborada pelo software Shapr3D.

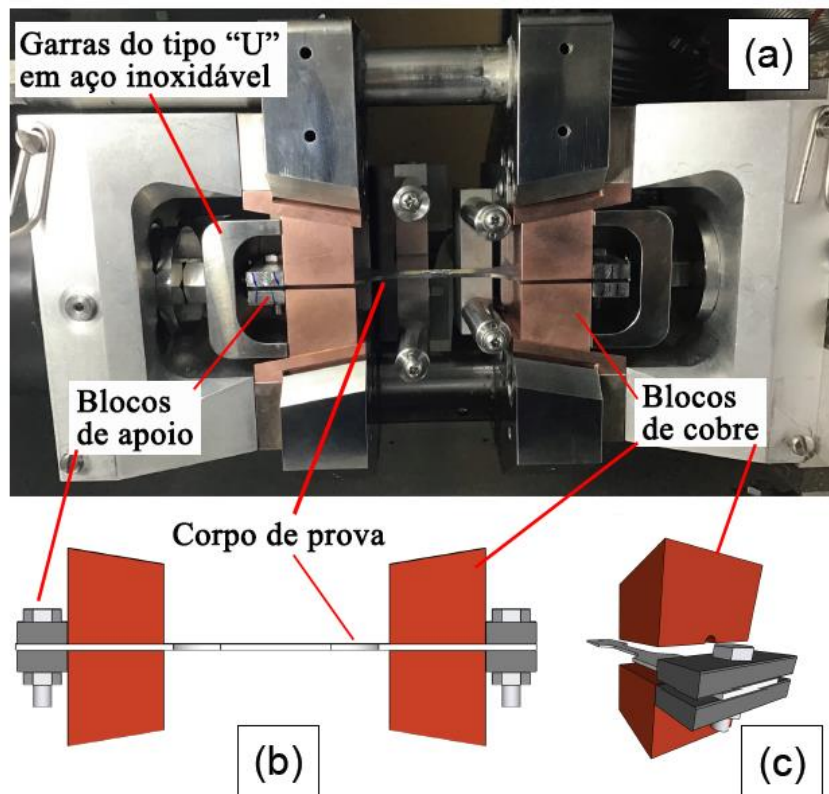


Figura 59 – Montagem do corpo de prova no simulador termomecânico Gleeble 3500 da UFF: (a) fixação tipo *Pocket Jaw* com o corpo de prova, esquemas com (b) vista frontal do corpo de prova fixado por blocos de apoio de aço, parafuso e porca e (c) vista em perspectiva com destaque para os blocos de apoio de aço e os blocos de cobre.

Na literatura encontram-se diversas geometrias de corpo de prova para o ensaio de tração a quente (Ghanbari, 2014; Mu et al., 2018; Oliveira et al., 2020; Shao et al., 2017; Sun et al., 2016). Os corpos de prova empregados foram projetados sob medida para a realização dos ensaios de tração na Gleeble 3500 da EEIMVR/UFF, cuja geometria e dimensões (mm) estão apresentadas na Figura 60. A geometria do comprimento útil efetivo adotada para análise do gradiente de temperatura e propriedades mecânicas foi definida com base nos estudos realizados por Shao et al. (2017), YoungFeng et al. (2019) e Oliveira et al. (2020), Zhang et al. (2020) e Zhang et al. (2023).

Além dos corpos de prova de tração uniaxial, foram fabricados em aço SAE 1020, quatro blocos para apoio e fixação de todo o aparato na câmara de ensaio da Gleeble 3500, conforme o esquema demonstrado na Figura 60(b).

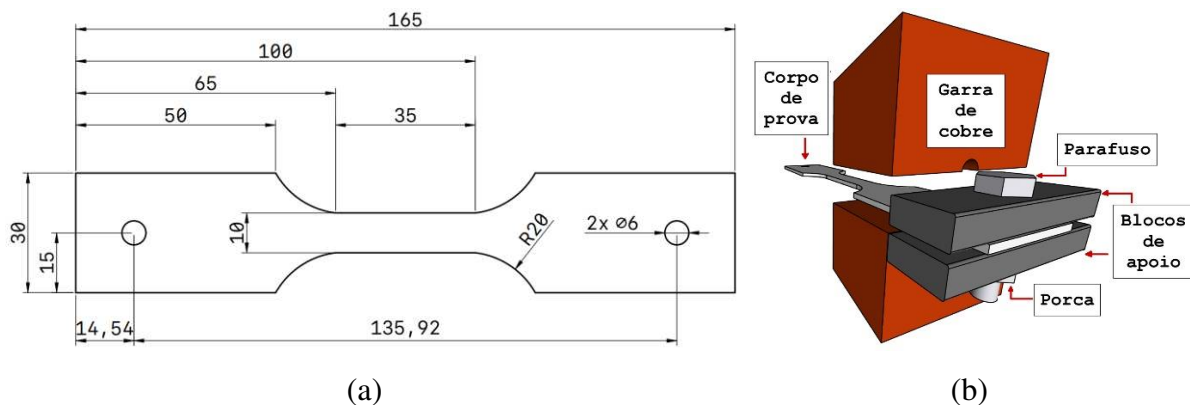


Figura 60 – Geometria adotada do corpo de prova de tração uniaxial e esquema de montagem: (a) desenho técnico com dimensões em mm e (b) parte do sistema de fixação do corpo de prova.

O processo de fabricação dos corpos de prova partiu do material como recebido em formas de chapas retangulares e envolveu, primeiro, os procedimentos de corte por guilhotina hidráulica, Figura 61 (a), em peças retangulares considerando sobremetal com dimensões de 165 mm x 38 mm, seguido de furação e fresamento, Figura 61(b).

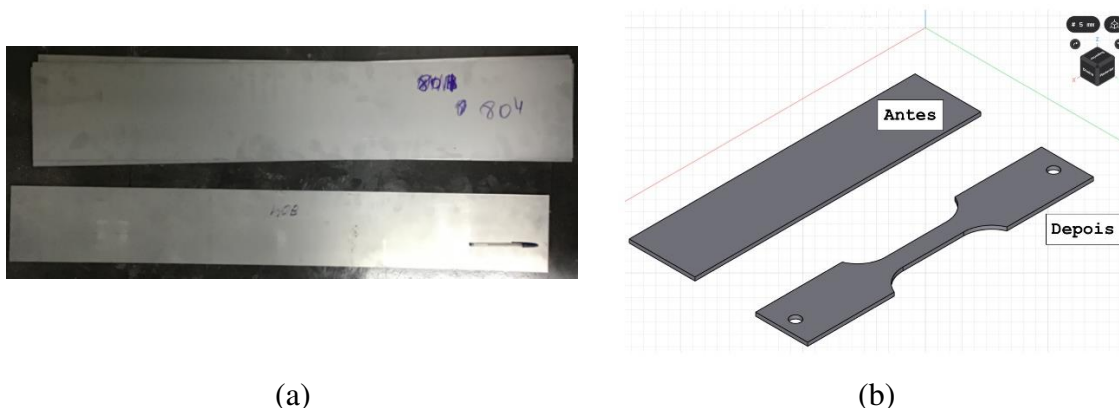


Figura 61 – (a) Chapas do aço 22MnB5 fornecidas pela CSN para confecção dos corpos de prova de tração. (b) vistas isométricas da peça retangular e corpo de prova.

O plano de corte das chapas foi realizado de modo que a maior parte dos corpos de prova de tração uniaxial fossem representativos da direção perpendicular à direção de laminação da chapa. Tal plano foi elaborado com auxílio do aplicativo SketchCut Lite utilizado em sistema IOS. O esquema de corte adotado é mostrado na Figura 62. A execução dos furos de 6 mm de diâmetro e todo o contorno foi realizado por fresamento em um centro de usinagem vertical CNC ROMI modelo D800.



Figura 62 - Esquema do plano de corte elaborado com auxílio do aplicativo SketchCut Lite para IOS.

A Tabela 5 resume a quantidade e disposição dos corpos de prova confeccionados a partir das chapas de aço 22MnB5. Dentre os dois revestimentos fornecidos pela CSN, os corpos de prova oriundos do revestimento ZF70 foram utilizados para calibração e configuração do procedimento de ensaio de tração a quente no simulador Gleeble 3500. Enquanto que os de revestimento ZF45 foram efetivamente ensaiados.

Tabela 5 – Quantidade e disposição dos corpos de prova confeccionados.

Direção	Revestimento	
	804 - ZF45	803 – ZF70
Transversal (DT)	47	45
Laminação (DL)	12	11

As campanhas de ensaios de tração a quente foram divididas em cinco grupos de #1 à #5 com bases na metodologia proposta por Mu et al. (2018) e estão esquematizadas na Figura 64 com seus parâmetros são descritos na Tabela 6. Cada cor corresponde a um grupo e os valores na cor preta referem-se aos parâmetros em comum a todos os grupos.

Tabela 6 – Parâmetros da campanha de ensaios de tração a quente na Gleeble 3500.

Grupos	Taxa de aquecimento	Temp. de encharque	Taxa de resfriamento até temp. de	Temp. de deformação	Taxa de deformação nominal	Taxa de resfriamento até temp. ambiente
#1	50 °C/s	950 °C por 300 s (5 min)	100 °C/s *Argônio	900 °C	$2,857 \times 10^{-2}$	40 °C/s
#2					$2,857 \times 10^{-1}$	
					$2,857 \times 10^{-0}$	
				850 °C	$2,857 \times 10^{-2}$	
$2,857 \times 10^{-1}$						
$2,857 \times 10^{-0}$						
#3				750 °C	$2,857 \times 10^{-2}$	
					$2,857 \times 10^{-1}$	
					$2,857 \times 10^{-0}$	
#4				650 °C	$2,857 \times 10^{-2}$	
					$2,857 \times 10^{-1}$	
					$2,857 \times 10^{-0}$	
#5				550 °C	$2,857 \times 10^{-2}$	
					$2,857 \times 10^{-1}$	
					$2,857 \times 10^{-0}$	

São cinco temperaturas de deformação, para considerar possíveis efeitos de gradientes de aquecimento e resfriamento que podem ter lugar em uma peça. As temperaturas de deformação por tração uniaxial são definidas em ordem decrescente, a saber, 900, 850, 750, 650 e 550 °C. As temperaturas para o início ( $Ac_1 = 732$  °C) e término ( $Ac_3 = 822$  °C) da transformação austenítica do aço 22MnB5 foram obtidas por ensaios de dilatométrica, vide Figura 13 (Ximenes et al. 2018). Nesse sentido, todos os corpos de prova foram aquecidos acima da  $Ac_3$  para garantir a austenitização completa. Quanto a deformação, nos grupos #1 e #2 ocorreu acima da  $Ac_3$ . No grupo #3, os corpos de prova foram deformados entre as temperaturas  $Ac_1$  e  $Ac_3$ . Por fim, os corpos de prova dos grupos #4 e grupo #5 foram deformados abaixo da temperatura  $Ac_1$ . Em todos os grupos a taxa de aquecimento foi adotada igual a 50 °C/s até 950 °C visando a completa austenitização durante 300 segundos de

encharque. Em seguida, foi empregada a taxa de resfriamento de 100 °C/s até as temperaturas de deformação.

A elevada taxa de aquecimento é usualmente obtida por meio de resistência elétrica. Esta taxa foi avaliada recentemente em esboços de 22MnB5 conformados a quente com ambos os revestimentos de Zn-Fe (45 e 80 g/m<sup>2</sup> por face) junto a um parceiro industrial para obtenção de um reforço de para-choque automotivo (Ximenes et al., 2018)). A influência da taxa de aquecimento (10 a 100 °C/s) e tempo de duração nos revestimentos Zn-Fe deste aço foi igualmente avaliada experimentalmente para evitar a ocorrência do fenômeno denominado *Liquid Metal Induced Embrittlement* (LMIE) (Ximenes et al., 2018; Ximenes et al., 2020).

Outrossim, para cada temperatura de deformação, foram adotadas três taxas nominais de deformação definidas em função do comprimento útil do corpo de prova, região paralela na Figura 60(a), e velocidade de ensaio (mm/s). Na programação dos ensaios, linguagem *script* na Gleeble, foi fixado um deslocamento total da travessa móvel (*stroke*) igual a 10 mm. Deste modo, variou-se o tempo do ensaio de tração a quente desde 0,1 s (taxa alta de deformação) até 10 s (taxa baixa de deformação) com um valor intermediário de duração igual a 1 s (taxa intermediária de deformação). Estes tempos resultam em velocidades de 100 mm/s (taxa alta de deformação), 10 mm/s (taxa intermediária de deformação) e 1 mm/s (taxa baixa de deformação).

Como as temperaturas de deformação são inferiores à temperatura de encharque, após repetidos testes utilizando bicos soprando um fluxo contínuo de gás argônio diretamente sobre a região dos termopares, Figura 63, ajustou-se a taxa de resfriamento de 100 °C/s para atingir as temperaturas de deformação desejadas, adicionando ainda um tempo de estabilização da temperatura, decorrente da capacidade física do equipamento de ensaio, entre 2 e 3 segundos. Esta taxa de resfriamento garantiu que não fosse formada a bainita, conforme curva de resfriamento contínuo determinada por Ximenes et al. (2018).



Figura 63 - Posicionamento do sistema de bicos sopradores com gás Argônio.

Após a deformação, os corpos de prova serão resfriados parcialmente com o auxílio desse sistema de bicos aplicando-se uma taxa de 40 °C/s por alguns segundos, e depois o resfriamento acontece ao ar livre até temperatura ambiente. O procedimento experimental proposto está esquematizado na Figura 64, totalizando 15 ensaios para o revestimento de Zn - Fe (45 g/m<sup>2</sup> por face). Os ensaios de tração uniaxial a quente foram realizados sob condições de alto vácuo (10<sup>-4</sup> a 10<sup>-5</sup> Torr), obtidas pela bomba difusora do simulador termomecânico Gleeble 3500.

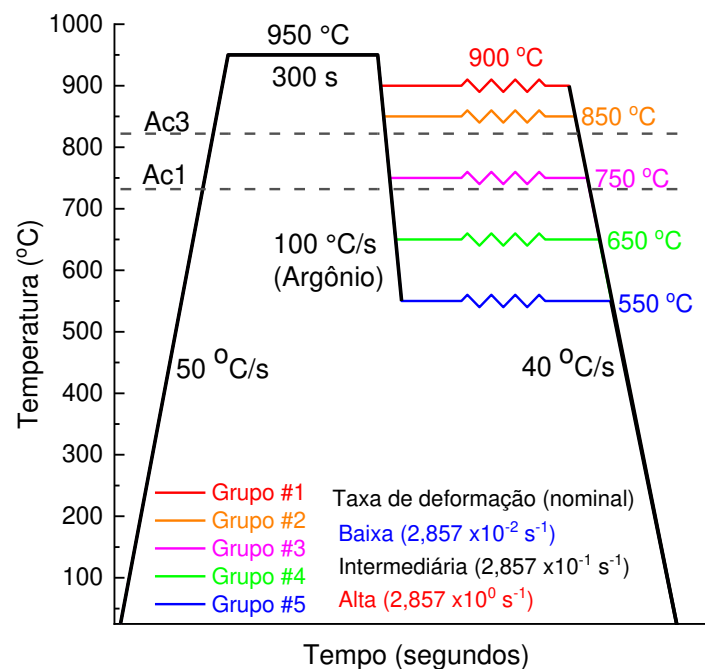


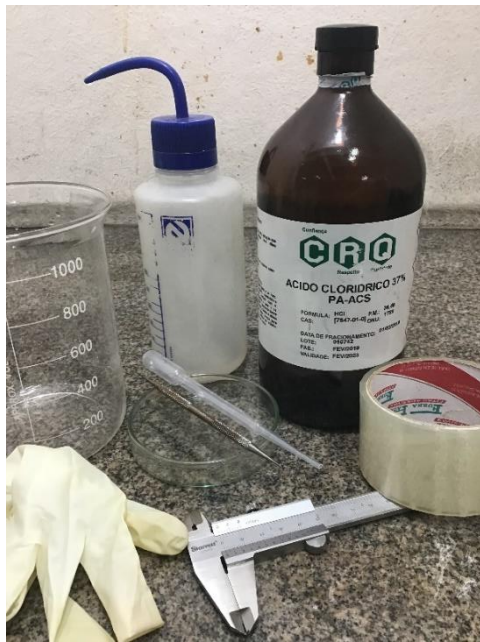
Figura 64 – Procedimento experimental para ensaios de tração uniaxial no simulador Gleeble 3500.

#### 4.2.2. Decapagem e soldagem dos termopares

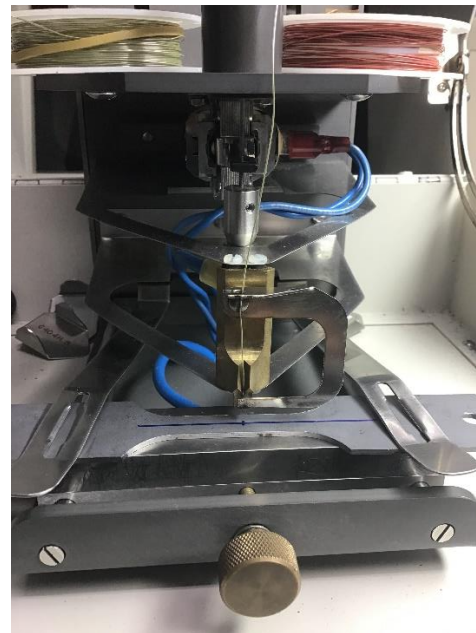
Para produzir uma boa união por solda entre os termopares e os corpos de prova, o revestimento de Zn-Fe precisou ser removido. A metodologia de decapagem adotada para remoção do revestimento e soldagem dos termopares, foi desenvolvida com base no manual de soldagem do dispositivo de soldagem 35200 que acompanha o equipamento Gleeble junto ao procedimento elaborado pelo Departamento de Ciência dos Materiais e Engenharia da Universidade de Ohio, para analisar o fenômeno de fragilização induzida por metal líquido (Llaneza et al. 2019)

Testes de marcação e decapagem foram realizados em pequenas chapas oriundas de retalhos do processo de corte para usinagem dos corpos de prova. Por questões de segurança, o

procedimento foi realizado em capela de exaustão e na Figura 65, os materiais utilizados foram, um par de luvas descartáveis, um béquer, uma placa de petri, pipeta de plástico, fita adesiva transparente, palito de aço, caneta nanquim, paquímetro, régua, ácido clorídrico 37%, água destilada, além de detergente neutro, água para limpeza e remoção de impurezas como óleo oriundo do processo de usinagem das chapas e ar comprimido para secagem.



(a)



(b)

Figura 65 – Etapas de preparação para soldagem dos termopares nos corpos de prova de tração: (a) imagem da bancada da capela de exaustão com os materiais para realização da decapagem e (b) dispositivo de soldagem dos termopares.

O objetivo foi estabelecer o tamanho necessário da região a ser decapada de modo a garantir boa qualidade da união entre os termopares e substrato, ao ponto que, não removesse revestimento desnecessariamente além das bordas da poça de solda. Para isso, com paquímetro e régua, delimitou-se os pontos a serem decapados utilizando caneta nanquim e fita adesiva transparente para cobrir e proteger estas marcações na área útil do corpo de prova contra o ácido clorídrico.

Com o a ponta fina do palito de aço cujo diâmetro mede aproximadamente 0,2 mm, perfurou-se a fita adesiva com três diâmetros distintos, menor, médio e maior respectivamente. O diâmetro menor compreende o valor da ponta do palito de aço, enquanto que os demais ficaram ligeiramente superiores. Com a pipeta, gotas do ácido clorídrico foram depositadas nos orifícios e aguardou-se aproximadamente 1 minuto no mínimo para o que o ácido agisse sobre o revestimento. Utilizou-se da mesma pipeta para remover o excesso de ácido e posteriormente



lavou-se os orifícios com água destilada para interromper a reação química. A secagem foi feita com ar comprimido e a fita adesiva removida. Os resultados podem ser observados na Figura 66.

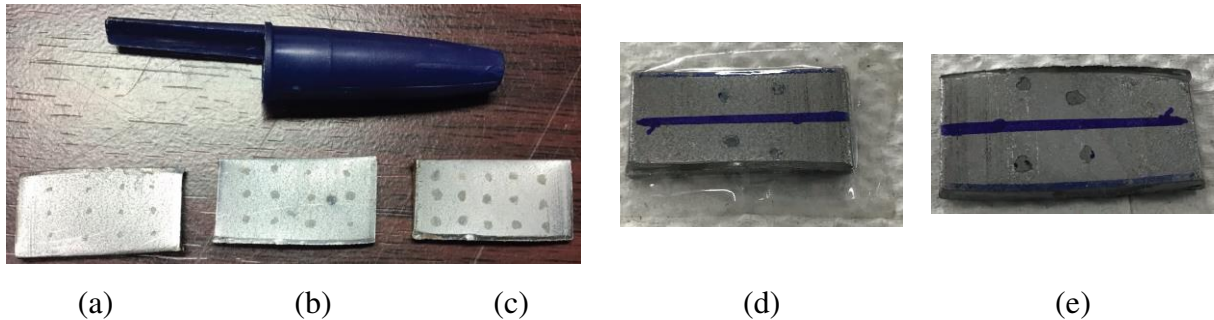


Figura 66 - Testes para estabelecer o tamanho da região decapada. Em (a) diâmetro menor, (b) médio e (c) maior. Em (d) amostra envolvida com fita adesiva e em (e) resultado final.

A região decapada não possui forma perfeitamente circular por conta do procedimento ser manual. Porém, o diâmetro adotado como ideal para garantir a qualidade da solda ficou entre Figura 66(a) diâmetro menor e Figura 66(b) médio, o que corresponde a aproximadamente 0,8 mm, Figura 66 (e). Na Figura 67 é feita uma comparação da soldagem dos termopares com e sem decapagem. Nota-se que que a solda diretamente sobre o revestimento tem o aspecto de uma casca prestes a descolar sobre a superfície do corpo de prova e de fato qualquer movimento sutil rompia-os. Além de que os termopares ficaram sujos devido a respingos do que sugere ser o revestimento, implicando diretamente na qualidade de aquisição de temperatura.

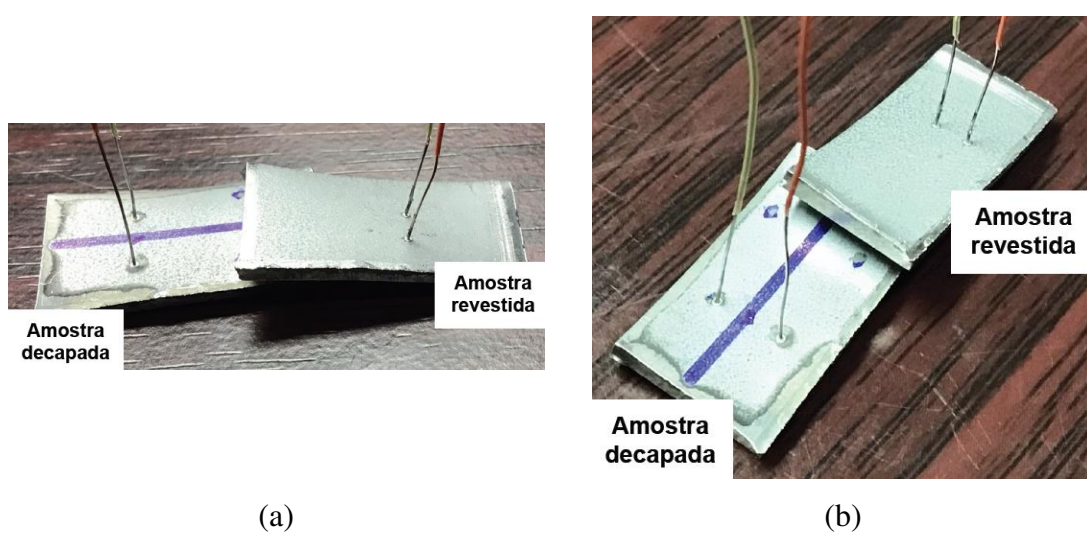


Figura 67 – Qualidade da solda entre amostrada decapada X amostra revestida.

A região decapada foi analisada com um microscópio óptico para investigar se o procedimento adotado acima alcançou o resultado desejado. A Figura 68 demonstra o resultado para aplicação do ácido clorídrico 37% através da ponta de uma caneta nanquim e duração de menos de 1 minuto no tempo de ação do ácido clorídrico 37% sobre o revestimento.

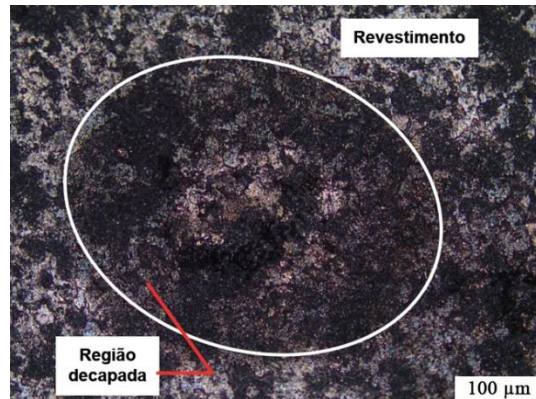


Figura 68 – Condição em que o tempo de reação química entre o ácido clorídrico e o revestimento foi menor que 1 minuto.

Por outro lado, a Figura 69 apresenta os resultados em três escalas, 200, 100 e 50 µm respectivamente para as amostras testadas com fita adesiva da Figura 66(e) e duração até que a reação química do ácido com o revestimento não solte bolhas (em torno de 2 a 3 minutos), nas quais é possível observar claramente que a decapagem não possui forma circular perfeita devido ao procedimento manual, entretanto o revestimento foi removido com sucesso. A região a ser decapada necessita ser alguns milímetros maior do que o diâmetro dos termopares utilizados.

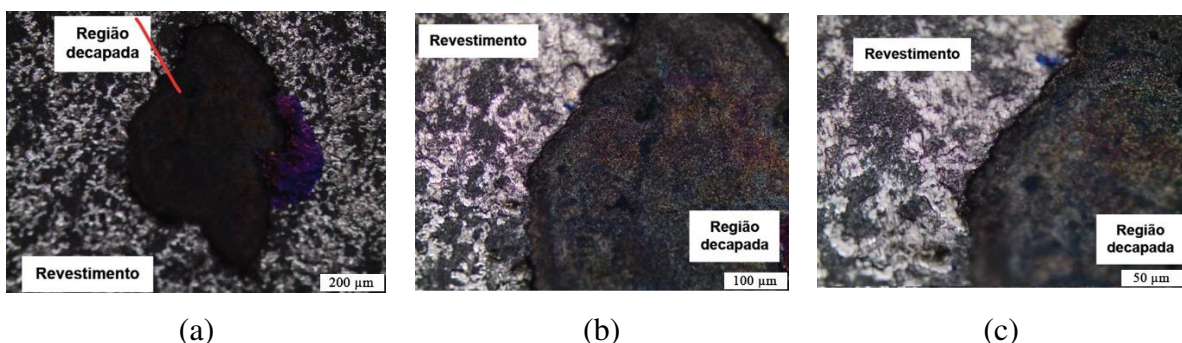


Figura 69 – Análises por microscopia óptica das regiões de decapagem com escalas correspondentes a (a) 200 µm, (b) 100 µm e (c) 50 µm.

O termopar recomendado pela Gleeble para o ensaio de tração à quente em corpos de prova em aço é do tipo K. As configurações de ajuste da máquina de soldagem para garantir uma boa soldagem estão listadas na Tabela 7. Um pequeno tubo de material cerâmico é utilizado

para isolar um termopar do outro, evitando assim curto ou interferência na leitura do sinal de temperatura.

Tabela 7 - Especificações e parâmetros de soldagem dos termopares utilizados.

Tipo	K
Recomendado para uso em	Aço
Faixa de temperatura (°C)	0 - 1250
Liga Positivo/Negativo	Chromel/Alumel
Diâmetro	0,1 in (0,254 mm)
Altura da queda	0,25 in (6 mm)
Comprimento livre do eletrodo	0,1 in (2 mm)
Tensão de soldagem	30 V

#### 4.2.3. Medições de temperatura

O simulador termomecânico Gleeble 3500 adota um sistema de aquecimento dos corpos de provas por efeito Joule. O par de termopares do canal TC1 é responsável por controlar o ciclo térmico programado, enquanto que as garras de cobre localizadas nas extremidades transmitem a corrente elétrica e ao mesmo tempo trocam calor com o corpo de prova. A energia do sistema passa pelas garras de cobre e tende a estar majoritariamente concentrada na região onde está soldado o par de termopares identificados como TC1. Sendo assim, regiões do corpo de prova distantes de TC1 tendem a não aquecerem conforme a temperatura programada no sistema, apresentando um gradiente de temperatura.

Segundo Martins et al. (2016) o processo é chamado de aquecimento por resistência direta, dando a ideia de que a chapa é conectada em série com uma fonte de energia elétrica. A resistência do material à passagem da corrente elétrica produz o calor. As taxas de aquecimento estão diretamente ligadas com a intensidade da corrente gerada e às propriedades do material, sendo assim, materiais com maior resistividade elétrica impedem mais a passagem da corrente e conseqüentemente produzem um aquecimento mais eficiente.

A principal limitação desse sistema ocorre para chapas em que há mudanças na área da seção transversal. Chapas que não possuem a área da seção transversal constante geram uma distribuição de temperatura não uniforme, por exemplo, quanto maior a área da seção transversal, menor a temperatura e vice-versa (Mori, 2012). Além disso, as garras de cobre estão em contato direto com o sistema de resfriamento por onde circula o líquido de arrefecimento

de todo o sistema, fazendo com que apenas as regiões próximas de TC1 sejam aquecidas próxima a temperatura prescrita. Apesar do gradiente, a utilização da Gleeble tem como vantagem a reprodução fiel das condições térmicas prescritas (Kardoulakki et al., 2014).

Devido a esse gradiente de temperatura criado durante o ensaio de tração a quente na Gleeble, é importante mensurar, avaliar e delimitar os limites e distribuição de temperatura ao longo da região útil de ensaio no corpo de prova de modo a conhecer as microestruturas formadas após um ciclo térmico. Para isso, dois corpos de prova foram preparados afim de verificar este perfil de temperatura e sua distribuição ao longo da região de ensaio, demonstrando quais regiões estão propensas ou não a formação de microestruturas multifásicas. Para garantir, por exemplo, que ao aquecer a região de interesse acima da temperatura de encharque, a microestrutura resultante seja completamente austenítica. A metodologia dos ensaios foi realizada com bases nos procedimentos descritos por Ghanbari (2014).

Nos ensaios para análise do perfil térmico na região de interesse do corpo de prova, pares de termopares foram soldados com distâncias específicas com relação ao centro do corpo de prova da amostra 804 do aço 22MnB5, conforme Figura 70 e Figura 71. O objetivo deste ensaio foi avaliar a distribuição térmica a partir do par de termopares de referência TC1. Logo, para a região longitudinal do corpo de prova, TC2, TC3 e TC4 localizam-se a 6,0 mm, 12,0 mm e 18,0 mm respectivamente.

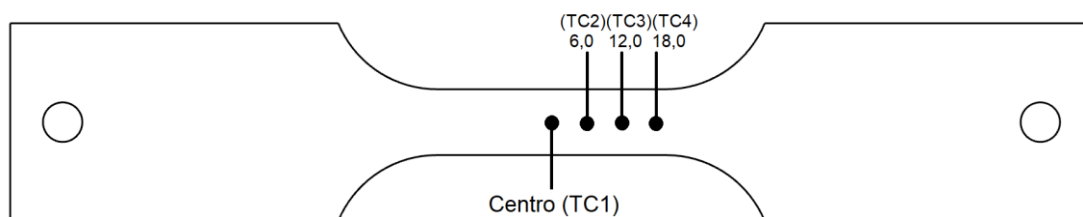


Figura 70 - Esquema de soldagem para avaliar o perfil de temperatura ao longo da região útil do corpo de prova de tração uniaxial.

A segunda análise identificou o perfil de temperatura para a direção transversal do corpo de prova. Com o emprego de três pares de termopares soldados a distâncias específicas também com relação ao centro do corpo de prova. O objetivo deste teste foi avaliar a distribuição térmica transversalmente a partir do par de termopares de referência TC1. Logo, os termopares TC2 e TC3 localizam-se a 4,0 mm e 2,0 mm respectivamente.

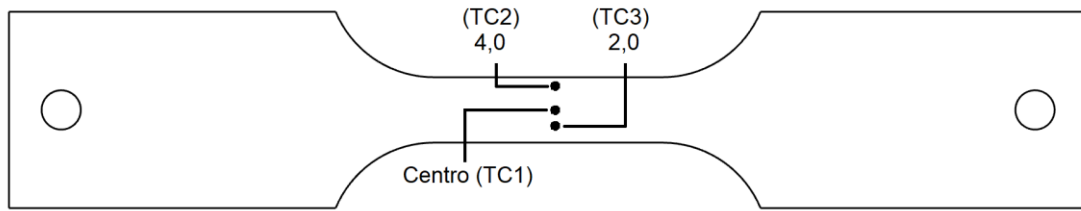


Figura 71 - Esquema de soldagem para avaliar o perfil de temperatura na direção da largura do corpo de prova.

A terceira análise avaliou a centralização da distribuição longitudinal da temperatura ao longo da região útil de ensaio, assim como o potencial de resfriamento da região com a utilização e posicionamento de quatro bicos para resfriamento com o emprego de gás argônio. Nesta etapa, o corpo de prova com os termopares soldados na direção longitudinal, passou pelo mesmo ciclo térmico, apenas tendo sua posição de montagem invertida na câmara de ensaios. Com isso, foi possível avaliar e comparar a questão de distribuição de temperatura entre os lados fixo e móvel (*stroke*) na câmara de ensaio, como mostra a Figura 72(a) e (b).

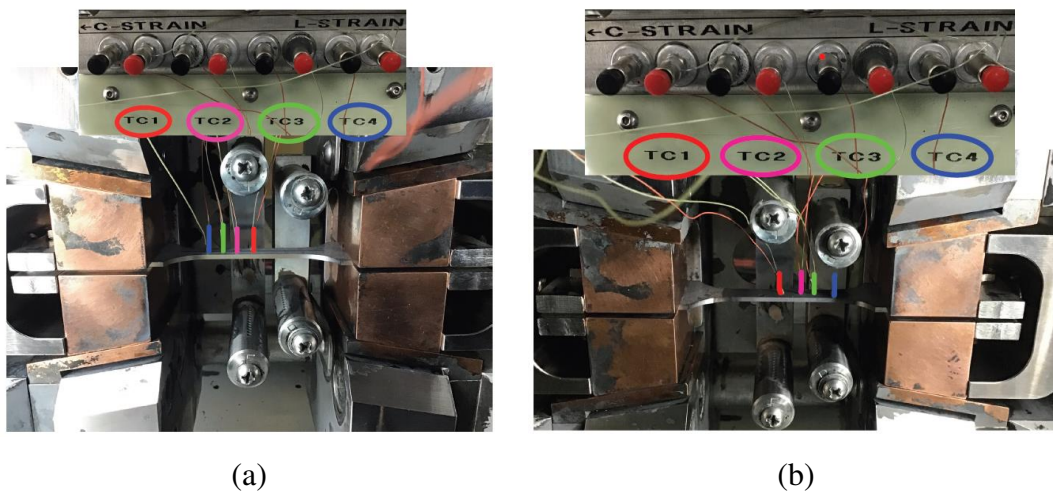


Figura 72 – Esquema montagem do corpo de prova de tração uniaxial para avaliar a distribuição de temperatura longitudinal entre os lados móvel e fixo: (a) termopares no lado móvel e em (b) o corpo de prova foi invertido.

Complementando a análise da distribuição de temperatura, utilizou-se a câmera infravermelha FLIR T200 para capturar o perfil térmico num instante máximo de tempo após a etapa de resfriamento até a temperatura de deformação. No caso, foram capturadas imagens termográficas para as cinco temperaturas, respectivamente 900, 850, 750, 650 e 550 °C, com os termopares posicionados nos lados móvel e fixo da câmara de ensaios do simulador Gleeble. O cálculo dos instantes para captura das imagens térmicas levou em consideração o ciclo térmico empregado nos ensaios de tração a quente. Este ciclo foi dividido em tempo para

aquecimento (1), tempo de encharque (2), tempo de resfriamento até a temperatura de deformação (3) e o tempo de estabilização da temperatura de deformação antes da deformação efetiva (4). Cada ensaio adotou um tempo diferente conforme Figura 73, influenciado pela taxa de deformação e temperatura de deformação.

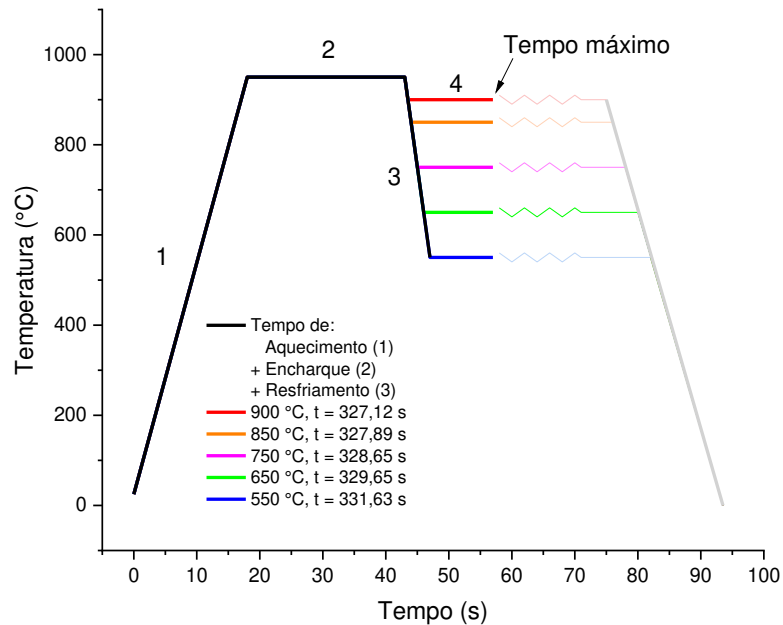


Figura 73 – Esquema do instante de captura das imagens térmicas.

Os procedimentos para montagem e configuração da câmera teve como base o estudo publicado por Li et al. (2019). Devido a limitação do espectro de luz infravermelha não atravessar o vidro da janela de visita da câmara de ensaios da Gleeble, o vidro foi removido e portanto estes ensaios foram realizados em atmosfera sem vácuo.



Figura 74 - Posicionamento da câmera térmica FLIR T200.

#### 4.2.4. Montagem e procedimentos

Primeiro, os blocos de apoio são montados nas extremidades do corpo de prova e fixados por meio de parafusos M6. Em seguida, o corpo de prova é posicionado por entre os blocos de cobre e com os termopares virados para cima, alojando-se entre dois afastadores de aço inoxidável no formato de “U” que são utilizados em ambos os lados para reforçar o efeito cunha, garantindo a fixação do corpo de prova entre as garras de cobre, como demonstra a Figura 75. Por último, é aplicada uma pré-carga ( $< 0,2$  kN) seguido por reaperto dos afastadores em “U” para finalizar a montagem.

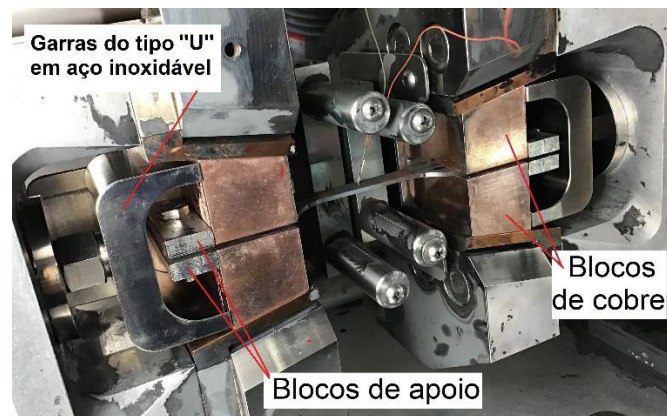


Figura 75 – Montagem do corpo de prova na câmara de ensaio do simulador Gleeble 3500.

Para registrar a temperatura do corpo de prova, o par de termopares deve ser encaixado no canal TC1, sendo o termopar vermelho no canal de cor preta e o termopar de cor verde no canal vermelho. A deformação longitudinal do corpo de prova foi medida empregando-se um tipo de extensômetro transversal de contato denominado “C-Gauge”, mostrado na Figura 76(a). Este é um extensômetro com braços de quartzo que são resfriados por ar-comprimado e cujas especificações estão listadas na Tabela 8.

Tabela 8 – Especificações do extensômetro de barras de quartzo tipo *C-Gauge*.

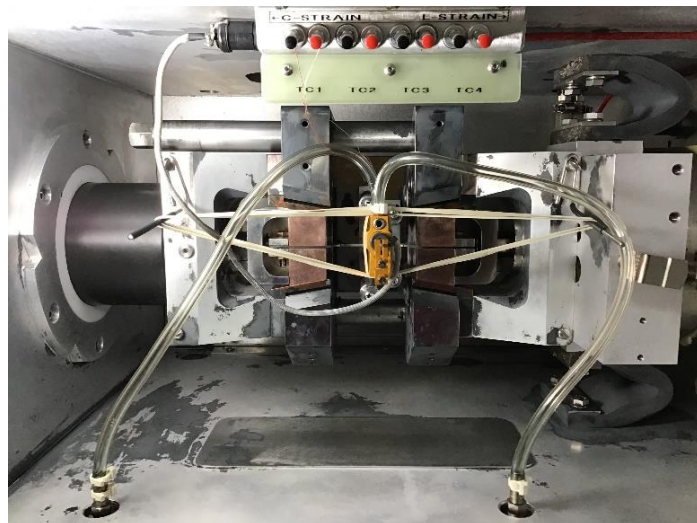
Tipo	Varição linear	Linearidade	Comprimento do medidor	Modos de controle
LVDT	+/- 6,25 mm (+/- 0,25 inches)	+/- 0,25 % da escala	0 – 12 mm (0 – 0,5 polegadas)	Medidas de seção transversal, Deformação e Tensão

O dispositivo “C-gauge” permite correlacionar a variação de largura com o alongamento longitudinal do corpo de prova. Pesquisas recentes empregaram este tipo de extensômetro em corpos de prova planos de chapas finas, propondo uma metodologia para corrigir os valores de deformação longitudinal e tensão normal. (Li, 2013; Li et al., 2016; Sun et al., 2016).

O dispositivo “C-gauge” é sustentado por meio de elásticos e alinhado com o par de termopares como mostrado na Figura 76(c). As mangueiras por onde passam o ar-comprimido para refrigerar as barras de quartzo, são acopladas em bicos na superfície inferior da câmara de ensaio e fixadas por meio de abraçadeiras. A conexão do “C-gauge” com o sistema da Gleeble é feita via cabo, cuja porta se encontra na parte interna superior da câmara de ensaios, ao lado do canal do termopar TC1. Faz-se necessário o correto alinhamento do dispositivo com o corpo de prova, para que não ocorram erros de leitura da variação de largura do corpo de prova.



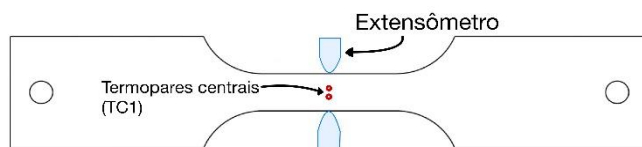
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 76 – a) Extensômetro C-Gauge. b) Montagem completa na câmara de ensaios. c) Alinhamento da barra de quartzo com os termopares e corpo de prova. d) Esquema demonstrando o alinhamento.



As etapas de resfriamento dos corpos de prova durante o ciclo térmico foram realizadas com o emprego do gás Argônio mantendo-se uma atmosfera inerte. O sistema, Figura 77(a) e (b) consiste nos dois pares de bicos posicionados acima e abaixo do corpo de prova e direcionados para a região central onde encontra-se soldado o par de termopares de aquisição e controle TC1, como demonstrado na Figura 75. Os tanques de resfriamento (*Quench 1* e *Quench 2*) são controlados pelo sistema da Gleeble e a pressão pode ser ajustada manualmente para gerar a vazão volumétrica necessária à taxa de resfriamento proposta de 100 °C/s. Para tanto, todo o sistema assim como a pressão de saída do cilindro de Argônio, devem ser ajustadas abaixo da margem de segurança de 120 psi (8 kg/cm<sup>2</sup>) definida em manual pela Gleeble.

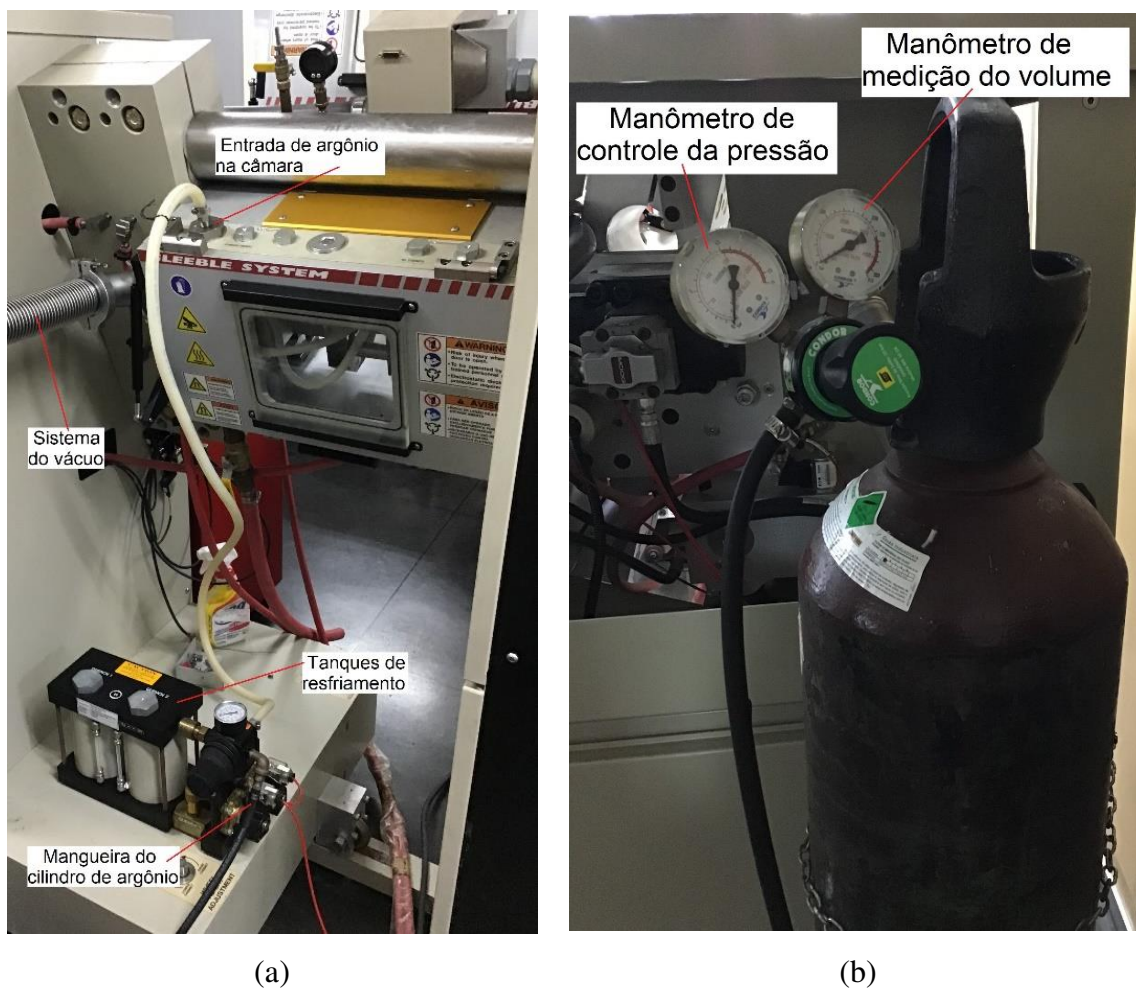


Figura 77 – Sistema de resfriamento. a) Montagem do tanque de resfriamento na câmara de ensaios. b) Cilindro de argônio.

Após toda a montagem necessária para execução do ensaio de tração uniaxial a quente, a programação do mesmo no sistema é feita via linguagem GSL (*Gleeble Script Language*). Por meio do software QuickSim, as etapas de aquecimento, tempo e temperatura de encharque,

resfriamento e deformação são programados conforme um exemplo na Figura 78. Além destas etapas, são definidas outras variáveis e configurações necessárias para controle de temperaturas, taxa de aquisição de dados, entre outros.

#	L	Time	Axis 1	Axis 2	Axis 3	Comment
1		System	Setup	Limits: Compression=-1.5mm, Force=50000kgf, Heat=100%		
2		Stress/Strain	Hoop strain using CGauge, d = 10.00mm			
3		Acquire	CGauge Force Force.line PowAngle PRam PTemp Strain Stress Stroke TC1			
4	*		17th december 2021			
5	*		Air quenching 100 C/s			
6	*		Strain-rate 10 s-1			
7		Start	<input checked="" type="checkbox"/> Mechanical	<input checked="" type="checkbox"/> High	<input checked="" type="checkbox"/> Thermal	
8		Mode	Force(kN)	Wedge(cm)	TC1(C)	
9		Sample	20.0Hz			
10		GSL>	set TC1KP to 0.5			
11		GSL>	set TC1KI to 0.5			
12		00:05.0000	0.0	0	0	
13		00:18.5000	0.0	0	950	Heat up to 950 C (50 C/s)
14		05:00.0000	0.0	0	950	
15		Switch	Quench1	<input checked="" type="checkbox"/> On		
16		Switch	Quench1	<input checked="" type="checkbox"/> On		
17		00:00.0100	0.0	0	950	
18		00:04.0000	0.0	0	550	Cooling down to 550 C (100 C/s)
19		GSL>	delay 2000 msec			
20		Switch	Quench1	<input type="checkbox"/> Off		
21		Switch	Quench2	<input type="checkbox"/> Off		
22		00:00.0100	0.0	0	550	Delay
23		00:02.0000	0.0	0	550	Soaking time at 550 C
24		Sample	20000.0Hz			
25		Zero	CGauge Stroke			
26		00:00.1000	0.0	0	550	
27		Mode	Stroke(mm)	Wedge(cm)	TC1(C)	
28		GSL>	sync			
29		Switch	uniTension	<input checked="" type="checkbox"/> On		
30		00:00.0100	0.00	0	550	
31		00:00.1000	10.00	0	550	
32		00:00.0500	10.00	0	0	Buffer to prevent rapid stopping of jaws
33		Switch	Quench1	<input checked="" type="checkbox"/> On		
34		Switch	Quench2	<input checked="" type="checkbox"/> On		
35		00:00.5000	10.00	0	0	Cooling down
36		Switch	Quench1	<input type="checkbox"/> Off		
37		Switch	Quench2	<input type="checkbox"/> Off		
38		End	<input type="checkbox"/> Mechanical	<input type="checkbox"/> High	<input type="checkbox"/> Thermal	

Figura 78 - Exemplo da página de programação de um ensaio de tração uniaxial.

As taxas nominais de deformação foram calculadas por:

$$\dot{\epsilon}_0 = \frac{v}{l_0} \quad (6)$$

na qual  $v$  é a velocidade em mm/s escolhida para o deslocamento do pistão, chamado de *Stroke*, que irá tracionar o corpo de prova a partir de um deslocamento total de 10 mm enquanto que  $l_0$  é o comprimento da seção paralela do corpo de prova igual a 35 mm, mostrado na Figura 60 a). A Tabela 9 resume os valores das velocidades adotadas, junto com os resultados calculados para as taxas de deformação nominal e seus respectivos tempos para deslocamento do pistão. Para simplificação, adota-se que as três taxas nominais de deformação serão representadas pela terminologia de taxa de deformação baixa, taxa intermediária e taxa alta.

Como exemplo de configuração do ensaio com alta taxa de deformação no programa QuickSim, nota-se linha 29 da tabela da Figura 78, que habilita-se o modo de tensão uniaxial e na linha 30 é preenchido apenas o tempo de deslocamento do pistão e a quantidade em mm desse deslocamento que ocorre a uma temperatura de 550 °C.

Tabela 9 - Configurações de deformação para os ensaios de tração uniaxial no sistema Gleeble 3500.

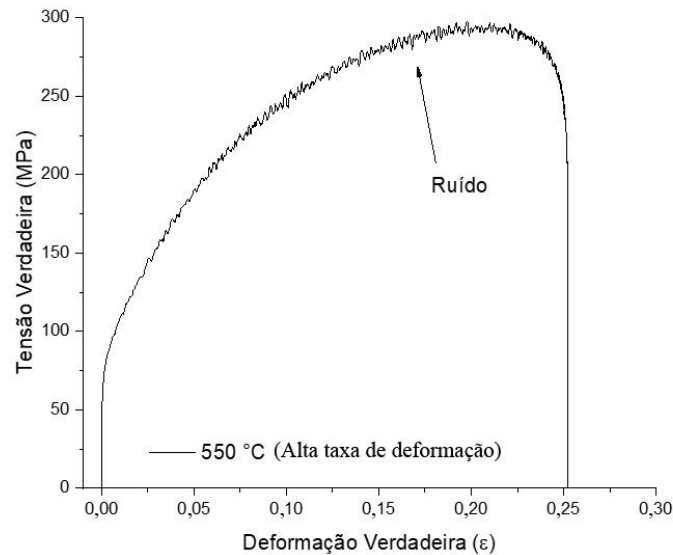
Taxa deformação	Velocidade (mm/s)	Deslocamento (mm)	Tempo (s)	Taxa nominal (s <sup>-1</sup> )
Baixa	1	10	10	2,857 x10 <sup>-2</sup>
Intermediária	10	10	1	2,857 x10 <sup>-1</sup>
Alta	100	10	0,1	2,857 x10 <sup>0</sup>

#### 4.3. Tratamento de dados

Os dados gerados após cada ensaio são salvados automaticamente em planilha no formato do software OriginLab. Esta planilha contém os seguintes dados relevantes: tempo, variação de largura do corpo de prova medida pelo extensômetro (C-Gauge), força medida pela célula de carga, temperatura programada (PTemp), deformação verdadeira longitudinal calculada pelo deslocamento do pistão, tensão verdadeira, deslocamento do pistão (stroke) e temperatura medida pelos termopares (TC1), como mostrado na Figura 79(a).

Long Name	Time(X)	CGauge(Y)	Force(Y)	Force2(Y)	PowAngle(Y)	Pram(Y)	PTemp(Y)	Strain(Y)	Stress(Y)	Stroke(Y)	TC1(Y)
Units	Time (sec)	CGauge (mm)	Force (kN)	Force (kN)	PowAngle (deg)	Pram	PTemp	Strain	Stress (MPa)	Stroke (mm)	TC1 (C)
Comments											
Sparklines											
1	0	3.4375	-0.61604	-0.61301	0	-0.01531	0	0.29546	-4.3427	1.4052	24.891
2	0.05	3.4376	-0.62116	-0.62518	0	-0.58689	0	0.29547	-4.3801	1.4041	24.769
3	0.1	3.4376	-0.62287	-0.62242	0	-0.60594	0	0.29547	-4.3923	1.4049	24.8
4	0.15	3.4375	-0.62075	-0.61867	0	-0.60086	0	0.29547	-4.3767	1.4055	24.751
5	0.2	3.4375	-0.61843	-0.61642	0	-0.59472	0	0.29546	-4.3552	1.4069	24.81
6	0.25	3.4375	-0.62061	-0.61903	0	-0.58855	0	0.29546	-4.3721	1.406	24.904
7	0.3	3.4375	-0.61954	-0.618	0	-0.58237	0	0.29546	-4.3646	1.4083	24.838
8	0.35	3.4375	-0.62307	-0.62118	0	-0.57619	0	0.29547	-4.3882	1.4089	24.71
9	0.4	3.4375	-0.61997	-0.61955	0	-0.57001	0	0.29546	-4.3683	1.4091	24.71
10	0.45	3.4374	-0.61819	-0.61953	0	-0.56383	0	0.29546	-4.358	1.4108	24.721

(a)



(b)

Figura 79 – Resultado pré-processado da Curva Tensão X Deformação verdadeiras para temperatura de ensaio de 550 °C e alta taxa de deformação. (a) Planilha de dados gerada pelo no software OriginLab e (b) Curva tensão X deformação sem tratamento dos dados.

Previamente, o software QuickSim, responsável pela programação do ciclo de ensaio, é configurado para trabalhar no modo tração em corpos de prova com área de seção retangular. A deformação longitudinal do corpo de prova é calculada a partir do deslocamento do pistão (stroke), criando a coluna da deformação verdadeira (*Strain(Y)*) e do mesmo modo calcula-se a tensão verdadeira correspondente (*Stress(Y)*). Estes valores de deformação e tensão não são representativos pois incluem os efeitos de deformação elástica da montagem do corpo de prova. Como alternativa, foram adotadas as medidas de variação de largura na região central do corpo de prova (C-Gauge) para determinar as deformações e tensões verdadeiras na direção do comprimento do corpo de prova.

O posicionamento do extensômetro C-Gauge com os termopares de controle (TC1) permitiu medir as variações de largura na região central do corpo de prova uma vez que as

fraturas ocorrem fora desta região. Este extensômetro registra a variação da largura, denominada  $\Delta w$  que ao ser dividida pela largura inicial ( $w_0$ ) de 10 mm, fornece a deformação transversal de engenharia, denominada  $e_w$ :

$$e_w = \frac{\Delta w}{w_0} \quad (7)$$

Empregando-se a Eq. (8) converte-se a medida de engenharia para deformação transversal verdadeira:

$$\varepsilon_w = \ln(1 + e_w) \quad (8)$$

Em seguida, considerando-se o material da chapa como homogêneo e isotrópico e desprezando-se as deformações elásticas, a deformação transversal verdadeira ( $\varepsilon_w$ ) foi transformada em deformação longitudinal verdadeira ( $\varepsilon_l$ ) pela condição de incompressibilidade plástica, ou seja, adotando-se a conservação de volume no regime plástico de deformação. Logo,

$$\varepsilon_l = -2 \varepsilon_w \quad (9)$$

Os valores da tensão de engenharia são calculados a partir da área inicial da seção transversal do corpo de prova com as medidas de força da célula de carga:

$$S = \frac{F}{A_0} = \frac{F}{w_0 t_0} \quad (10)$$

e, em seguida, convertida para medida verdadeira com os valores da deformação verdadeira longitudinal, Eq. (9), por:

$$\sigma = S(1 + e_l) = S \exp(\varepsilon_l) \quad (11)$$

Em alguns ensaios, os dados de força medidos pela célula de carga apresentaram ruídos inerentes ao sistema do simulador Gleeble e, sobretudo, a frequência adotada para aquisição de dados. Estes ruídos foram amenizados sem interferir nas tendências dos resultados, apenas com a aplicação de filtro de suavização pelo método da média adjacente, como mostrado na Figura 80. O método da média adjacente é um filtro de suavização oferecido pelo software Origin que

atua de forma ampla e conforme o próprio nome, calcula a média entre pontos vizinhos em um intervalo definido pelo usuário e os substitui por valores médios. Dessa forma, trechos extremamente ruidosos são suavizados mantendo-se a tendência dos resultados.

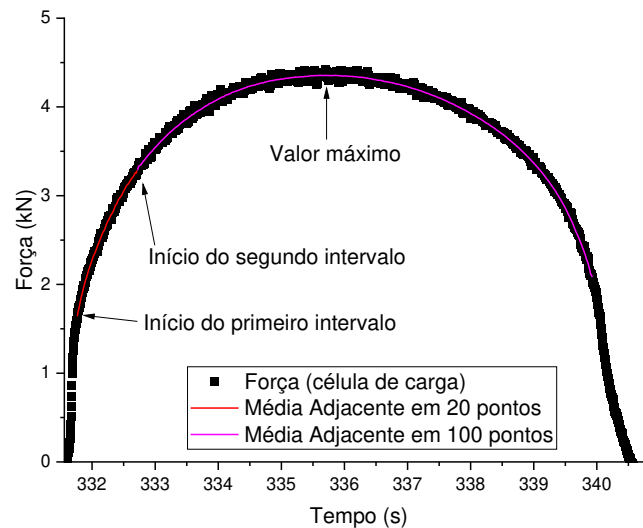


Figura 80 – Esquema do processamento do ruído inerente ao sistema e taxa de aquisição de dados pelo filtro de média adjacente.

Todas as curvas verdadeiras tensão-deformação utilizadas para análise do comportamento mecânico e parâmetros para a simulação computacional, foram geradas usando os resultados suavizados da força-tempo, partindo do tempo de início da deformação até o valor de força máxima. Este último representa o início da estrição localizada do corpo de prova (Wang et al., 2019; Oliveira et al., 2020).

Adotou-se o método clássico da reta paralela à inclinação que representa a região elástica da curva para determinação do limite de escoamento, com o objetivo de separar a deformação plástica da elástica nas curvas tensão - deformação verdadeira. Com o propósito de se afastar das oscilações dos resultados encontradas no início que são inerentes ao experimento e ao equipamento utilizado, além de para garantir que o material se encontra na região de deformação plástica, considerou-se que a localização inicial da reta paralela está a 0,5 % (0,005) de deformação para todas as curvas.

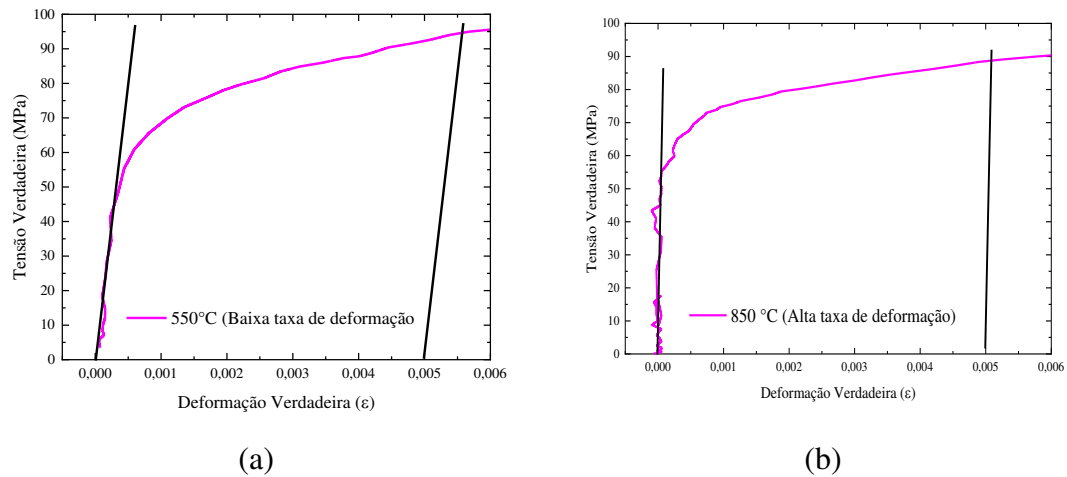


Figura 81 – Método da reta paralela para determinação do limite de escoamento aplicado nos resultados para (a) temperatura de deformação de 550 °C e baixa taxa de deformação e (b) temperatura de deformação de 850 °C e alta taxa de deformação.

A parcela plástica das curvas tensão x deformação verdadeiras ilustram o encruamento dos metais e contém os parâmetros que descrevem esse comportamento fenomenológico. Tal fenômeno pode ser expressado graficamente através de equações que descrevem o encruamento que caracteriza a mudança da resistência do material, ou seja, a alteração da superfície de escoamento à medida que ocorre a deformação plástica, resultando em mudanças na geometria. Tais equações necessitam da entrada de parâmetros que podem ser obtidos com o tratamento dos dados oriundos dos resultados de ensaios ou procedimentos experimentais.

Para tratamento dos dados relacionados a fratura do material, as análises foram feitas pelas medidas de engenharia da curva tensão x deformação. Com o objetivo de tentar identificar a tensão e deformação na falha, aplicou-se o método da primeira derivada num intervalo correspondente ao início do decaimento do valor da tensão em função da deformação, até próximo do fim da curva, como demonstram as setas da Figura 82(a). Em geral, os resultados obtidos pela primeira derivada apresentam o comportamento como mostrado na Figura 82(b). A região na qual se encontra a inflexão mais pronunciada na curva da primeira derivada da tensão de engenharia, é considerada o ponto coordenado x e y para os valores respectivos da tensão e deformação na fratura.

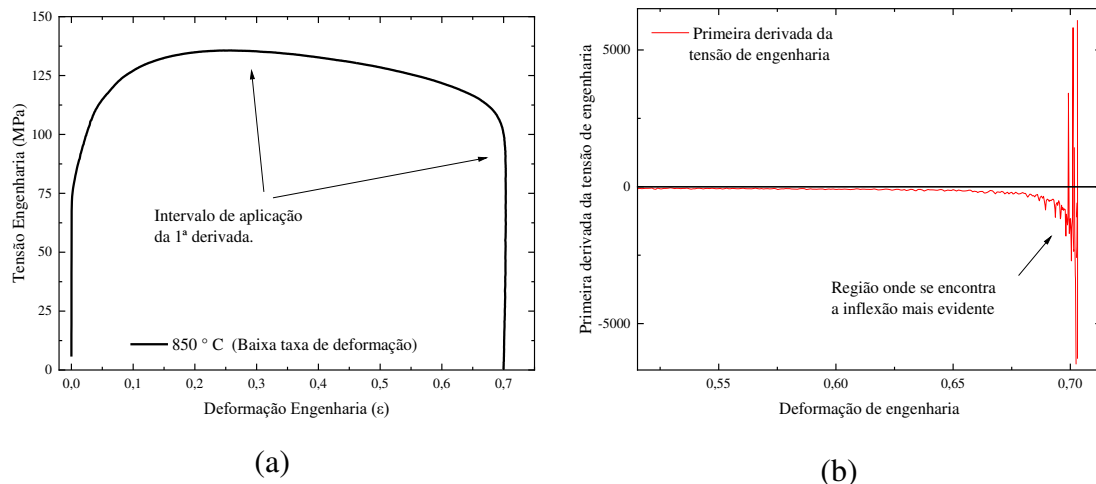


Figura 82 – Esquema para identificação da tensão e deformação na fratura através da curva tensão e deformação de engenharia. (a) localização do intervalo de aplicação da primeira derivada e (b) resultado da primeira derivada.

A análise das imagens termográficas, Figura 83(a), ocorreu através do software da câmera FLIR Thermal Studio, que possui ferramentas necessárias para medir o perfil de temperatura de uma extremidade a outra sobre a região do gradiente térmico na imagem gerada, passando pela região onde foram soldados os quatro pares de termopares. Utilizando pontos de referência na imagem digital, foi possível localizar os termopares soldados e, em seguida, gerar os perfis como os mostrados na Figura 83(b), que foram comparados com as temperaturas medidas pelos termopares nos ensaios que avaliaram o gradiente térmico no corpo de prova.

Devido a limitação da técnica de medição por infravermelho e para garantir a precisão das medições, anteparos transparentes como vidro ou acrílico desviam o feixe de onda infravermelho. Portanto as medições foram realizadas sem a presença de vácuo, através de uma janela de visita localizada na parte superior da câmara de ensaios.

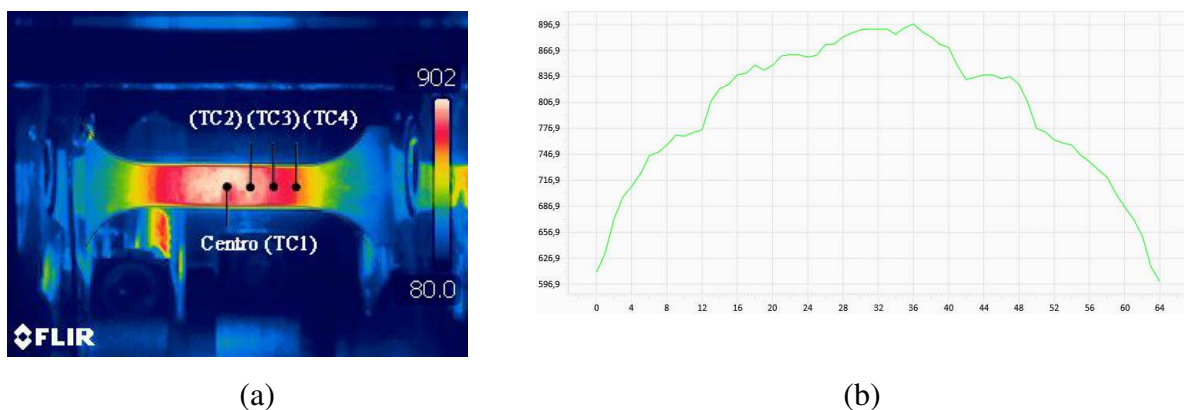


Figura 83 – Medidas de temperatura por infravermelho fornecido pelo programa FLIR Thermal Studio: (a) imagem termográfica segundos após o resfriamento por Argônio para deformação na temperatura de 900 °C e (b) distribuição de temperatura.



#### 4.4. Caracterização microestrutural

Foram feitas as micrografias ópticas para os dois tipos de revestimentos recebidos da CSN, nas direções normal a de laminação e transversal. Utilizou-se do software ImageJ, junto ao método de quantificação de fases, para quantificar as frações volumétricas em porcentagem de cada revestimento. Também foram feitas as medições de microdureza Vickers (HV) das amostras no estado como recebido para os dois tipos de revestimentos.

Para avaliar a eficiência do sistema de resfriamento adotado, optou-se por realizar uma condição de ensaio de tração uniaxial na qual empregou-se um ciclo de aquecimento com 50 °C/s, seguido por um encharque a 950 °C durante 300 s e deformação empregando-se as três taxas nominais de deformação (menor, intermediária e maior) finalizado por resfriamento com Argônio a uma taxa de 50 °C/s, conforme esquema apresentado na Figura 84. Avaliou-se por meio da técnica de microscopia ótica (MO) amostras retiradas na parte central do corpo de prova para verificar a existência ou não da formação completa da martensita nas três taxas de deformação.

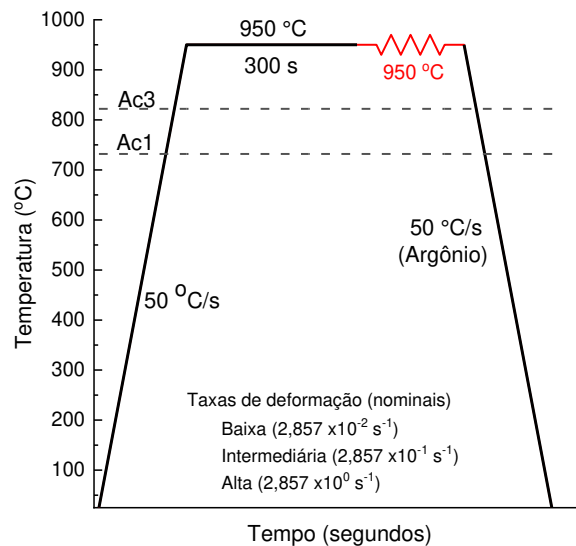


Figura 84 – Ciclo térmico para avaliar a eficiência do sistema de resfriamento com gás Argônio.

A sequência padrão para caracterização microestrutural se inicia com corte transversal de um pedaço na região de análise do corpo de prova o mais próximo possível dos termopares TC1, utilizando um disco de diamante e refrigeração em abundância. Em seguida efetuou-se o embutimento dos pedaços prioritariamente a frio com resina epóxi, Figura 85. A escolha da resina epóxi se deu ao fato de que a temperatura para embutimento na máquina com baquelite afetaria a microestrutura das amostras.



Figura 85 - Preparação metalográfica. (a) Localização do corte para embutimento. (b) embutimento a frio feito com resina epóxi.

A preparação metalográfica para análise microestrutural iniciou com o emprego lixas de carbetto de silício com granulometria de 80, 120, 240, 320, 400, 600, 1000 e 2000, seguido de polimento manual com alumina de 1 e  $0,3 \mu\text{m}$ . Para revelar as microestruturas, realizou-se ataques químicos por imersão em Nital 3% durante 20 segundos. As análises das microestruturas foram realizadas pelas técnicas de microscopia óptica (MO), capturando no mínimo 10 imagens para os aumentos de 500x e 1000x a fim de se garantir a qualidade das análises.

Para obtenção das frações volumétricas para as amostras como recebida, será empregada a norma ASTM E562 e para definir a quantidade de linhas usadas como interceptos, a norma ASTM E112. A determinação dos tamanhos médios de grãos seguirá a norma ASTM E1245. Os desvios padrão de fração volumétrica e tamanho de grãos de cada fase serão apresentados em função do percentual de desvio em relação aos valores médios (%RA).

#### 4.5. Superfície de fratura

A norma ASTM E8/E8M define que para corpos de provas com seção transversal retangular, o cálculo da redução de área deve ser efetuado na menor seção transversal onde está localizada a fratura. Entretanto, por conta da restrição à deformação que ocorre nos cantos dos corpos de prova com seção transversal retangular, as dimensões no centro das superfícies planas originais são menores que nos cantos, conforme demonstra a Figura 86.

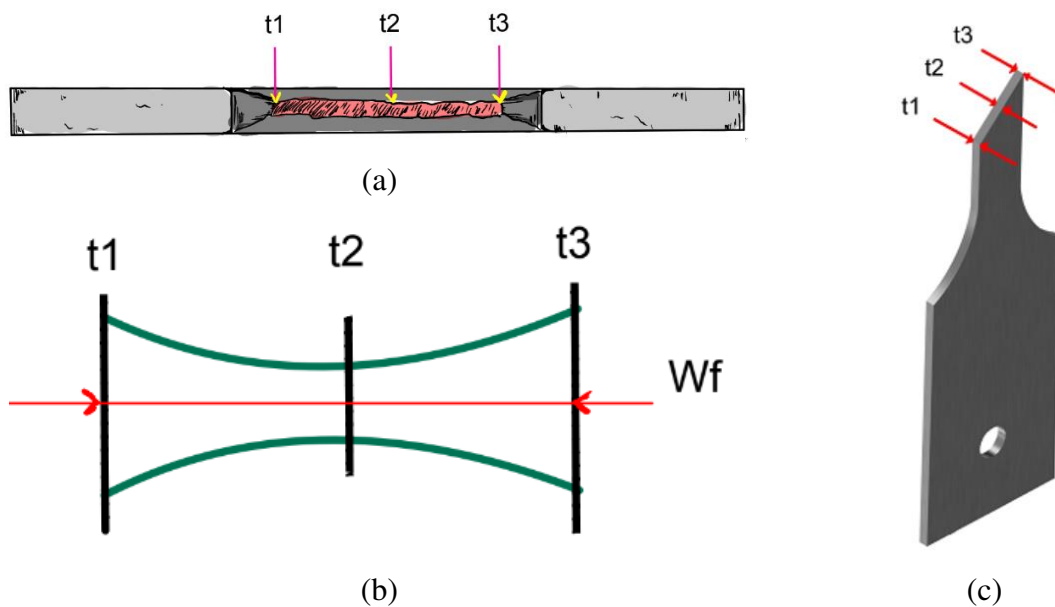


Figura 86 – (a) Representação esquemática da superfície de fratura vista ao longo do eixo de tração. (b) Representação esquemática do perfil parabólico descrito pela norma ASTM E8/E8M. (c) Representação em perspectiva da superfície de fratura.

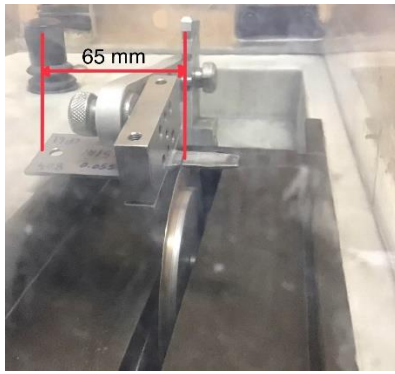
Para tanto, a norma assume que o formato dessas superfícies é parabólica e deve-se calcular uma espessura efetiva ( $t_e$ ) descrito por

$$t_e = \frac{t_1 + 4(t_2) + t_3}{6} \quad (12)$$

onde  $t_1$  e  $t_3$  são os valores da espessura medidos nas bordas da seção transversal e  $t_2$  é a espessura medida na metade da largura ( $w_f$ ) da mesma seção transversal.

Os corpos de prova foram cortados transversalmente com uma medida padrão de 65 mm de distância da extremidade da garra até a seção de corte, como demonstra a Figura 87, utilizando a máquina para corte com precisão IsoMet 1000, utilizando disco com lâmina diamantada, a 250 RPM e fluído de corte *cool 2* de especificação 41-10102 diluído em água destilada, na proporção especificada pelo fabricante. As medidas das espessuras e largura da superfície de fratura na seção cortada foram realizadas com auxílio do microscópio óptico Stemi 2000-C da marca Zeiss, com as escalas de ampliação de seu software devidamente calibradas.

As amostras cortadas foram analisadas via microscópio eletrônico de varredura (MEV), EVO MA-10 da marca Zeiss, para caracterização morfológica da superfície de fratura.



(a)



(b)

Figura 87 – (a) Posição da amostra na máquina de corte de precisão IsoMet 1000 e (b) Microscópio Stemi 2000-C da Zeiss.

#### 4.6. Equação modificada de Hockett-Sherby

Para descrever o comportamento termo-elasto-viscoplástico do aço 22MnB5 com relação ao procedimento experimental proposto, foi adotada a equação modificada de Hockett-Sherby, proposta inicialmente por Laurent et al. (2015) e utilizada por Oliveira et al. (2020). Esta equação descreve de forma fenomenológica a tensão de escoamento em função da deformação plástica efetiva ( $\bar{\epsilon}^p$ ), taxa de deformação plástica efetiva ( $\dot{\bar{\epsilon}}^p$ ) e temperatura ( $T$ ):

$$\sigma_y(\bar{\epsilon}^p, \dot{\bar{\epsilon}}^p, T) = \left\{ \sigma_0(T) + Q(T) \left[ 1 - \exp(-b(\bar{\epsilon}^p)^{n(T)}) \right] \right\} \left( \frac{\dot{\bar{\epsilon}}^p}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{m(T)} \quad (13)$$

Na Eq. (13),  $\sigma_0$  descreve a dependência da tensão limite de escoamento com a temperatura na forma de uma equação parabólica:

$$\sigma_0(T) = S_0 - S_1 \left( \frac{T}{T_m} \right) - S_2 \left( \frac{T}{T_m} \right)^2 \quad (14)$$

na qual  $T_m$  é a temperatura de fusão e  $S_0$  (MPa),  $S_1$  (MPa) e  $S_2$  (MPa) são parâmetros do material.

Na Eq. (13), o parâmetro  $Q(T)$  que descreve o tamanho da superfície de escoamento assumindo-se a hipótese de encruamento isotrópico, no caso presente, em conjunto com a teoria associada de escoamento plástico com o critério de von Mises:

$$Q(T) = Q_0 + a_1 \left[ 1 - \exp\left(a_2 \frac{T}{T_m}\right) \right] \quad (15)$$

com os parâmetros materiais  $Q_0$ (MPa),  $a_1$  (MPa) e  $a_2$ .

Com respeito ao encruamento, o parâmetro  $b$  na Eq. (13) descreve a taxa de crescimento da superfície de escoamento enquanto que o expoente de encruamento  $n(T)$  é definido em função da temperatura por uma equação linear com parâmetros  $n_0$  e  $n_1$ :

$$n(T) = n_0 - n_1 \left( \frac{T}{T_m} \right) \quad (16)$$

Por fim, é importante observar que o efeito da taxa de deformação é descrito de forma multiplicativa, ao termo entre chaves na Eq. (13), com a taxa de deformação de referência ( $\dot{\epsilon}_0$ ) e o expoente de sensibilidade à taxa de deformação definido em função da temperatura por:

$$m(T) = m_0 \exp\left(m_1 \frac{T}{T_m}\right) \quad (17)$$

com os parâmetros materiais  $m_0$  e  $m_1$ .

A equação modificada de Hockett-Sherby, aqui doravante denominada por H-S-mod, possui 12 parâmetros ( $S_0, S_1, S_2, Q_0, a_1, a_2, b, n_0, n_1, m_0, m_1, \dot{\epsilon}_0$ ) que podem ser identificados a partir dos resultados dos ensaios de tração uniaxial a quente realizados no simulador Gleeble. A identificação destes parâmetros foi realizada em duas etapas. A primeira etapa é iniciada com a avaliação da dependência da tensão limite de escoamento com a taxa de deformação nominal. Nesta etapa, foram adotados os valores dos resultados da menor taxa de deformação correspondentes ao início de escoamento plástico como bases no método *offset* com deformação plástica igual a 0,005, conforme descrito na Figura 81. Deste modo, admitindo-se que neste nível de deformação o escoamento plástico seja ainda muito incipiente, foi desprezado o encruamento neste estágio desconsiderando-se os termos referentes a tamanho ( $Q$ ) e taxa de crescimento da superfície de escoamento ( $b$ ). Assim, a Eq. (18) fica reescrita em função da taxa de deformação e temperatura com os termos de escoamento inicial  $\sigma_0(T)$  e sensibilidade a taxa de deformação  $m(T)$  e taxa de deformação de referência ( $\dot{\epsilon}_0$ ), ou seja:

$$\sigma_y(\dot{\epsilon}^p, T) = \sigma_0(T) \left( \frac{\dot{\epsilon}^p}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{m(T)} \quad (18)$$

Com os valores da tensão limite de escoamento obtidos pelo método *offset* em função dos ensaios de tração a quente realizados em 5 temperaturas e 3 taxas nominais de deformação, são determinados por meio ajuste não-linear os parâmetros da Eq. (18)  $S_0, S_1, S_2, m_0, m_1$  e  $\dot{\epsilon}_0$ . Para descrever a dependência da tensão com a temperatura, os parâmetros  $S_1$  e  $S_2$  da Eq. (14) foram assumidos iguais a zero. Fixando-se o valor inicial do parâmetro  $m_0$  na Eq. (17) que define a dependência do expoente de sensibilidade a taxa de deformação com a temperatura,  $m(T)$ , a primeira etapa de identificação fica limitada a determinação dos parâmetros que descrevem o escoamento inicial em função da temperatura e taxa de deformação ( $S_0, m_0$  e  $\dot{\epsilon}_0$ ).

Na segunda etapa, o procedimento de identificação começa com os dados experimentais tensão verdadeira-deformação plástica verdadeira para a menor taxa nominal de deformação. Nesta etapa, são adotados como valores iniciais os parâmetros determinados na primeira etapa no ajuste não-linear do conjunto reduzido de parâmetros ( $S_0, Q_0, a_1, a_2, b, n_0, n_1, m_0, m_1, \dot{\epsilon}_0$ ). Para tal, foram definidas restrições aos parâmetros materiais  $S_0$  e  $Q_0$  e  $m_1$  que condicionam a identificação para descrever os comportamentos da tensão verdadeira de escoamento que devem ser esperados em função dos aumentos da temperatura e ou taxa nominal de deformação. Ademais, os valores dos parâmetros  $S_0$  (MPa),  $Q_0$  (MPa) e  $m_1$  devem diminuir com o aumento da temperatura ou taxa nominal de deformação. Assim, são identificados por ajuste não-linear os parâmetros para a menor taxa nominal de deformação ( $S_0, Q_0, a_1, a_2, b, n_0, n_1, m_0, m_1, \dot{\epsilon}_0$ ). Em seguida, para os resultados tensão verdadeira-deformação plástica verdadeira das demais taxas nominais de deformação (intermediária e alta) são mantidos os valores dos parâmetros de encruamento e sensibilidade a taxa de deformação encontrados para a menor taxa nominal ( $a_1, a_2, b, m_0, m_1, \dot{\epsilon}_0$ ) e ajustados os parâmetros ( $S_0, Q_0, n_0, n_1$ ). Os parâmetros de encruamento ( $n_0, n_1$ ) também tem valores condicionados somente aos efeitos de taxa de deformação, aumentam com a taxa de deformação, mantendo-se fixos para cada taxa nominal de deformação independentemente da temperatura de ensaio.

As duas etapas de identificação de parâmetros foram realizadas com o auxílio do software OriginLab 2022 no qual foi implementada em linguagem aberta ao usuário a equação H-S-mod. Nestas etapas de identificação de parâmetros, foi adotado o algoritmo de Levenberg-Marquadt e as qualidades dos ajustes foram aferidas pelos valores globais do coeficiente de determinação

( $R^2$ ) e do coeficiente que fornece a soma residual dos quadrados dividida pelo grau de liberdade ( $\chi^2$ ).

#### 4.6.1 Implementação da equação de Hockett- Sherby modificado

#### 4.6.2 Equações constitutivas

As equações empregadas na implantação computacional da equação de H-S mod estão fundamentadas nos conceitos da Mecânica dos Meios Contínuos. Por motivos de simplificação, será considerado aqui que tensores de segunda ordem aqueles com um traço abaixo da letra que o representa. Por exemplo, o tensor de 2ª ordem de taxa de deformação total definido nesta notação é dado por  $\dot{\underline{\underline{\epsilon}}}$ . No caso de tensores de 4ª ordem, são colocados dois traços abaixo da letra que o representa, como, por exemplo, o tensor de quarta ordem de submissão elástica,  $\underline{\underline{\underline{\underline{S}}}}^e$ . A seguir são apresentadas as equações constitutivas em pequenas deformações para o caso isotrópico de um material elasto-viscoplástico com encruamento isotrópico.

Primeiro, de acordo com teoria de pequenas deformações tem-se que o tensor taxa de deformação total pode ser decomposto de forma aditiva em parcelas elástica (e) e plástica (p):

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}} = \dot{\underline{\underline{\epsilon}}^e} + \dot{\underline{\underline{\epsilon}}^p} \quad (19)$$

O tensor de componentes elásticas de taxa de deformação,  $\dot{\underline{\underline{\epsilon}}^e}$ , está relacionado à taxa do tensor de tensões de Cauchy de 2ª ordem e simétrico,  $\dot{\underline{\underline{\sigma}}}$ , por meio da relação de Hooke em elasticidade linear isotrópica:

$$\dot{\underline{\underline{\epsilon}}^e} = \underline{\underline{\underline{\underline{S}}}}^e : \dot{\underline{\underline{\sigma}}} \quad (20)$$

ou de forma inversa

$$\dot{\underline{\underline{\sigma}}} = \underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}^e : \dot{\underline{\underline{\epsilon}}^e} \quad (21)$$

com  $\underline{\underline{\underline{\underline{C}}}}^e$  sendo o tensor de 4ª ordem simétrico chamado de rigidez elástica definido, por sua vez, em função de duas propriedades elásticas, a saber, o módulo de elasticidade longitudinal (E) e coeficiente de Poisson ( $\nu$ ).

Por outro lado, o escoamento plástico é descrito primeiro por meio do conceito de função de escoamento, a qual depende das grandezas do tensor de tensões de Cauchy ( $\underline{\sigma}$ ), deformação plástica efetiva ( $\bar{\varepsilon}^p$ ), taxa de deformação plástica efetiva ( $\dot{\bar{\varepsilon}}^p$ ) e temperatura ( $T$ ). No caso de encruamento isotrópico, a função de escoamento pode ser definida por:

$$f(\underline{\sigma}, \bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T) = F(\underline{\sigma}) - \bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T) \quad (22)$$

na qual  $F(\underline{\sigma})$  descreve a forma da superfície de escoamento no espaço de tensões enquanto que  $\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T)$  define o tamanho desta superfície com grandeza escalar identificada a partir de ensaios experimentais.

Como grandeza escalar, a função de escoamento  $f(\underline{\sigma}, \bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T)$  possibilita verificar a ocorrência quanto às possibilidades de: (i) carregamento elástico, (ii) carregamento plástico, (iii) descarregamento elástico e (iv) carregamento neutro. Estas condições são estabelecidas com bases na existência da superfície de escoamento com bases no trabalho plástico dissipado e, com exceção do carregamento elástico para o qual  $f < 0$ , encontram-se esquematizadas na Figura 88.

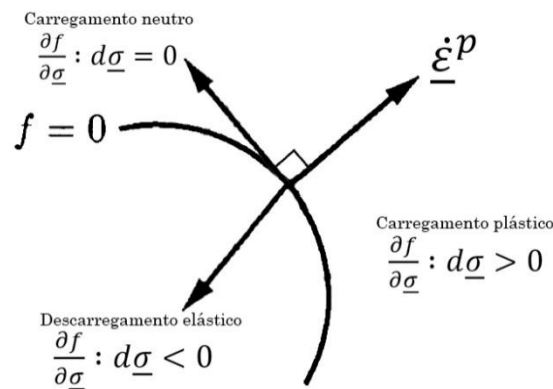


Figura 88 - Representação esquemática da função de escoamento indicando as condições de carregamento e descarregamento. Adaptado de Doghri (2000).

Nas teorias de plasticidade com bases na existência de uma superfície de escoamento, tem-se que a taxa de trabalho plástico (por unidade de volume) é máxima quando se verifica que o vetor taxa de deformação plástica normal,  $\dot{\bar{\varepsilon}}^p$ , está normal à superfície de escoamento. Esta condição, esquematizada na Figura 88 e conhecida como a regra da normalidade, estabelece que a superfície de escoamento representada no espaço de tensões ( $\underline{\sigma}$ ) seja



convexa. Na teoria associada de escoamento plástico, as componentes de taxa de deformação plástica são definidas pela regra da normalidade por:

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}} \quad (23)$$

Na Eq. (23),  $\frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}}$  representa a derivada parcial da função de escoamento em relação as componentes de tensão de Cauchy  $\underline{\sigma}$ , ou seja, o gradiente da função escalar de escoamento. Ainda, nesta equação encontra-se o parâmetro escalar denominado multiplicador plástico,  $\dot{\lambda}$ .

Com bases nos valores da função de escoamento ( $f$ ) e multiplicador plástico ( $\dot{\lambda}$ ), estabelecem-se três condições que definem os processos de carregamento e descarregamento: (1) carregamento plástico:  $\dot{\lambda} > 0$  se  $f = 0$  e  $\dot{f} = 0$ ; (2) carregamento neutro:  $\dot{\lambda} = 0$  e  $f = 0$  com  $\dot{f} = 0$  e (3) descarregamento elástico:  $\dot{\lambda} = 0$  se  $f < 0$  e  $\dot{f} < 0$ .

Na Eq. 22(22 , a função adotada que descreve a forma da superfície de escoamento  $F(\underline{\sigma})$  é definida pelo critério isotrópico de von Mises por:

$$F(\underline{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2} \|\underline{S}\|} = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{S} : \underline{S})} \quad (24)$$

Na Eq. (25),  $\underline{S}$  é o tensor de 2ª ordem simétrico que descreve a componente desviadora do tensor de Cauchy,  $\underline{\sigma}$ , sendo obtido a partir da componente hidrostática de tensão,  $\sigma_h$ , por:

$$\underline{S} = \underline{\sigma} - \sigma_h \underline{\delta} \quad (25)$$

com o tensor de identidade de 2ª ordem  $\underline{\delta}$  e  $\sigma_h = (1/3)Tr(\underline{\sigma})$ .

Em razão da função homogênea de grau 1 que descreve a superfície de escoamento,  $F(\underline{\sigma})$ , conjugada a medida escalar de encruamento isotrópico,  $\bar{\sigma}$ , o multiplicador plástico  $\dot{\lambda}$  na regra da normalidade, Eq. (24), é identificado como a taxa de deformação plástica efetiva  $\dot{\bar{\varepsilon}}^p$  (Moreira e Ferron, 2007). A taxa de deformação plástica efetiva no sentido do critério isotrópico de von Mises é definida a partir das componentes do tensor de taxa de deformação plástica por:

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^p = \sqrt{\frac{2}{3} (\underline{\dot{\varepsilon}}^p : \underline{\dot{\varepsilon}}^p)} \quad (26)$$

Por fim, as grandezas escalares que definem as medidas de encruamento  $\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T)$  e deformação plástica efetiva  $\bar{\varepsilon}^p$  podem ser relacionadas na forma de taxa da seguinte forma:

$$\dot{\bar{\sigma}} = H(\bar{\sigma})\dot{\bar{\varepsilon}}^p \quad (27)$$

na qual o termo de taxa de encruamento é definido por.

$$H(\bar{\sigma}) = \partial \bar{\sigma} / \partial \bar{\varepsilon}^p \quad (28)$$

### 4.6.3 Implantação computacional

As equações constitutivas apresentadas no subitem anterior podem ser integradas empregando-se o método de retorno radial, o qual é estabelecido em duas etapas. Na primeira, é realizada uma previsão elástica com bases na elasticidade linear isotrópica de Hooke em função dos incrementos de deformação total. Esta previsão elástica fornece um estado de tensão denominado “Teste”, para o qual deve ser verificado se há a condição de carregamento plástico. Caso não ocorra tal condição, este estado de tensão “Teste” corresponde a um carregamento (ou descarregamento) puramente elástico. Caso contrário, procede-se com a segunda etapa do método de retorno radial denominada na literatura por correção plástica.

A seguir as equações constitutivas definidas na forma de taxa ao serem integradas no tempo de cálculo são apresentadas na forma incremental com a notação indicial de Einstein. Estas equações foram implantadas no programa comercial ABAQUS/Explicit que usa um método explícito de integração no tempo. Primeiro, assumindo-se que todas as variáveis sejam conhecidas no tempo inicial,  $t$ , a previsão elástica é calculada a partir dos incrementos do tensor de deformação total  $\Delta \underline{\varepsilon}$ .

$$\sigma_{ij}^{Teste} = \sigma_{ij}^t + \lambda Tr(\Delta \underline{\varepsilon})\delta_{ij} + 2\mu \Delta \varepsilon_{ij} \quad (29)$$

na qual  $\lambda$  e  $\mu$  são os coeficientes de Lamè definidos em função do módulo de elasticidade longitudinal,  $E$ , e coeficiente de Poisson,  $\nu$ , por:

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad (30)$$

$$\mu = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (31)$$

Em seguida, as componentes desviadoras do estado de tensão de “Teste” são calculadas por:

$$S_{ij}^{Teste} = \sigma_{ij}^{Teste} - \sigma_h^{Teste} \delta_{ij} \quad (32)$$

Com as tensões desviadoras do estado “Teste”, é possível verificar se ocorre a condição de carregamento plástico com bases na tensão efetiva no sentido do critério de von Mises  $F(S_{ij}^{Teste})$  e medida de tensão de escoamento no instante inicial  $\bar{\sigma}^t(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T)$  empregando-se a função de escoamento, ou seja:

$$f^{Teste} = F(S_{ij}^{Teste}) - \bar{\sigma}^t(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T) \quad (33)$$

Com isso haverá um carregamento (ou descarregamento) elástico quando  $f^{Teste} < 0$ . Caso contrário, ou seja, quando  $f^{Teste} \geq 0$  verifica-se a condição de carregamento plástico e a necessidade da etapa de correção plástica.

Por outro lado, é interessante observar que as componentes de tensão desviadoras no estado “Teste” podem ser obtidas em função dos incrementos das componentes desviadoras do tensor de deformação total  $\Delta \underline{\varepsilon}$ :

$$S_{ij}^{Teste} = S_{ij}^t + 2\mu \Delta e_{ij} \quad (34)$$

com  $\Delta e_{ij} = \Delta \varepsilon_{ij} - (1/3)Tr(\Delta \underline{\varepsilon})\delta_{ij}$ . Ademais, na plasticidade independente da componente hidrostática de tensão, ou melhor, na condição de conservação de volume no regime plástico, tem-se que a correção plástica pode ser obtida a partir da Eq. (34) como:

$$S_{ij}^{t+\Delta t} = S_{ij}^{Teste} - 2\mu \Delta \varepsilon_{ij}^p \quad (35)$$

Visto que  $\Delta e_{ij}^p \equiv \Delta \varepsilon_{ij}^p = \Delta \bar{\varepsilon}^p \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}}$ , a única incógnita a ser determinada passa a ser o incremento de deformação plástica efetiva  $\Delta \bar{\varepsilon}^p$ . A seguir é estabelecida a equação necessária cuja solução numérica fornece o valor de  $\Delta \bar{\varepsilon}^p$ .

O método explícito de integração no tempo está condicionado à incrementos de tempo muito pequenos  $\Delta t$ , por sua vez, determinados em função do menor tamanho do elemento da malha e a velocidade de propagação da onda elástica. Deste modo, é assumido primeiro que as derivadas parciais da função de escoamento, que são necessárias a correção plástica na Eq. (35), possam ser aproximadas por aquelas que são calculadas no estado de tensão “Teste”, ou seja,

$$N_{ij}^{t+\Delta t} = \left( \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \right)^{t+\Delta t} \equiv \left( \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \right)^{Teste} \quad (36)$$

De acordo com a regra da normalidade, estas derivadas parciais definem um vetor normal à superfície de escoamento. No caso do critério isotrópico de von Mises são obtidas por:

$$N_{ij}^{Teste} = \left( \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \right)^{Teste} \equiv \left( \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \right)^{Teste} = \frac{3}{2} \frac{S_{ij}^{Teste}}{F(\underline{\sigma})^{Teste}} \equiv \frac{3}{2} \frac{S_{ij}^{t+\Delta t}}{F(\underline{\sigma})^{t+\Delta t}} = N_{ij}^{t+\Delta t} \quad (37)$$

ou

$$N_{ij}^{Teste} = \frac{S_{ij}^{Teste}}{\|S_{ij}^{Teste}\|} \equiv \frac{S_{ij}^{t+\Delta t}}{\|S_{ij}^{t+\Delta t}\|} = N_{ij}^{t+\Delta t} \quad (38)$$

Assim, a Eq. (35) pode ser rescrita como:

$$S_{ij}^{t+\Delta t} = S_{ij}^{Teste} - 2\mu\Delta\bar{\varepsilon}^p N_{ij}^{Teste} = S_{ij}^{Teste} - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^p \frac{S_{ij}^{Teste}}{F(\underline{\sigma})^{Teste}} \quad (39)$$

Por outro lado, a função de escoamento plástico quando atualizada no fim do incremento de tempo de cálculo,  $t + \Delta t$ , deve atender a seguinte condição de consistência:

$$f(\underline{\sigma}, \bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T)^{t+\Delta t} = F(\underline{\sigma})^{t+\Delta t} - \bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T)^{t+\Delta t} = 0 \quad (40)$$

de onde é possível estabelecer com a Eq. (38) a seguinte equação para o critério de von Mises:

$$S_{ij}^{t+\Delta t} = \sqrt{\frac{2}{3}} \bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T)^{t+\Delta t} N_{ij}^{T_{este}} \quad (41)$$

Igualando-se as Equações Eq. (39) e Eq. (41) obtém-se uma função não-linear em relação à única incógnita, incremento de deformação plástica efetiva  $\Delta\bar{\varepsilon}^p$ , isto é:

$$f(\Delta\bar{\varepsilon}^p) = \sqrt{\frac{3}{2}} (\underline{S} : \underline{S})^{T_{este}} - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^p - \bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T)^{t+\Delta t} \quad (42)$$

A solução da Eq. (42) é obtida através do método de Newton para raízes de funções não-lineares. Aplicando-se este método, calcula-se a cada iteração  $N$  o novo valor de  $\Delta\bar{\varepsilon}^p$  como:

$$\Delta\bar{\varepsilon}^p|_N = \Delta\bar{\varepsilon}^p|_{N-1} + c(\Delta\bar{\varepsilon}^p) \quad (43)$$

na qual  $c(\Delta\bar{\varepsilon}^p)$  é a correção plástica associada ao incremento de deformação plástica efetiva, sendo obtida por:

$$c(\Delta\bar{\varepsilon}^p) = -f(\Delta\bar{\varepsilon}^p)/f'(\Delta\bar{\varepsilon}^p) \quad (44)$$

A derivada da função não-linear, Eq. (42), em relação ao incremento de deformação plástica efetiva é definida por

$$f'(\Delta\bar{\varepsilon}^p) = \frac{df}{d\Delta\bar{\varepsilon}^p} = -[3\mu + H(\bar{\sigma})] \quad (45)$$

com o termo da taxa de encruamento  $H(\bar{\sigma})$  obtido por:

$$H(\bar{\sigma}) = \frac{d\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T)}{d\Delta\bar{\varepsilon}^p} \quad (46)$$

o, qual, após aplicação da regra da cadeia fornece:

$$H(\bar{\sigma}) = \left. \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \bar{\varepsilon}^p} \right|_{\bar{\varepsilon}^p, T} \frac{d\bar{\varepsilon}^p}{d\Delta\bar{\varepsilon}^p} + \left. \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \dot{\bar{\varepsilon}}^p} \right|_{\bar{\varepsilon}^p, T} \frac{d\dot{\bar{\varepsilon}}^p}{d\Delta\dot{\bar{\varepsilon}}^p} + \left. \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial T} \right|_{\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p} \frac{dT}{d\Delta\bar{\varepsilon}^p} \quad (47)$$

Introduzindo em  $H(\bar{\sigma})$  os valores atualizados em  $t + \Delta t$  da deformação plástica efetiva e taxa de deformação plástica efetiva, ou seja,

$$\bar{\varepsilon}^p|^{t+\Delta t} = \bar{\varepsilon}^p|^{t} + \Delta\bar{\varepsilon}^p \quad (48)$$

e

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^p|^{t+\Delta t} = \frac{\Delta\bar{\varepsilon}^p}{\Delta t} \quad (49)$$

podemos rescrever a taxa de encruamento como:

$$H(\bar{\sigma}) = \left. \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \bar{\varepsilon}^p} \right|_{\bar{\varepsilon}^p, T} + \frac{1}{\Delta t} \left. \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \dot{\bar{\varepsilon}}^p} \right|_{\bar{\varepsilon}^p, T} + \left. \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial T} \right|_{\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p} \frac{dT}{d\Delta\bar{\varepsilon}^p} \quad (50)$$

O último termo na Eq. (50), que define a temperatura atualizada no tempo de cálculo, ou seja,  $T^{t+\Delta t} = T^t + \Delta T$ , é considerado neste trabalho somente como a transferência de calor em regime adiabático. Neste caso, o incremento de trabalho plástico (por unidade de volume) é convertido em calor por meio da equação abaixo:

$$\Delta T = \frac{\eta}{2\rho c_p} (\bar{\sigma}^{t+\Delta t} - \bar{\sigma}^t) \Delta\bar{\varepsilon}^p \quad (51)$$

na qual  $\eta$  (0,85 – 0,90) é o fator de Taylor-Quinney,  $\rho$  é a densidade e  $c_p$  é o calor específico:

As equações constitutivas foram implementadas em linguagem Fortran na sub-rotina VUMAT aberta ao usuário do programa de elementos finitos ABAQUS/Explicit versão 6.9 - 1. As iterações de Newton são iniciadas com ( $\Delta\bar{\varepsilon}_0^p = 10^{-8}$ ) e condicionadas a intervalo de busca ( $\Delta\bar{\varepsilon}_{\min}^p, \Delta\bar{\varepsilon}_{\max}^p$ ) por um algoritmo de busca estabelecido pelo método da bisseção proposto por Ming & Pantalé (2018).

Na função de escoamento, Eq. (40), a descrição do encruamento isotrópico  $\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T)$  é dada pela equação de comportamento de Hockett-Sherby modificado, Eq. (52), sujeita as seguintes condições em relação a taxa de deformação plástica efetiva:

$$\begin{cases} \bar{\sigma} = \sigma_y(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T) = \{\sigma_0(T) + Q(T)[1 - \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^{n(T)})]\} \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m(T)} & \text{se } \dot{\varepsilon}^p \geq \dot{\varepsilon}_0 \\ \bar{\sigma} = \sigma_y(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T) = \{\sigma_0(T) + Q(T)[1 - \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^{n(T)})]\} & \text{se } \dot{\varepsilon}^p < \dot{\varepsilon}_0 \end{cases} \quad (52)$$

As derivadas parciais da equação de H-S mod  $\sigma_y(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}^p, T)$ , que são necessárias na definição do termo da taxa de encruamento, Eq. (50), são obtidas analiticamente por:

$$\begin{cases} \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \bar{\varepsilon}^p} = Q(T) n b (\bar{\varepsilon}^p)^{n(T)-1} [\exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^{n(T)})] \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m(T)} & \text{se } \dot{\varepsilon}^p \geq \dot{\varepsilon}_0 \\ \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \bar{\varepsilon}^p} = Q(T) n b (\bar{\varepsilon}^p)^{n(T)-1} [\exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^{n(T)})] & \text{se } \dot{\varepsilon}^p < \dot{\varepsilon}_0 \end{cases} \quad (53)$$

$$\begin{cases} \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \dot{\varepsilon}^p} = \frac{m}{\dot{\varepsilon}^p} \{\sigma_0(T) + Q(T)[1 - \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^{n(T)})]\} \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{m(T)} & \text{se } \dot{\varepsilon}^p \geq \dot{\varepsilon}_0 \\ \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \dot{\varepsilon}^p} = 1 & \text{se } \dot{\varepsilon}^p < \dot{\varepsilon}_0 \end{cases} \quad (54)$$

$$\begin{cases} \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial T} = \left\{ \frac{\partial \sigma_0}{\partial T} + \frac{\partial Q}{\partial T} [1 - \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^n)] + Q \frac{\partial}{\partial T} [-\exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^n)] \right\} \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^m + \\ \left\{ \sigma_0 + Q[1 - \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^n)] \right\} \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^m \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \frac{\partial m}{\partial T} & \text{se } \dot{\varepsilon}^p \geq \dot{\varepsilon}_0 \\ \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial T} = \left\{ \frac{\partial \sigma_0}{\partial T} + \frac{\partial Q}{\partial T} [1 - \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^n)] + Q \frac{\partial}{\partial T} [-\exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^n)] \right\} & \text{se } \dot{\varepsilon}^p < \dot{\varepsilon}_0 \end{cases} \quad (55)$$

As derivadas parciais dos termos nas Equações (14) a (17) são obtidas por:

$$\frac{\partial \sigma_0}{\partial T} = -\left(\frac{S_1}{T} + 2S_2\right) \left(\frac{T}{T_m}\right) \quad (56)$$

$$\frac{\partial Q}{\partial T} = -\frac{a_1 a_2}{T_m} \left( \exp \left( a_2 \frac{T}{T_m} \right) \right) \quad (57)$$

$$\frac{\partial}{\partial T} [1 - \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^n)] = b(\bar{\varepsilon}^p)^n \ln(\bar{\varepsilon}^p) \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^n) \frac{\partial n}{\partial T} \quad (58)$$

$$\frac{\partial n}{\partial T} = -\frac{n_1}{T_m} \quad (59)$$

$$\frac{\partial m}{\partial T} = \frac{m_0 m_1}{T_m} \exp \left( m_1 \frac{T}{T_m} \right) \quad (60)$$



#### 4.6.4 Simulações numéricas

A validação da implantação da equação de H-S-mod na sub-rotina VUMAT aberta ao usuário do programa de elementos finitos ABAQUS/Explicit foi realizada por meio da simulação numérica de um único elemento tridimensional (3D). As dimensões do elemento são iguais a 10 mm ao longo dos eixos coordenados (0XYZ), conforme modelo geométrico ilustrado na Figura 89. O elemento adotado tem formulação de elemento contínuo sólido com 8 nós e um único ponto de integração, denominado por C3D8RT na terminologia do ABAQUS.

As condições de contorno são definidas primeiro em termos de deslocamentos nulos  $u_i$  ( $i = x, y, z$ ) nas direções dos eixos cartesianos normais aos três planos ortogonais de simetria, indicados na Figura 89: (1) plano YZ:  $u_x = 0$  para os nós 1, 4, 5 e 8; (2) plano XZ:  $u_y = 0$  para os nós 1, 2, 3 e 4 e (3) plano XY:  $u_z = 0$  para os nós 1, 2, 5 e 6. Aos nós 2, 3, 6 e 7 são prescritas condições de contorno de velocidade na direção do eixo X para reproduzir as condições dos ensaios de tração uniaxial a quente. Para calcular a taxa de deformação a ser aplicada ao modelo, é necessário considerar a relação de proporção entre o comprimento paralelo do corpo de prova, Figura 60(a), e a base de medida de 10 mm do elemento 3D. Com isso é possível ajustar a velocidade de deslocamento da face do elemento de forma a esta ser proporcional as velocidades nominais empregadas nos ensaios de tração uniaxial a quente.

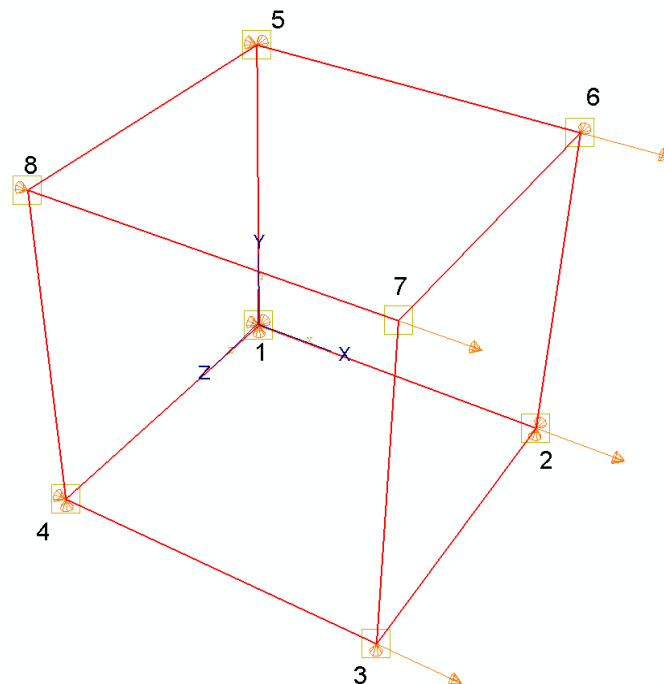


Figura 89 – Modelo computacional com um elemento único 3D, com condições de simetria de 1/8.

A velocidade no modelo de elementos finitos é calculada por:

$$v_{num} = \dot{\epsilon}_{nominal} l_{num} \quad (61)$$

na qual  $l_{num}$  a base de medida do elemento igual 10 mm enquanto  $\dot{\epsilon}_o$  corresponde a taxa nominal de deformação adotada nos experimentos, conforme valores resumidos na Tabela 9. As unidades no programa ABAQUS/Explicit foram definidas no Sistema Internacional (SI) e, portanto, as velocidades estão em m/s.

Tabela 10 - Configurações de deformação para a simulação de tração a quente no elemento cúbico.

	Taxa nominal de deformação (s <sup>-1</sup> )	$v_{num}$ (m/s)	Tempo (s)
Menor	2,857 x10 <sup>-2</sup>	0,2857 x10 <sup>-3</sup>	10
Intermediária	2,857 x10 <sup>-1</sup>	0,2857 x10 <sup>-2</sup>	1
Maior	2,857 x10 <sup>0</sup>	0,2857 x10 <sup>-1</sup>	0,1

As simulações foram realizadas com o método de solução temperatura-deslocamento, porém, sem considerar os efeitos de aquecimento adiabático. Assim, como condição inicial as temperaturas prescritas foram iguais aos valores nominais programados nos ensaios de tração uniaxial a quente realizados no simulador físico Gleeble 3500. As propriedades elásticas e térmicas foram definidas em função da temperatura conforme valores encontrados na literatura para o aço 22MnB5 (Batalha, 2015).

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Material como recebido

As microestruturas dos materiais no estado como recebido para ambos os revestimentos estão mostradas na Figura 90 e, como esperado, são formadas por uma matriz ferrítica (F) e perlítica (P) orientadas pela direção de laminação (DL).

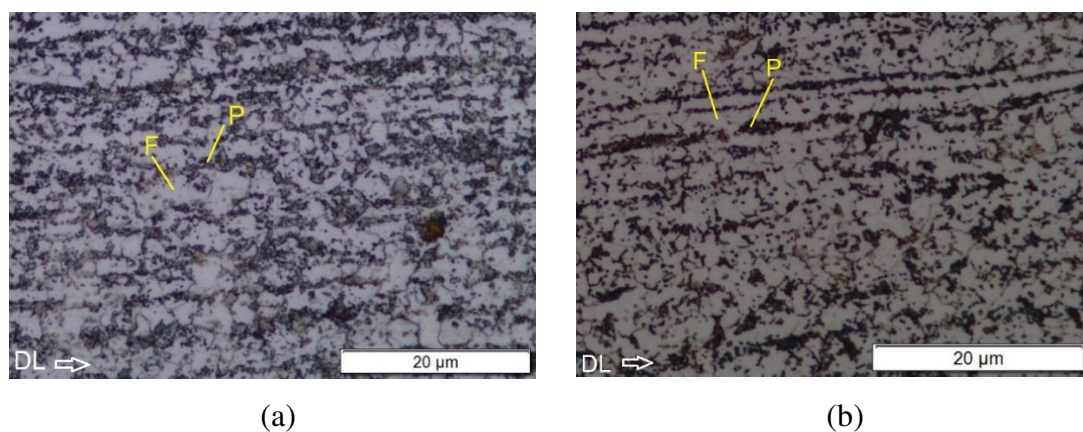
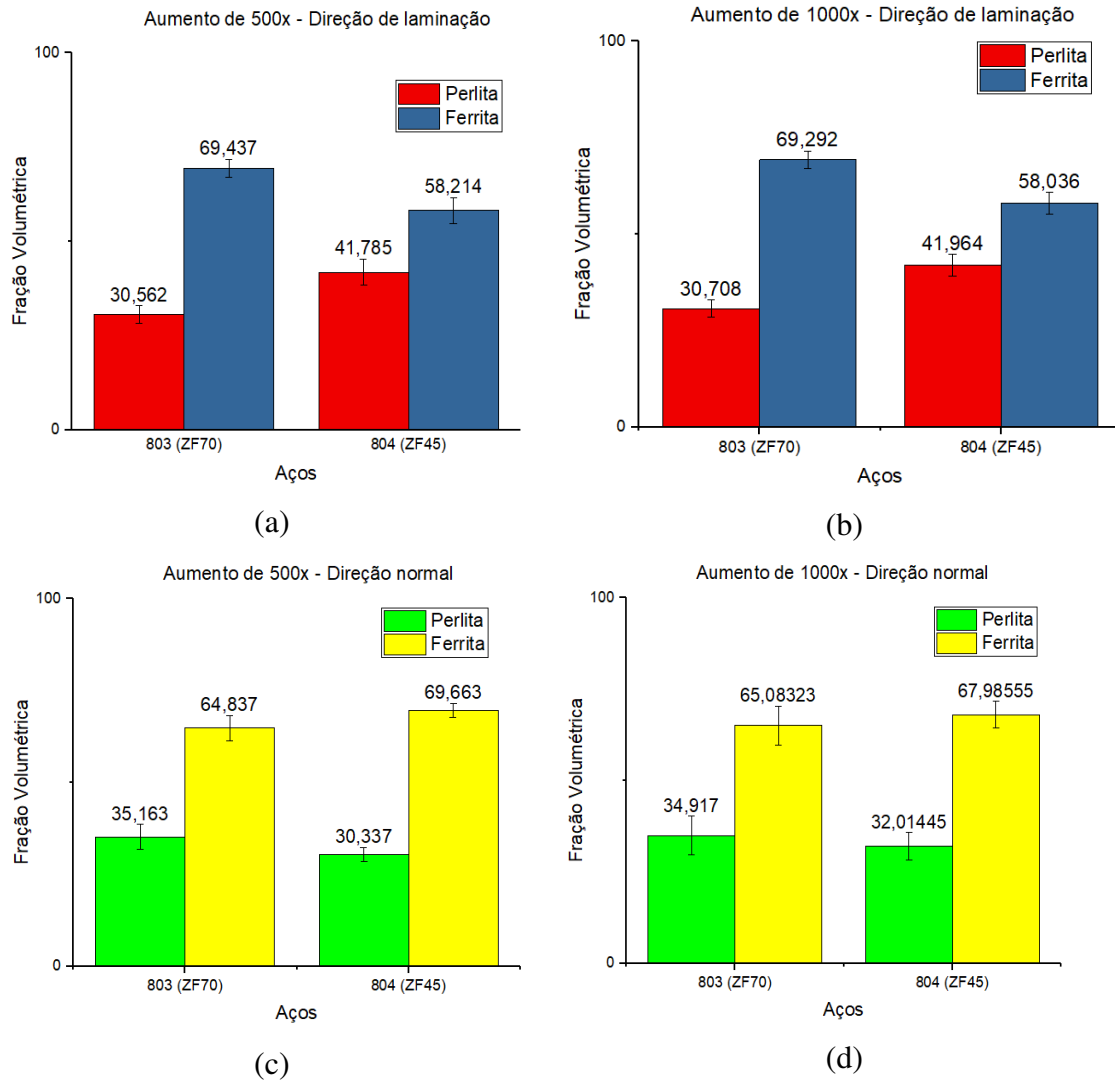


Figura 90 – Micrografias do aço 22MnB5 no estado como recebido: (a) amostra 804 – revestimento ZF45 e (b) amostra 803 – revestimento ZF70, ambas na direção de laminação.

Os gráficos da Figura 91, correspondem as frações volumétricas em porcentagem das amostras 804 (ZF45) e 803 (ZF70) no estado como recebido. Os resultados foram obtidos pelo método de quantificação de fases empregando-se o software ImageJ e são divididos em duas colunas. A coluna da esquerda apresenta as quantificações utilizando o aumento de 500x nas direções de laminação, normal e transversal, respectivamente. Enquanto que a coluna da direita

representa os resultados obtidos com aumento de 1000x. Com base no diagrama ferro carbono de um aço comum, as frações volumétricas dos aços 804 e 803 como recebido apresentam maiores porções da fase ferrítica, devido a quantidade baixa de carbono (0,25 %massa) na composição química do aço apresentada na Tabela 3.



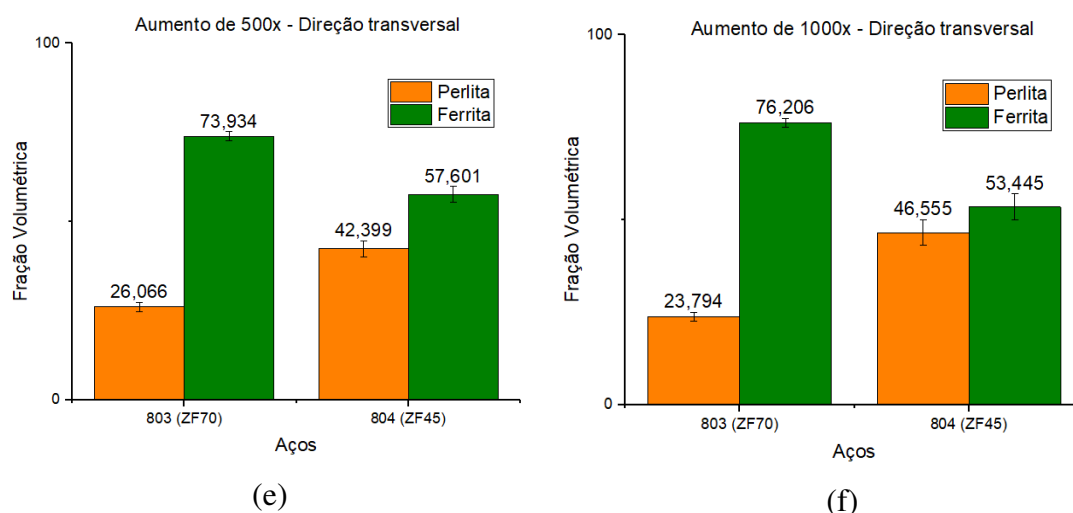


Figura 91 – Frações volumétricas das amostras de aço 22MnB5 no estado como recebido. Aumento de 500x nas direções (a) de laminação, (c) normal e (e) transversal. Aumento de 1000x nas direções (b) de laminação, (d) normal e (f) transversal.

Foram realizadas as medidas de microdureza Vickers nas amostras no estado como recebido utilizando uma carga de 980,7 N e tempo de 20 segundos. Observa-se que os valores de microdureza Vickers para ambos os revestimentos encontram-se próximos, porém com relação à Figura 13 na região de microestrutura ferrítica e perlítica, os valores foram maiores. Essa variação pode estar relacionada ao tamanho do grão.

Tabela 11 – Resultados de microdureza Vickers (HV) das amostras no estado como recebido.

Revestimento	804 - ZF45	803 – ZF70
Média (HV)	206,8	205,8
Desvio padrão (HV)	5,119	5,070
Erro (%)	4,578	4,534

Daqui em diante, os resultados apresentados se referem as amostras 804 com revestimento Fe-Zn 45 g/m<sup>2</sup>/face (ZF45).

## 5.2. Taxa de resfriamento

As microscopias óticas a seguir apresentam as microestruturas resultantes do ciclo térmico definido na Figura 84, para avaliar a eficiência do sistema de resfriamento com Argônio. A taxa de resfriamento alcançada encontra-se acima da taxa crítica para formação de microestrutura martensítica, conforme pode ser observado na Figura 92.

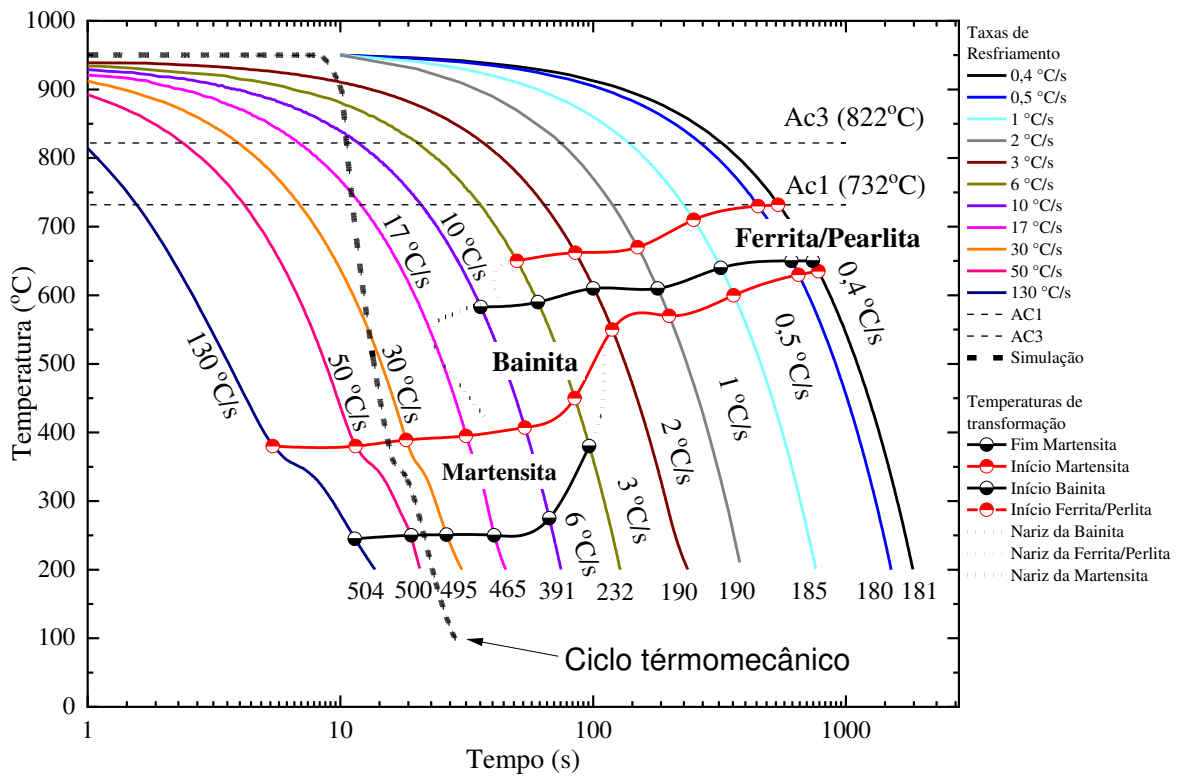


Figura 92 – Sobreposição na CCT do 22MnB5 do ciclo térmico adotado para verificação do sistema de resfriamento via Argônio.

A taxa de resfriamento de 50 °C/s utilizada para avaliar a eficiência do sistema de resfriamento com Argônio está um pouco acima da taxa crítica apresentada na literatura por Zhang et al. (2019), Ximenes et al. (2020) e Reitz et al. (2022), mas sua aplicação permitiu concluir que houve formação de uma microestrutura predominantemente martensítica nas três taxas nominais de deformação (baixa, intermediária e alta), respectivamente, pelas micrografias mostradas na Figura 93(a), (b) e (c). Portanto, a escolha da taxa de resfriamento efetiva de 100 °C/s permite que após a realização dos ciclos termomecânicos propostos na Figura 64, o percurso total das curvas de resfriamento contínuo considerando a etapa de deformação para cada taxa de deformação, não se aproximam do região de transformação para fase bainítica.

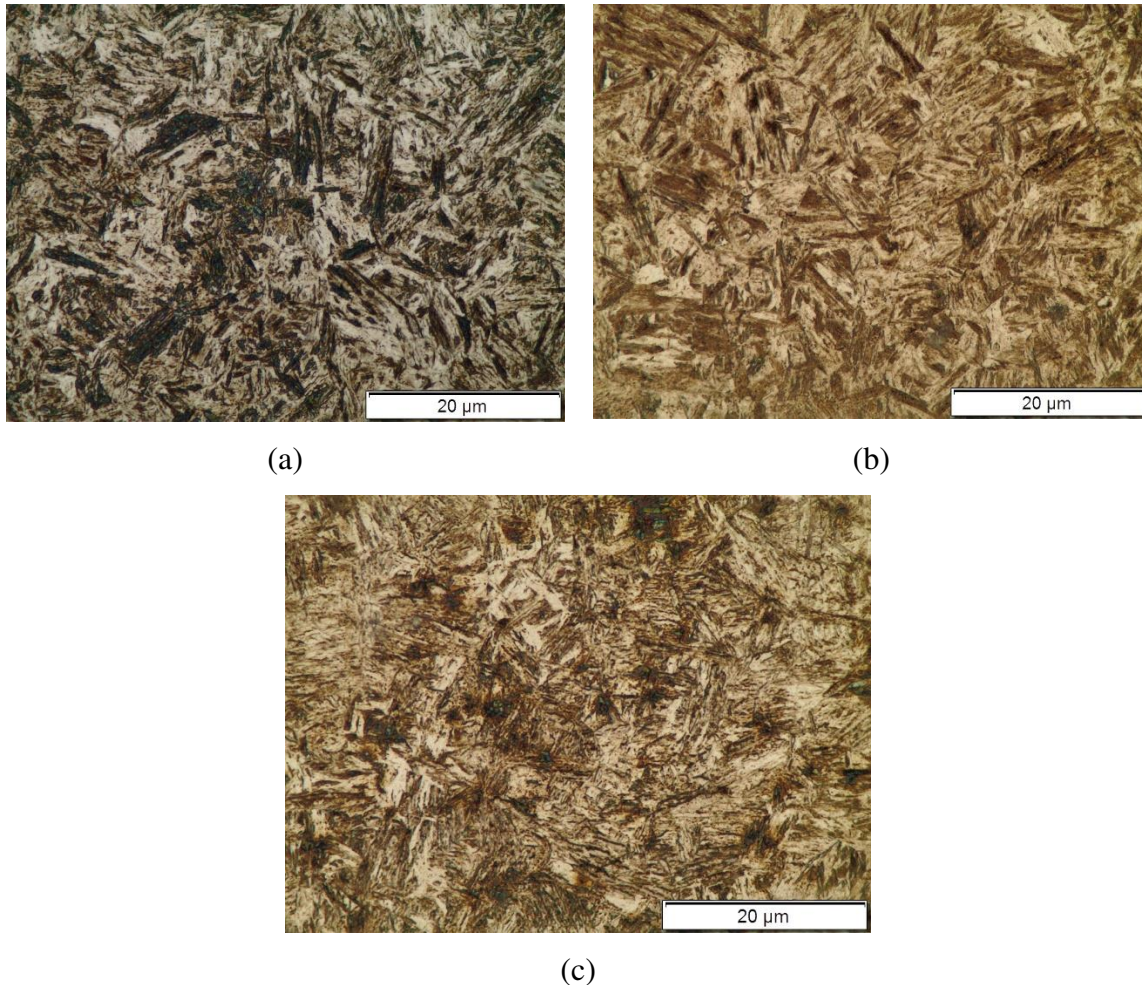


Figura 93 – Micrografias das amostras de aço 22MnB5 com revestimento de Fe-Zn (ZF45) e escala de 20  $\mu\text{m}$ , obtidas a partir do ciclo térmico definido na Figura 87 com resfriamento por Argônio ensaiadas em tração uniaxial a 950 °C sob as taxas nominais de deformação: (a) baixa, (b) intermediária e (c) alta.

### 5.3. Gradiente de temperatura

#### 5.3.1 Medidas com termopares

Na Figura 94, a temperatura programada está representada pela curva com linha pontilhada na cor preta. O registro dessa temperatura é feito no canal TC1 da Gleeble, curva de cor vermelha e sendo a única que se aproxima da programada por este sistema. Os demais pares de termopares (TC2, TC3 e TC4) soldados distantes do termopar central (TC1) registram as variações das temperaturas que ocorrem durante todo o ciclo térmico. Essas diferenças de temperatura entre todos os canais correspondem a um padrão que se repete para todos resultados das distribuições de temperaturas no corpo de prova tanto na direção longitudinal quanto transversal.

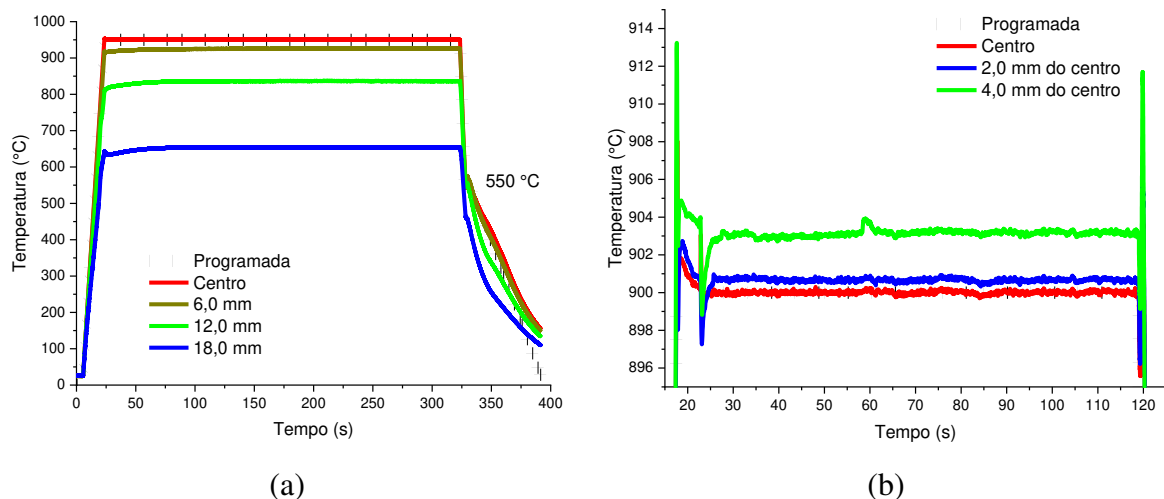


Figura 94 – Comparações entre o ciclo de temperatura programada (controle pelo termopar central TC1) e as temperaturas obtidas pelos termopares em diferentes distâncias do centro do corpo de prova de tração uniaxial nas direções: (a) longitudinal e (b) transversal.

A Figura 94(a) destaca os resultados do gradiente de temperatura longitudinal, através de um ciclo com austenitização em 950 °C durante 300 s e deformação à 550 °C e em (b) na direção transversal do corpo de prova para um ciclo térmico com encharque a 900 °C (100 s) seguido por resfriamento até temperatura ambiente, sem deformação. Nota-se que durante o ciclo térmico ocorreram picos de temperatura no início e fim para a distribuição transversal, dos quais podem ser atribuídos à sensibilidade dos termopares do tipo K. Os ruídos em ambos os ensaios com e sem deformação estão associados à frequência de aquisição dos dados. É interessante observar na Figura 94(b) que a medida de temperatura a 4,0 mm do centro apresentou uma elevação de poucos graus em relação a temperatura programada.

Os termopares tanto ao longo do comprimento útil de ensaio quanto transversais, registraram patamares muito estáveis de temperatura durante os ciclos. Os termopares TC1 registraram precisamente o valor da temperatura conforme programado pelo sistema. Por outro lado, os termopares mais próximos em ambos os ensaios registraram pequenas diferenças de temperatura. A medida com que se distancia do centro do corpo de prova, ocorrem maiores variações no perfil de temperatura longitudinal. Ou seja, o gradiente de temperatura é maior na direção do comprimento do corpo de prova. Isto pode ser atribuído a contínua refrigeração nas regiões dos mordentes que estão localizadas mais próximas das duas garras de Cobre. Entretanto, a região central do corpo de prova conforme demonstrada na Figura 95, que é objeto de estudo, apresenta um controle de temperatura mais efetivo e garante que posteriormente à um ciclo térmico, irá apresentar resultados mais homogêneos (Kardoulaki et



al., 2014 ; Wang, Z. et al., 2019 ; Oliveira, M. et al., 2020; Zhang et al., 2020; Zhang et al., 2023).

A Figura 96(a) apresenta um esquema dos efeitos do gradiente de temperatura no comprimento útil do corpo de prova de tração uniaxial. Os resultados na Figura 96(b) e (c) demonstram a medição real do gradiente de temperatura e, no geral, a distribuição de temperatura tanto para o lado fixo quanto para o lado móvel dentro da câmara de ensaio, encontram-se aproximados. Porém, na Figura 96(b), observa-se que a diferença de leitura entre os termopares TC1 e TC2 para o lado esquerdo (móvel) encontram-se muito próximos, onde TC2 está um pouco acima de TC1. Esta diferença sugere que o gradiente de temperatura não está exatamente centralizado entre as garras móvel e fixa, mas se desloca ligeiramente para o lado móvel. No lado fixo, a diferença entre os termopares TC1 e TC2 para 900 °C é a maior, sendo de 42,16 °C enquanto que a média de diferença entre TC1 e TC2 para as demais temperaturas é de 38,98 °C. Isso significaria dizer, por exemplo, que para o ciclo termomecânico com deformação em 900 °C, a temperatura em TC2 localizado a 6,0 mm de distância de TC1, encontra-se ainda acima da temperatura Ac3 conforme a Figura 13, garantindo maior região com a mesma microestrutura formada.

A maior diferença acontece entre as leituras dos termopares mais afastados TC3 e TC4, devido ao comportamento dos sistemas de aquecimento e resfriamento das garras, distribuição e controle de temperatura para regiões nos extremos do corpo de prova. Sendo assim, para a geometria de corpo de prova e configurações de ensaio adotadas, distâncias menores que 6,0 mm do centro do corpo de prova, como indica a Figura 95, pode-se considerar que a temperatura medida é bem próxima à temperatura programada. O mesmo não se aplica as regiões afastadas acima de 6,0 mm, 12,0 mm e 18,0 mm de TC1. Estes resultados também foram observados nos gradientes de temperatura medidos por Zhang et al. (2020).

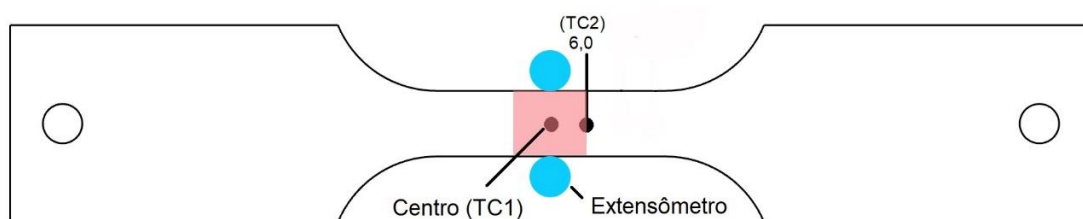


Figura 95 – Esquema da região adotada para análise.

Na Figura 96(c) estão apresentados os valores médios das temperaturas medidas entre os lados fixo e móvel gerando, assim, um perfil simétrico (parabólico) do gradiente de

temperatura.

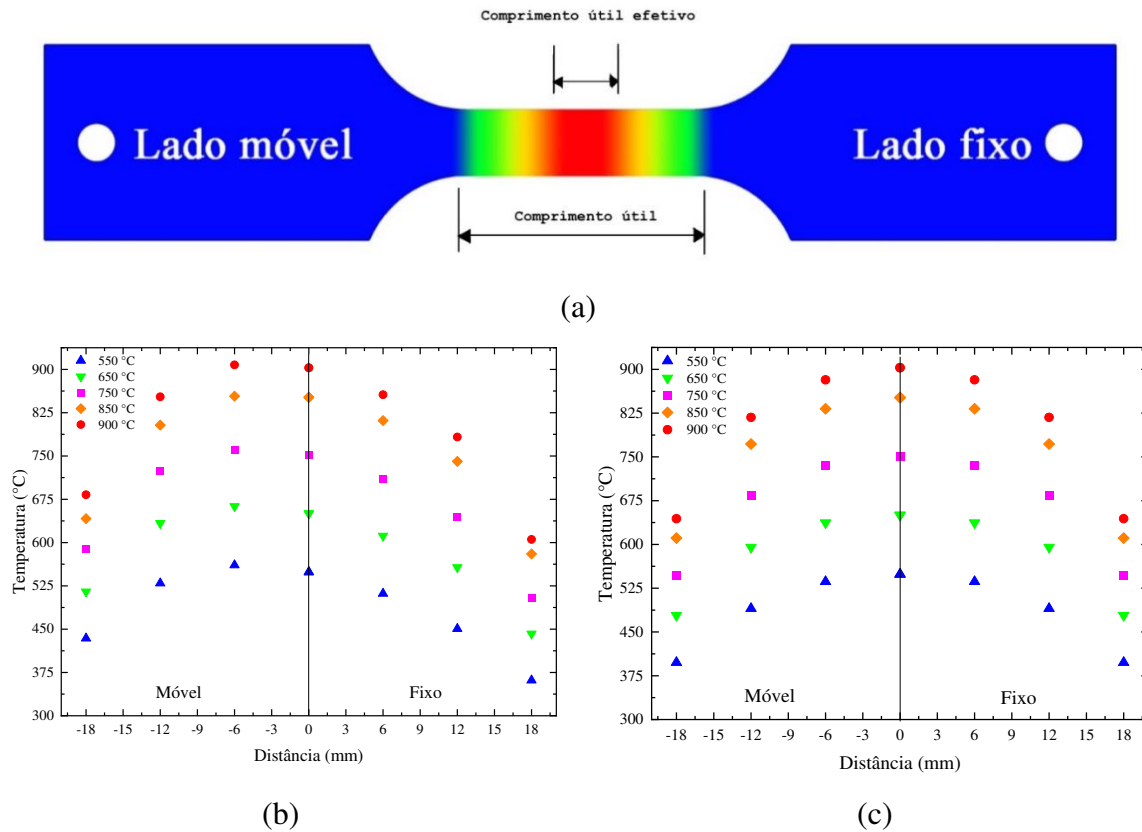


Figura 96 - Distribuição das temperaturas em função da distância do centro do corpo de prova de tração: (a) esquema com as regiões dos comprimentos útil e efetivo, (b) medidas em ambos os lados móvel e fixo e (c) valores médios de temperaturas.

Correlacionando o gradiente de temperatura com a curva de resfriamento contínuo para o material em estudo e os ensaios de tração a quente executados, é importante observar que qualquer aquisição e interpretação dos resultados dos ensaios ou a caracterização microestrutural, foi feita avaliando-se as seções transversais a menos de 6,0 mm de distância da seção na qual é soldado o par de termopares de controle (TC1). Dessa forma, é possível garantir que nessa região as temperaturas encontrem-se mais homogêneas e consistentes com as temperaturas de deformação almeçadas.

A remoção do vácuo na câmara de ensaios altera o gradiente de temperatura como pode ser observado na Figura 97. Segundo Kardoulaki et al. (2014), a realização de ensaios sem vácuo causa maior oxidação da superfície do corpo de prova além de impedir o controle da perda de calor por convecção. Pode-se observar que no geral os resultados para os ensaios sem vácuo apresentam uma forma de distribuição mais côncava quando comparados aos resultados com vácuo. Os termopares no centro e a 6 mm de distância apresentaram valores de temperatura

consideravelmente acima dos resultados para os mesmos pontos sobre condição de vácuo. Enquanto que os termopares a 12 e 18 mm de distância apresentam valores abaixo e para temperaturas de 900 e 850 °C essa diferença é mais expressiva.

Nota-se como resultado que há mais troca de calor por convecção com o meio nas extremidades do corpo de prova, além da troca de calor com o fluido refrigerante do sistema que circula nas garras de fixação. Os resultados para o ensaio realizada a 550 °C nos termopares do centro e a 6 mm de distância foram os únicos menos suscetíveis a remoção do vácuo. Porém, os termopares localizados a 12 e 18 mm de distância registraram a mesma influência do aumento na troca de calor por convecção.

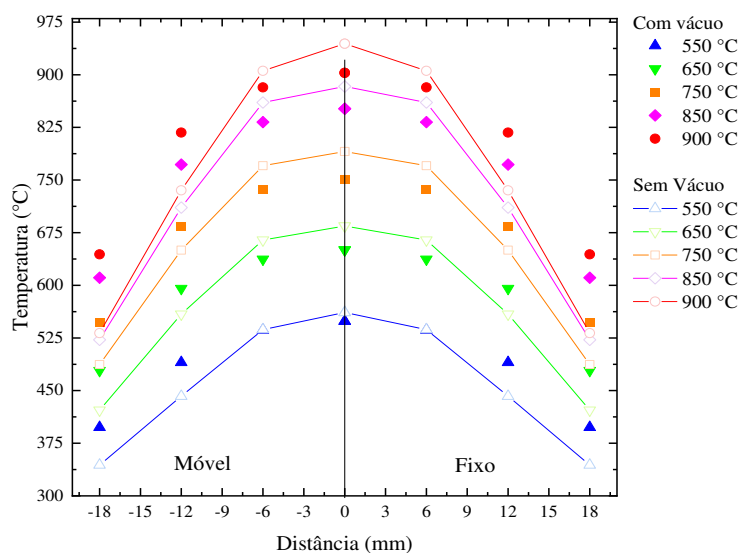


Figura 97 – Comparativo do gradiente de temperatura para ensaios realizados com e sem vácuo.

A maior diferença de temperatura para os termopares soldados nas extremidades do comprimento útil do corpo de prova pode ser melhor compreendida comparando-se a Figura 98(a) e (b). Por exemplo, a presença do vácuo no resfriamento do corpo de prova até a temperatura de deformação de 900 °C da Figura 98(b), permite que o sistema de controle do simulador Gleeble estabilize melhor a temperatura entre os termopares. Sem a presença do vácuo, a oxidação gerada no corpo de prova provoca a descamação do revestimento de Zn-Fe e influencia o contato efetivo do termopar com o substrato, interferindo na sensibilidade de medição e conseqüentemente no controle de temperatura. Esse comparativo demonstra que as condições de vácuo inibem as trocas de calor por convecção com o ambiente da câmara permitindo melhor distribuição e estabilização da temperatura na região do comprimento útil do corpo de prova.

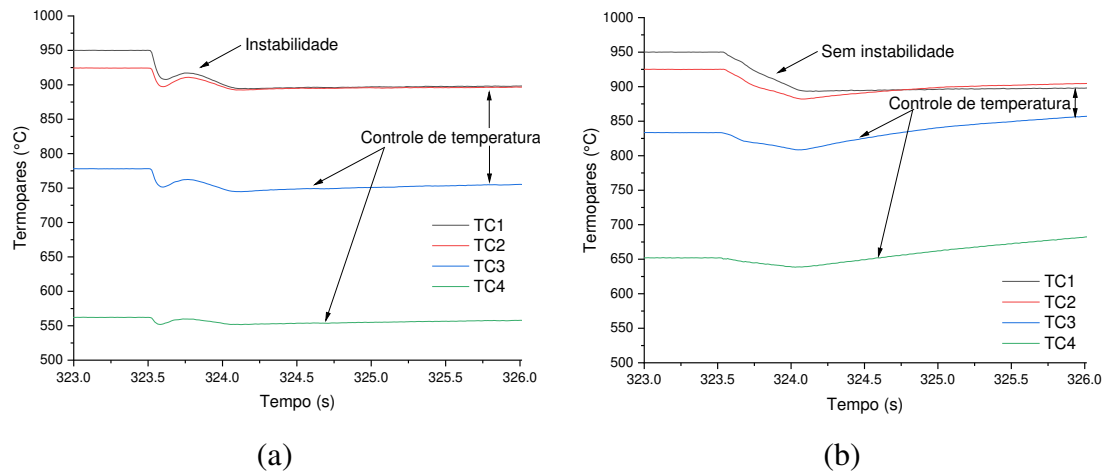


Figura 98 – Histórico das temperaturas registradas nos ensaios de tração uniaxial com programa de temperatura de deformação a 900 °C: (a) sem vácuo e (b) com vácuo.

### 5.3.2 Medidas com câmera de infravermelho

Os valores médios da deformação encontrados nos resultados dos ensaios de tração a quente e utilizados na construção das curvas tensão x deformação, dependem muito da definição do comprimento útil efetivo no corpo de prova (Shao et al., 2017). Os quatro pares de termopares utilizados para medir a distribuição de temperatura certificam a existência do gradiente de temperatura para a região útil do corpo de prova, conforme discutido no tópico anterior. Sendo assim, a parte do comprimento útil efetivo que garante a austenitização nessa situação foi definida como 6 mm para cada lado a partir do par de termopares central (TC1). O que estaria em concordância com os valores propostos por Cai, J. (2011) e Tang et al. (2016), para haver coerência nos resultados.

Alcançar uma maior distribuição axial de temperatura uniforme no comprimento útil do corpo de prova tem sido o interesse de pesquisadores e fatores como o sistema de troca de calor nas garras de cobre que fixam as extremidades do corpo de prova e sua geometria em si criam essa não uniformidade (Ganapathy et al., 2018; Li et al., 2019; Shao et al., 2017). Quanto maior a zona de temperatura uniforme mais fiel são os resultados de deformação e tensão para o comprimento útil de ensaio. Para apoiar a escolha das medidas e geometria do corpo de prova e valores de temperatura registrados pelos quatro pares de termopares soldados, quanto a confiabilidade dos resultados utilizando a montagem padrão da Gleeble® discutida no tópico que aborda sobre a simulação física, utilizou-se uma câmera termográfica para observar o comportamento do gradiente de temperatura e atentar sobre o tamanho da região uniforme de temperatura próximo ao par de termopares TC1.

Câmeras digitais capturam suas imagens através de lentes que possuem sua sensibilidade a luz ajustada de acordo com o objetivo de aplicação.

Ensaio que utilizam, por exemplo, as câmeras térmicas que capturam a luz infravermelha ou ultra-violeta para correlacionar as imagens digitais com o comportamento termomecânico do material sob os efeitos das altas temperaturas, estão vulneráveis a interferências óticas como a oxidação, descamação, mudança de cor na superfície da amostra e radiação de corpo negro (Berke & Lambros, 2014; Garcia-Llamas et al., 2021; Li et al., 2019; Reitz et al., 2020). Os parâmetros utilizados para o corpo de prova nas imagens termográficas estão detalhados na Tabela 12

Tabela 12 – Parâmetros utilizados no corpo de prova para obtenção das imagens termográficas.

Leitura e escala de temperatura	200 a 1200 °C
Emissividade ( $\epsilon$ )	0,90 a 0,94
Temperatura aparente refletida	25,0 °C
Distância do objeto	0,0 m
Campo de visão	25 °
Humidade relativa	64 %
Temperatura ambiente	25,0 °C

A interpretação das imagens termográficas registradas diretamente pela câmera pode ser feita seguindo o exemplo da Figura 99. Nesta é possível observar o gradiente de temperatura por toda região do comprimento útil. Há presença de reflexos na estrutura interna da câmara de ensaio provenientes do brilho do corpo de prova por conta da alta temperatura. A delimitação do comprimento útil efetivo foi feita por sobreposição de imagens e medições antes da montagem na câmara de ensaios do simulador Gleeble. A direita da imagem encontra-se a escala de cores com os valores mínimo e máximo e no canto esquerdo superior, os parâmetros configurados para o corpo de prova em questão.

O valor de emissividade foi configurado com referência na temperatura medida por TC1 e na tabela de emissividade presente no manual da câmera, tendendo a oscilar entre 0,90 e 0,94 devido a presença do revestimento que torna a superfície mais fosca e a ocorrência de oxidação por todo o comprimento útil.

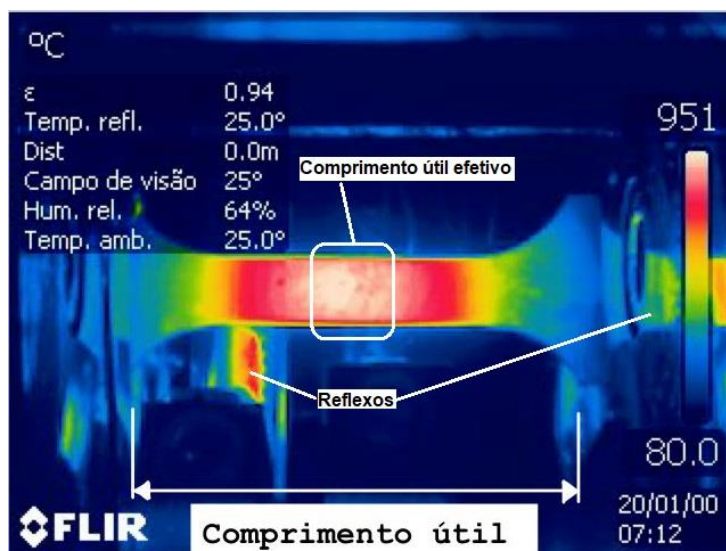


Figura 99 - Exemplo de interpretação de uma imagem térmica.

A partir da versão DEMO do software da câmera térmica, foi possível extrair uma imagem, Figura 100, do perfil térmico longitudinal de um ponto a outro dentro do limite imposto pelo termopar mais extremo (TC4) e comparar os valores encontrados com os dados experimentais. Nota-se no gráfico inflexões no perfil que estão relacionadas a oxidação e descamação do material, gerando manchas dentro da região de maior temperatura. Essas manchas são o desprendimento do revestimento do aço, formando uma região oca por debaixo, mascarando a leitura feita pela câmera.

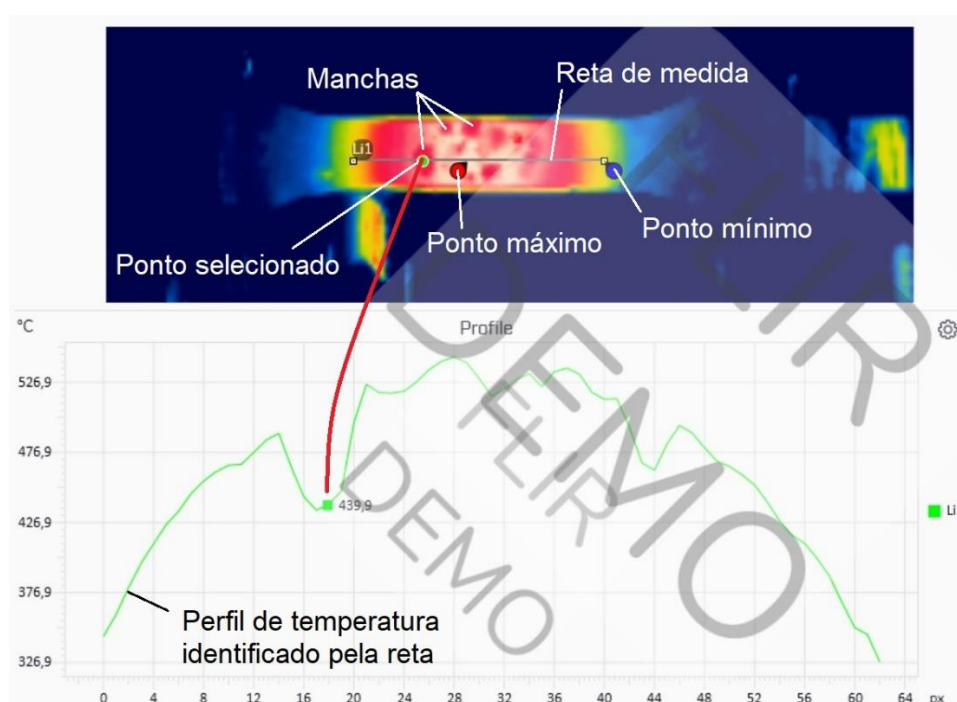


Figura 100 – Processamento dos dados via software FLIR Thermal Studio.

Com apoio do software OriginLab, a imagem do perfil térmico foi digitalizada, Figura 101, obtendo os pontos para comparar com os valores experimentais fornecidos pelos termopares. Cuidadosamente as inflexões formadas pela descamação do revestimento foram removidas durante a seleção dos pontos, visando representar apenas a tendência parabólica do perfil de temperatura. Assim como a escala do gráfico foi ajustada com referência à distância dos termopares soldados no corpo de prova.

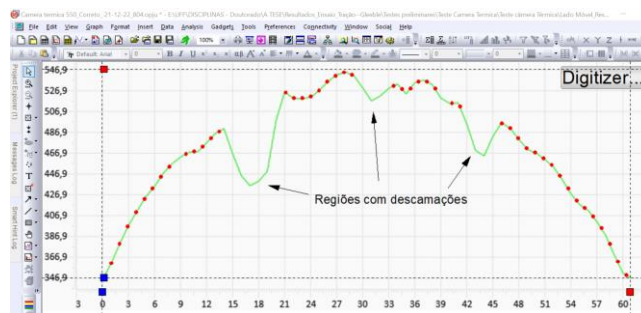


Figura 101 - Digitalização do perfil de temperatura de 550 °C.

Neste caso, quanto mais elevada a temperatura de deformação na região central do comprimento útil maior os efeitos da oxidação, provocando a descamação de parte do revestimento. Os resultados apresentados na Figura 102 são para um único corpo de prova do revestimento 804 submetido aos ciclos de temperatura propostos na Figura 73. A Figura 102(a) apresenta a imagem térmica no final da austenitização, possibilitando demonstrar os efeitos da descamação do revestimento devido a elevada temperatura de 950 °C. O registro de cada imagem térmica foi feito na superfície oposta à que foram soldados os termopares e a cada repetição dos ensaios removeu-se as carepas criadas utilizando uma escova de dentes para verificar se haveria ou não mais desprendimento do revestimento causado pela elevação de temperatura.

Iniciou-se os ensaios com a menor temperatura de resfriamento, 550 °C. Como boa parte do revestimento já se desprende na temperatura de austenitização, Figura 102(a), a Figura 102(b) apresenta pequena redução das carepas causada pelo jato de argônio. Na segunda repetição, com o ciclo de resfriamento até a temperatura de 650 °C e após limpeza da camada de carepa formada no primeiro ciclo, observa-se a formação de uma região mais concentrada de descamação, Figura 102(c). Na terceira e quarta repetições com o ciclo de resfriamento até as temperaturas de 750 °C e 850 °C, respectivamente, a descamação ocorreu de forma amena, uma vez que boa parte do revestimento foi removido nos dois primeiros ciclos.

Na quinta repetição e última repetição, Figura 102(f), com o ciclo de resfriamento até a temperatura de 900 °C, ocorre um aumento na descamação que pode ser atribuído a condição de mais tempo de permanência do comprimento útil sobre efeito da elevada temperatura e apenas 0,5 segundos de jato de argônio, reforçando o efeito negativo da oxidação. Outro ponto importante a ser observado nas imagens térmicas é que devido à interferência óptica causada pela oxidação, a temperatura medida pela câmera no instante de captura, apresenta uma variação para cima ou para baixo de alguns graus Celsius.

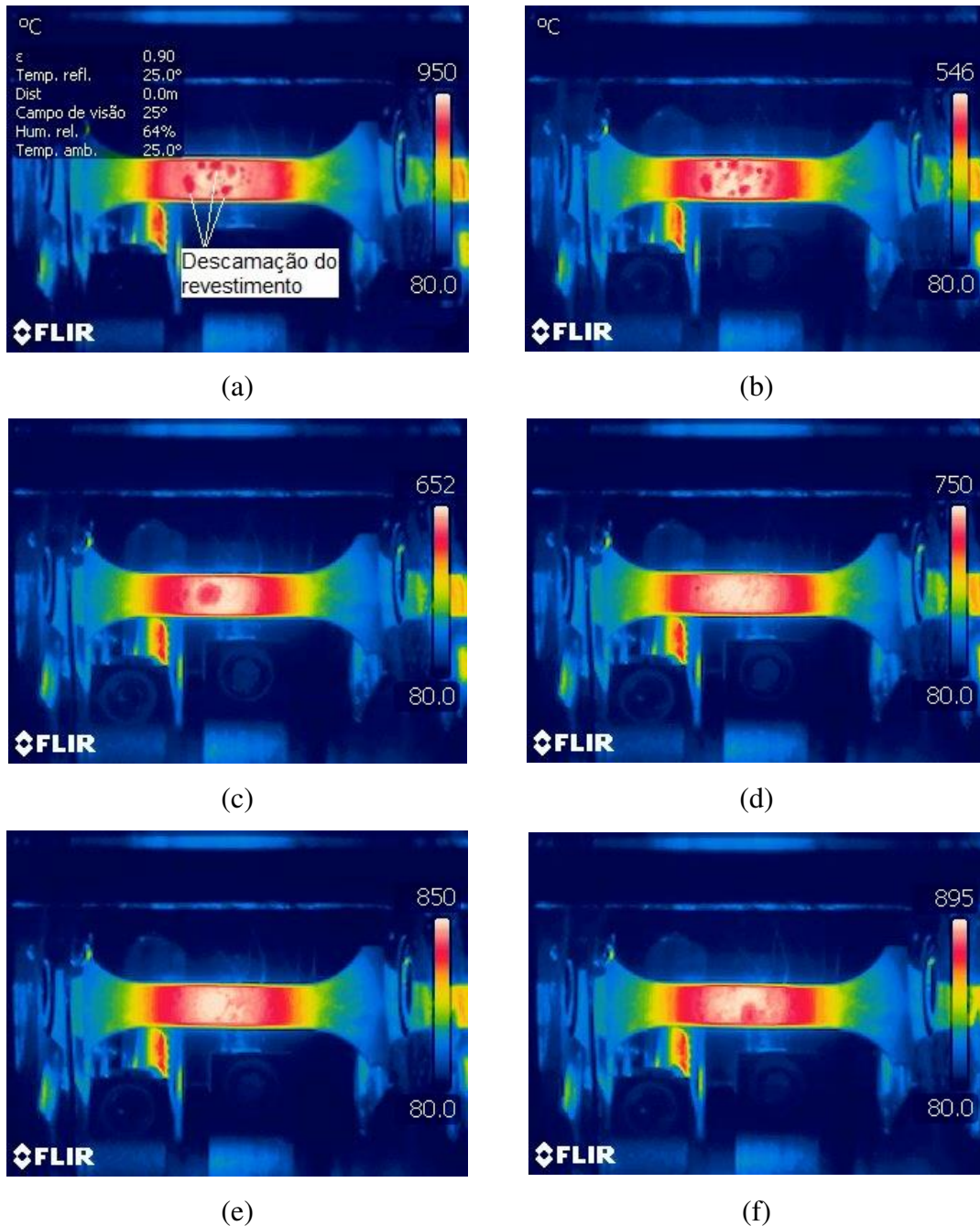


Figura 102 – Imagens térmicas da influência da oxidação no revestimento do corpo de prova para as temperaturas de: (a) 950 °C, (b) 546 °C, (c) 650 °C, (d) 750 °C, (e) 850 °C e (f) 900 °C.



A Figura 103(a), apresenta o estado final do corpo de prova utilizado para realização dos ensaios de identificação do perfil de temperatura, ao mesmo tempo, analisado com a câmera térmica na condição sem vácuo. Por conta das repetições dos ciclos de aquecimento e resfriamento, ocorreu a remoção de uma camada expressiva de revestimento demonstrando a importância de execução dos testes com o vácuo. Na Figura 103(b), parte desse revestimento consegue sustentar a solda do termopar na posição TC1 e ainda se manteve em contato físico com o substrato, essa situação resultou na computação errada da temperatura e consequentemente, descontrola o fluxo de calor que deve ser enviado ao corpo de prova pelo sistema da Gleeble.

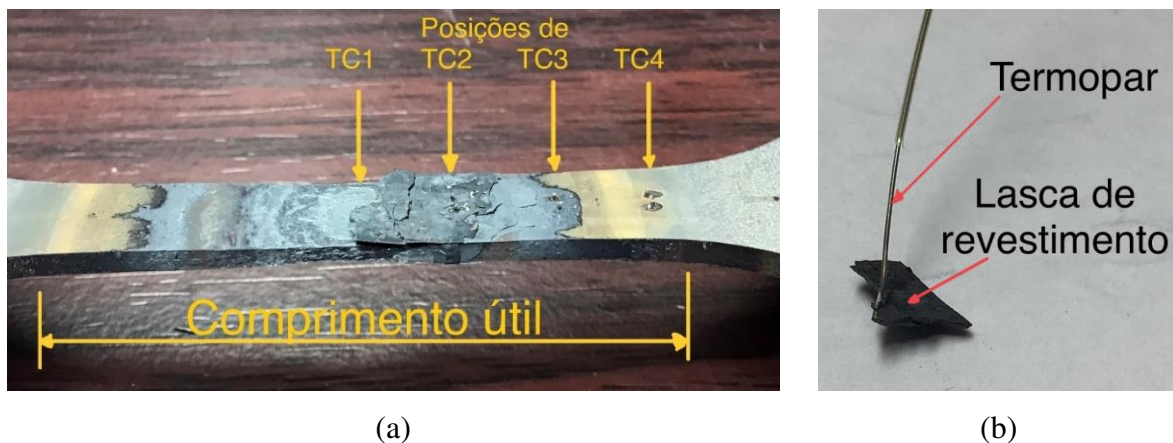


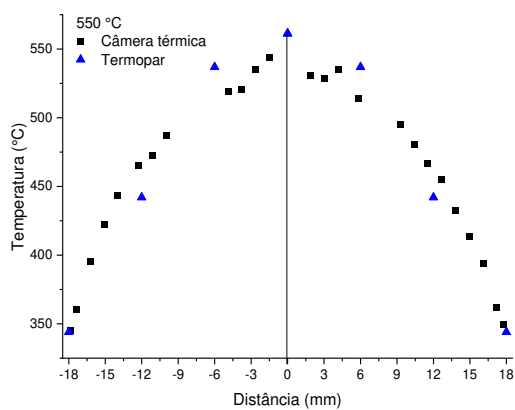
Figura 103 - Estado final do corpo de prova após ciclos térmicos para identificação do perfil de temperatura em condição sem vácuo: (a) região do comprimento útil do corpo de prova e (b) lasca do revestimento com termopar soldado.

Os resultados que comparam os perfis térmicos obtidos pela câmera térmica com os valores dos termopares obtidos pela Gleeble, para os ensaios realizados na condição sem vácuo, se encontram na Figura 104. Conforme visto nos resultados apresentados pela Figura 97 e Figura 98, a ausência de vácuo evidencia que as leituras dos termopares são alteradas durante altas temperaturas decorrentes dos efeitos da descamação do revestimento por conta da oxidação. Contrapondo com os resultados da câmera térmica, percebe-se melhor que o resultado medido pelo termopar TC1 está muito acima da programada no sistema da Gleeble para as temperaturas acima de 550 °C, como também visto no comparativo feito na Figura 97, ou seja, houve aproximação das leituras apenas no caso de menor temperatura.

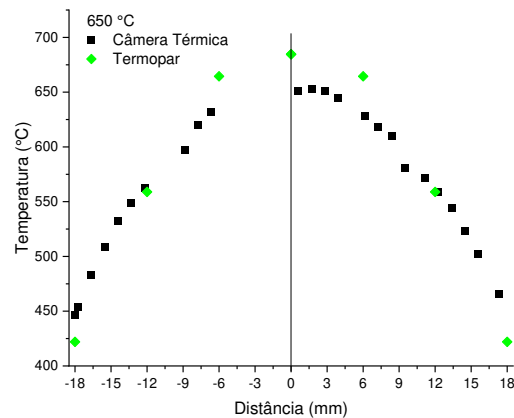
Analisando o efeito da descamação nos resultados da câmera térmica, os perfis de temperatura a seguir apresentam inflexões nas curvas onde o revestimento se desprende do

substrato. Considerando o tempo de encharque à 950 °C, pode-se dizer sobre as temperaturas escolhidas para deformação, que os resultados da leitura da câmera térmica nas extremidades do comprimento útil, apresentaram-se próximos para os termopares TC3 e TC4 em 550 °C até 850 °C que foram os quatro primeiros ensaios realizados. A partir de 850 °C, nota-se a oscilação dos resultados da câmera térmica que está diretamente ligado à oxidação e desprendimento revestimento de maneira dispersa sobre o comprimento útil, Figura 104(d) e Figura 104(e) respectivamente.

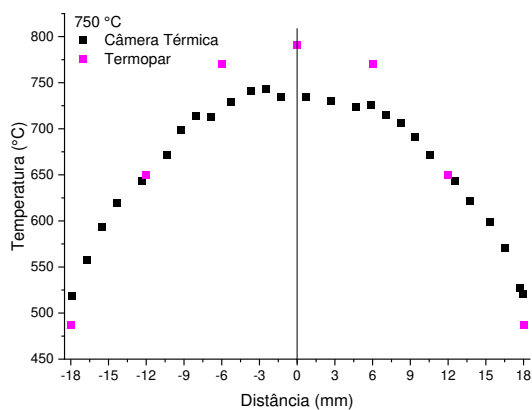
Quanto as leituras realizadas por TC1 e TC2, a discrepância entre os resultados se tornam maiores ainda na medida que a temperatura aumenta. Em 900 °C os valores dos termopares apresentam-se na forma de uma parábola mais fechada do que a leitura da câmera térmica, reafirmando que quanto maior a temperatura, maiores são os efeitos da oxidação seguido do desprendimento do revestimento e instabilidade do sistema de controle de temperatura.



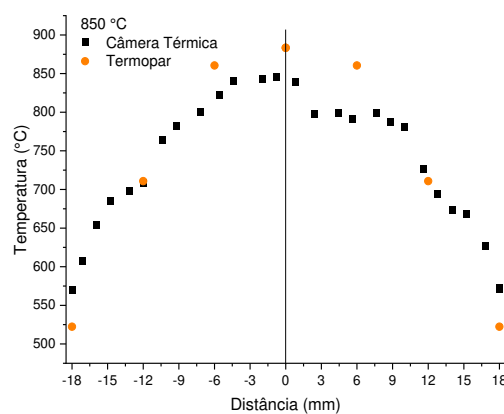
(a)



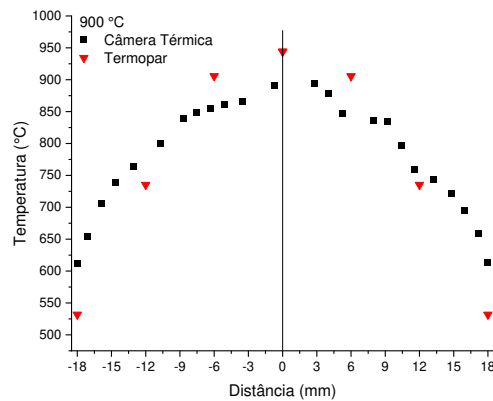
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 104 – Comparativo entre os resultados do perfil de temperatura experimental obtido pelos termopares e por meio da análise das medidas por câmara térmica para ensaios sem vácuo. (a) 550 °C, (b) 650 °C, (c) 750 °C, (d) 850 °C e (e) 900 °C.

A análise por câmara térmica permitiu verificar a distribuição do gradiente de temperatura, confirmando dentro dos limites de 6 mm de distância a partir de TC1, encontra-se a zona de maior temperatura correspondente à região do comprimento útil do corpo de prova para qualquer análise. Além de facilitar a visualização e influência das “carepas” decorrentes da oxidação no corpo de prova, acentuada pela ausência de vácuo e que afetam o controle de temperatura do sistema.

#### 5.4. Comportamento mecânico

Os resultados apresentados nessa seção foram obtidos a partir dos ensaios de tração a quente realizados no simulador termomecânico Gleeble 3500 empregando-se os parâmetros listados na Tabela 13.

Tabela 13 - Parâmetros adotados nos ensaios de tração uniaxial.

Taxa de aquecimento	50 °C/s
Temperatura de austenitização	950 °C
Tempo de encharque	300 s
Taxa de resfriamento (até temperatura de deformação)	100 °C/s (com gás Argônio)
Temperaturas de deformação	550, 650, 750, 850 e 900 °C
	$2,857 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$
Taxas nominais de deformação	$2,857 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$
	$2,857 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$
Taxa de resfriamento após ruptura	40 °C/s

## 5.4.1. Comportamento em tração uniaxial

### 5.4.1.1 Curvas verdadeiras tensão-deformação

As análises a seguir foram feitas com base nos efeitos de taxa de deformação e temperatura de deformação sobre os resultados das curvas verdadeiras de tensão-deformação, geradas a partir dos ensaios de tração a quente para cinco temperaturas de deformação agrupadas em três taxas de deformação. Os resultados brutos destas medidas estão mostrados nos gráficos da Figura 105.

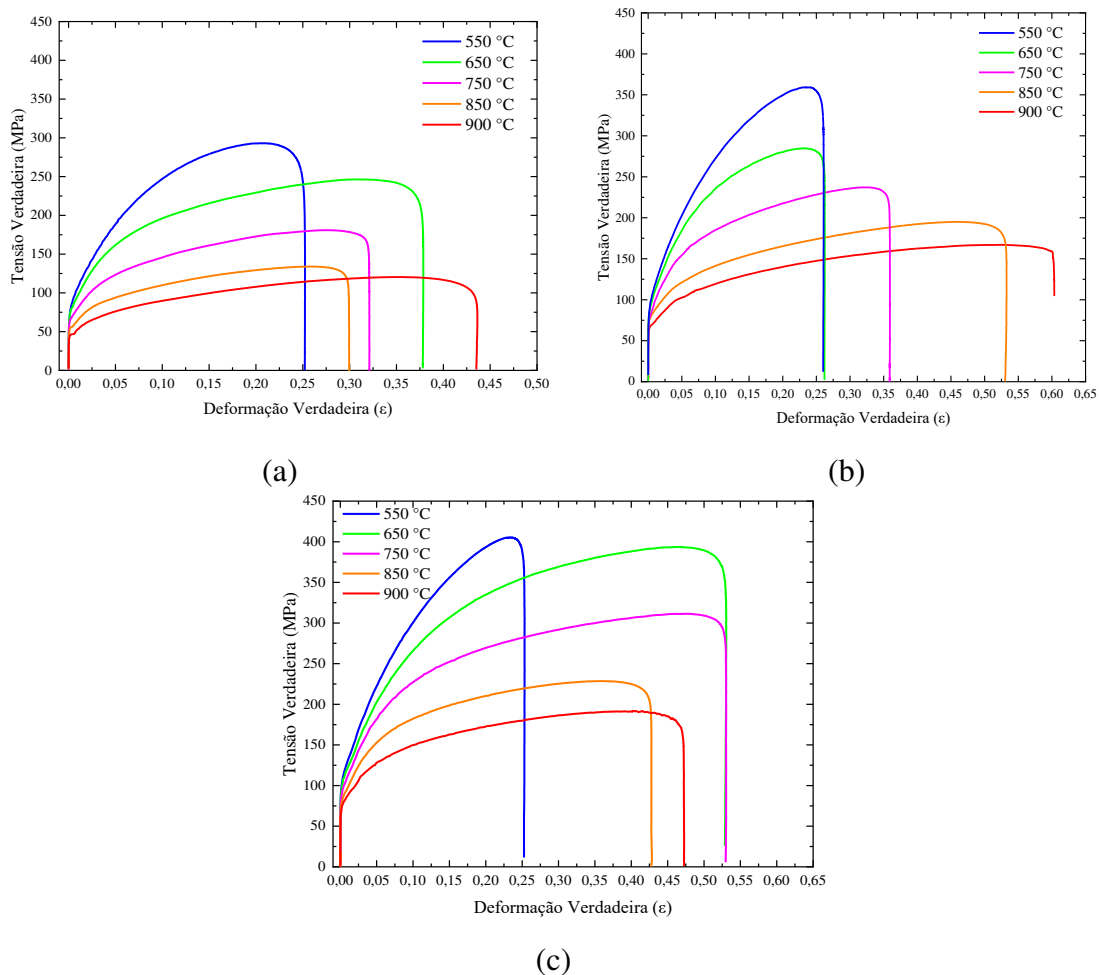


Figura 105 – Comportamento em tração uniaxial dos resultados brutos das medidas verdadeiras tensão-deformação total em função da taxa de deformação: (a) taxa baixa, (b) taxa intermediária e (c) taxa alta.

Com relação ao aumento da temperatura de deformação, é possível observar que para cada taxa de deformação ensaiada, todas as curvas apresentam a tendência esperada de redução do limite de escoamento com o aumento da temperatura. O aumento da temperatura causa uma redução significativa do encruamento, em geral, aumentando a ductilidade do aço

22MnB5. Estes efeitos de temperatura também foram observados em outros trabalhos com chapas de aço ao Boro 22MnB5 (Merklein e Lechler, 2006, Li et al., 2016, Mu et al., 2018 e Zhou et al. 2022). É um comportamento típico na maioria dos metais nos quais os processos de amaciamento associados a deformação são termicamente ativados (Li, 2013). Bruce (2003) explica que a curva tensão versus deformação de um metal é definida como uma resposta à resistência ao movimento das discordâncias. O obstáculo fundamental na ocorrência desse movimento é chamado de tensão de fricção de Peierls-Nabarro, que corresponde a tensão de cisalhamento teórica necessária para mover uma discordância através de uma rede cristalina, por distorção temporária dessa rede. Deste modo, quanto maior a temperatura de deformação, maior o movimento das discordâncias, facilitadas pelas vibrações térmicas da rede cristalina, reduzindo a resistência criada pelos obstáculos para o movimento das discordâncias.

Zhou et al. (2022) explicam que o efeito do aumento da temperatura sobre os metais resulta no amaciamento dinâmico oriundo da redução das forças interatômicas e o aumento dos mecanismos de recuperação e recristalização dinâmica. Lin et al. (2013) explicam que tanto a recuperação dinâmica quanto a recristalização dinâmica geralmente ocorrem com altas temperaturas de conformação e promovem a nucleação e crescimento de grãos recristalizados, assim como a aniquilação de discordâncias. Segundo Güler et al. (2014) o aparecimento de flutuações nas curvas tensão-deformação para uma mesma taxa de deformação, Figura 27, indicam a ocorrência de recristalização dinâmica. Conforme pode ser observado na Figura 105, nenhum dos resultados obtidos demonstra o efeito da recristalização dinâmica com relação as taxas de deformação e temperaturas aplicadas nos ensaios de tração a quente. De maneira geral, tem-se apenas a influência dos efeitos de temperatura e taxa de deformação.

A deformação final de cada curva tensão-deformação para as três taxas de deformação, não apresenta, como esperado, uma tendência crescente. Güler et al. (2014) também observaram tal comportamento (Figura 27). Entretanto, espera-se que a deformação até a fratura seja maior com o aumento da temperatura (Li et al., 2016). Observa-se apenas uma tendência nos resultados obtidos para a taxa intermediária de deformação, vide Figura 105(b), com ressalva para as temperaturas de 550 °C e 650 °C possuírem os valores de deformação muito próximos. A não ocorrência de uma tendência no aumento da deformação com o aumento da temperatura para os demais resultados pode estar relacionada com a não-homogeneidade de temperatura na região útil do corpo de prova.

A tensão verdadeira para a temperatura de 900 °C e taxa intermediária de deformação, não apresenta o registro completo do descarregamento devido ao término da aquisição dos dados do ensaio ter acontecido antes do corpo de prova romper. Alguns corpos de prova não

romperam durante a realização do deslocamento máximo configurado na programação. Contudo, todos os resultados ultrapassaram satisfatoriamente o limite de resistência.

Observa-se na Figura 105(a), que corresponde à menor taxa de deformação, que as curvas para as temperaturas elevadas de ensaios de tração, em particular, 850 e 900 °C, apresentaram um ligeiro patamar de escoamento observado após o limite de proporcionalidade. Para a temperatura de 900 °C, este patamar de escoamento é bem menos pronunciado nas demais taxas de deformação. Esse comportamento facilitou a identificação da transição entre as regiões elástica a plástica e também justifica a escolha do limite de escoamento com valor de deformação plástica igual a 0,005.

Foram observadas pequenas oscilações que ocorrem nas temperaturas de 850 °C e principalmente 900 °C, Figura 105(b) e (c), logo no início do processo de deformação plástica do corpo de prova. Estas oscilações sugerem haver uma influência da rigidez do sistema de fixação do corpo de prova aliada ao tempo de resposta do sistema hidráulico da Gleeble. Nota-se que este comportamento aparece apenas em altas temperaturas de deformação e maiores taxas de deformação.

#### **5.4.1.2 Propriedades mecânicas**

Os valores das principais propriedades mecânicas do aço 22MnB5 determinados em função da taxa nominal de deformação a cada temperatura de deformação em tração uniaxial, estão agrupados na Tabela 14. Estes resultados correspondem as propriedades do limite de escoamento ( $\sigma_y$ ), limite de resistência ( $\sigma_u$ ) e máxima deformação uniforme ( $\epsilon_u$ ), extraídos dos gráficos das medidas verdadeiras de tensão-deformação. Estes dados servem para quantificar os efeitos da taxa de deformação e temperatura de deformação, e discutir as suas influências nas características do comportamento mecânico do aço 22MnB5 sob condições de deformação a quente em tração uniaxial.

Para uma mesma temperatura, observa-se primeiro que há uma pequena diferença nos valores do limite de escoamento determinado para as três taxas de deformação. Li (2013) também observou essa diferença no limite de escoamento, atribuindo que tal comportamento pode ser explicado pela influência da sensibilidade a taxa de deformação e essa diferença tem valor notavelmente baixo no início do escoamento plástico. Por exemplo, a 550 °C, observa-se que a tensão limite de escoamento aumenta com o aumento da taxa de deformação e esse aumento é maior principalmente entre as taxas baixa e intermediária.

Tabela 14 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 determinadas em função da temperatura e taxa de deformação.

T (°C)	Taxa de deformação	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_u$ (MPa)	$\epsilon_u$
550	Baixa	92,32	290,53	0,17
	Intermediária	102,36	361,85	0,21
	Alta	114,95	410,21	0,22
650	Baixa	84,33	238,87	0,22
	Intermediária	96,48	282,88	0,19
	Alta	109,34	364,02	0,25
750	Baixa	71,77	177,99	0,21
	Intermediária	85,59	226,96	0,22
	Alta	100,19	275,20	0,20
850	Baixa	58,54	132,15	0,20
	Intermediária	80,78	174,86	0,23
	Alta	88,58	212,71	0,19
900	Baixa	48,32	115,63	0,24
	Intermediária	69,11	146,80	0,22
	Alta	80,28	176,23	0,20

Já entre as taxas intermediária e alta, não se observa uma grande diferença de valores nos limites de escoamento. É possível verificar esta diferença de forma gráfica na Figura 106 com os resultados da tensão limite de escoamento para cada grupo de taxa de deformação para todas as temperaturas.

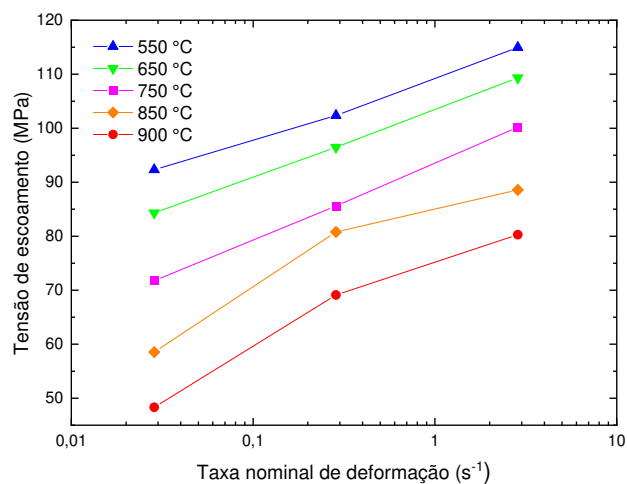


Figura 106 – Variação do limite de escoamento com a taxa nominal de deformação.

A tensão limite de escoamento em função da temperatura de deformação apresenta um comportamento como esperado, mostrado na Figura 107, com tendência parabólica com

concavidade voltada para baixo, indicando que com o aumento temperatura de deformação o limite de escoamento cai. A Eq. (14), composta pelos termos  $S_0$ ,  $S_1$  e  $S_2$  permite ajustar e conhecer os valores que descrevem este comportamento da tensão limite de escoamento com a temperatura para cada taxa de deformação.

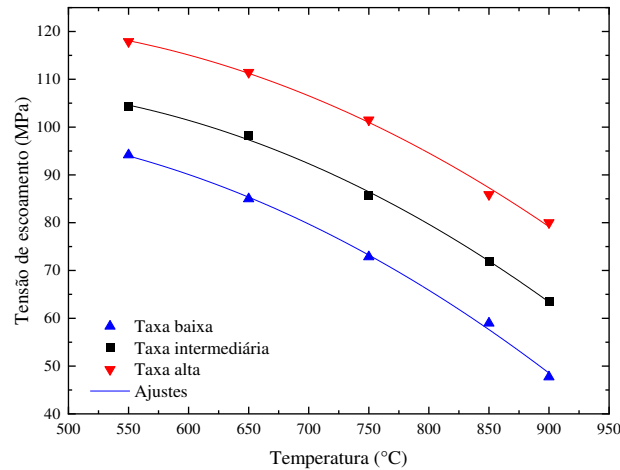


Figura 107 – Variação do limite de escoamento com a temperatura.

A tensão limite de resistência, cujos resultados estão representados na Figura 108, decresce com o aumento da temperatura de deformação e aumenta com a taxa de deformação, conforme observado por Güler et al. (2014), Fei et al. (2019), Singh & Narasimhan (2021b) e Zhou et al. (2022). Este resultado apresenta tendência de decaimento quase-linear, como reportado também por Li et al. (2016).

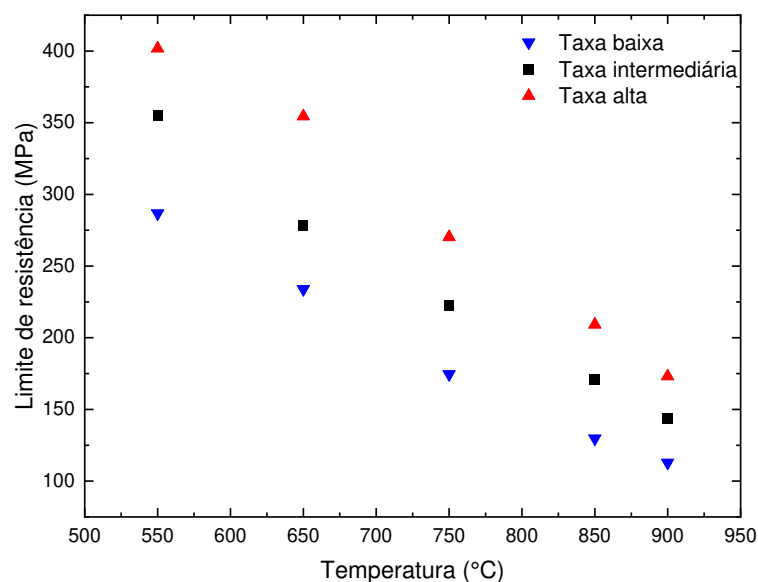


Figura 108 – Variação do limite de resistência com a temperatura.



As medições do pico de tensão do material apresentadas na Tabela 14, demonstram uma característica viscoplástica proposta por Lemaitre & Chaboche (1994), indicando que para cada grupo de temperatura, quanto maior a taxa de deformação, maior será o valor da tensão máxima uniforme, como também reportado por Lin et al. (2013), Mu et al. (2017) e Zhou et al. (2022) e demonstrado graficamente na Figura 109. A tendência linear dos valores das tensões máximas obtidas para o aço 22MnB5 estão de acordo com a resposta viscoplástica assim como com os resultados apresentados por Li et al. (2016), Zhou et al. (2014) e Zhou et al. (2022).

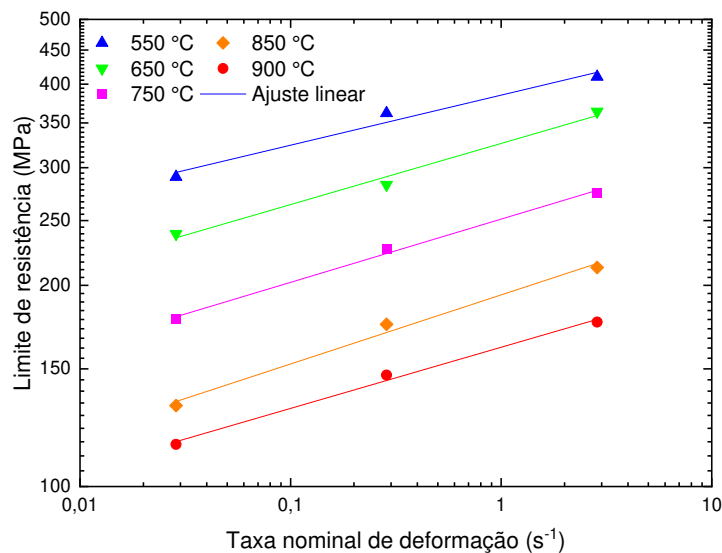


Figura 109 – Variação do limite de resistência com a taxa de deformação.

Na Figura 110, encontram-se os resultados das curvas tensão x deformação para as três taxas de deformação na mesma temperatura. No estágio inicial da deformação plástica o aumento acentuado das curvas verdadeiras de tensão- deformação é atribuído principalmente a tensão viscosa, totalmente dependente da taxa de deformação. A inclinação destas curvas representa o expoente de encruamento com relação a variação da taxa de deformação (Lemaitre e Chaboche, 1994). Segundo Lin et al. (2005), quanto maior a taxa de deformação, as discordâncias são acumuladas de forma mais rápida por conta de pouco tempo para que ocorra a recuperação dinâmica, elevando as curvas tensão-deformação.

Nos resultados da Figura 110, o encruamento tende a aumentar com a redução da temperatura e aumento da taxa de deformação, demonstrando que para altas temperaturas e baixa taxa de deformação o material tende a ser mais dúctil por conta dos mecanismos associados à elevada temperatura, como o de amaciamento dinâmico oriundo da redução das forças interatômicas e os efeitos de recuperação que aniquilam as discordâncias (Lin et al., 2005; Zhou et al., 2022).

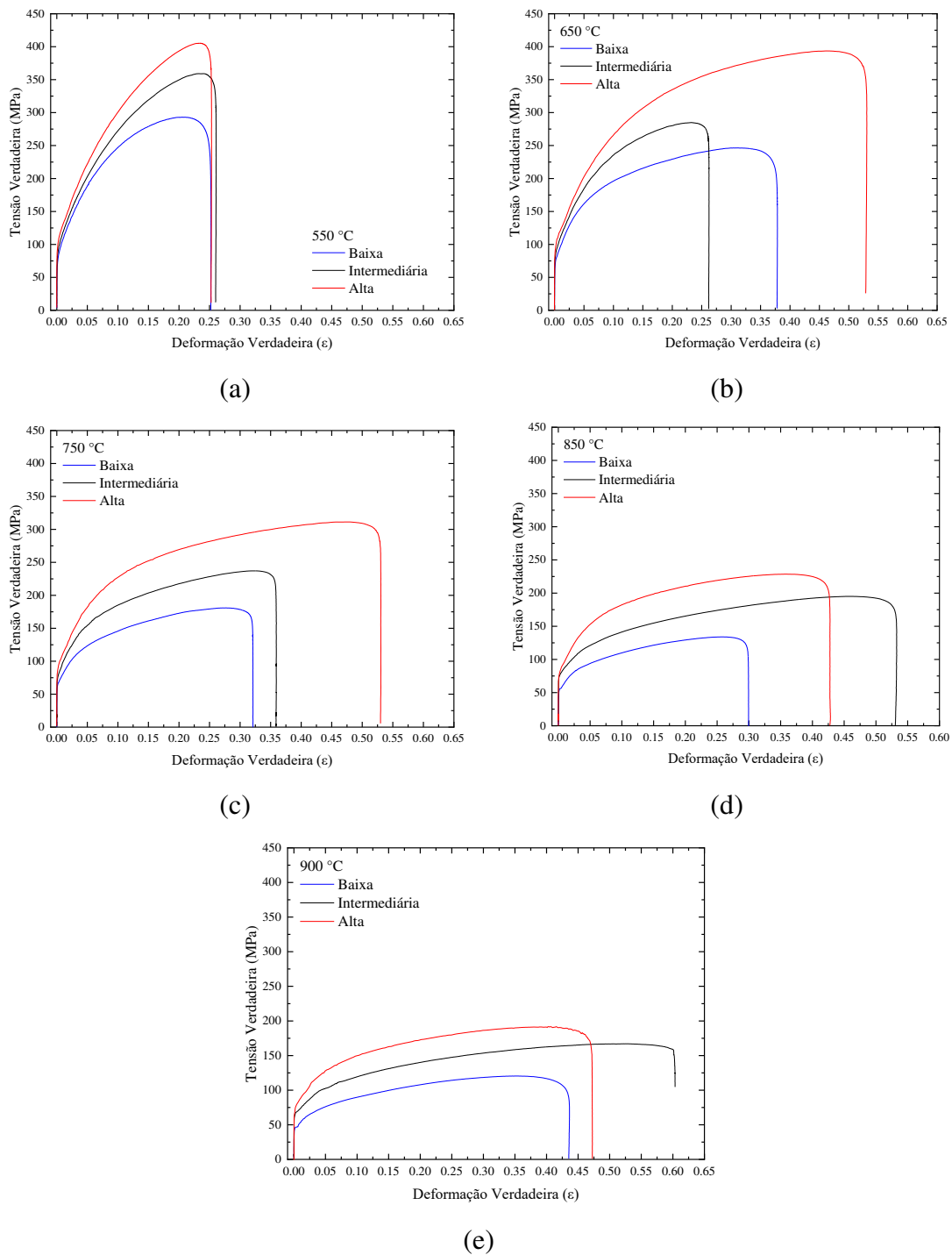


Figura 110 – Curvas das medidas verdadeiras tensão-deformação total em tração uniaxial determinadas para a chapa de aço 22MnB5 submetido à três taxas nominais de deformação: (a) 550 °C, (b) 650 °C, (c) 750 °C, (d) 850 °C e (e) 900 °C.

O efeito da temperatura de deformação na redução do encruamento é mais nítido na disposição dos gráficos da Figura 110, enfatizando o aumento da ductilidade com o aumento da temperatura de deformação, independentemente da taxa de deformação. A variação do

expoente de encruamento em uma mesma temperatura com diferentes taxas de deformação, pode indicar a influência do efeito da recuperação. Visto que as curvas para mesma temperatura apresentam comportamentos similares na inclinação e durante a deformação, não se observa qualitativamente variações no expoente de encruamento.

Analisando o diagrama de transformação por resfriamento contínuo para o aço 22MnB5, mostrado na Figura 92, e levando em consideração o tempo do processo de conformação, partindo do resfriamento até a temperatura de deformação, o ensaio sob menor taxa ( $2,857 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) e temperatura de deformação ( $550 \text{ }^\circ\text{C}$ ), pode levar à transformação de fases austenita-bainita por conta da proximidade com a região de formação da bainita. Zhou et al. (2022) observaram que essa transformação de fases ocorre a temperatura de  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  e taxa de deformação  $0,01 \text{ s}^{-1}$ , acarretando no aumento da resistência do aço 22MnB5 pois o valor do pico de tensão para essa condição encontrou-se acima da tendência para as maiores taxas de deformação,  $0,1$  e  $1 \text{ s}^{-1}$ , respectivamente. Os resultados da Figura 110(a) para a menor taxa de deformação e temperatura de  $550 \text{ }^\circ\text{C}$  demonstram que não teria ocorrido este tipo de transformação de fases, porque os valores das tensões limites de escoamento e resistência, resumidos na Tabela 14, encontram-se dispostos de forma crescente da menor para a maior taxa de deformação. Ademais, a microscopia ótica mostrada na Figura 93(a) indica que a microestrutura formada é predominantemente martensítica.

Observa-se também que a taxa de deformação baixa tende a apresentar o menor limite de escoamento em relação as maiores taxas. Isto sugere quanto menor for a taxa de deformação, que existiria mais tempo para ocorrer mecanismos dinâmicos de amaciamento por recuperação, permitindo a aniquilação de discordâncias criadas durante o processo de deformação plástica (Lin et al. 2005). Apenas a Figura 110(d) indica que os valores do limite de escoamento obtidos para as taxas de deformação intermediária e alta ficaram muito próximos.

Singh & Narasimhan (2021b) observaram que a máxima deformação uniforme tende a aumentar com o aumento da temperatura e taxa de deformação, conforme pode ser visto na Figura 41(b), indicando que a conformabilidade do aço 22MnB5 aumenta sob essa condição. Entretanto, nos resultados obtidos por estes autores tal efeito não ocorreu de forma linear, apresentando mudança de inclinação entre as temperaturas de  $780$  e  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Li et al. (2016) relataram que a medida de deformação até a ruptura do aço 22MnB5 aumenta elevando-se a temperatura de ensaio para uma taxa nominal de deformação de  $1 \text{ s}^{-1}$ . Por outro lado, estes autores observaram que é baixa a influência da sensibilidade a taxa de deformação na ductilidade para as temperaturas de  $700$  e  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Ao representar os resultados de máxima deformação uniforme verdadeira em função da temperatura e taxa nominal de deformação, Figura 111, pode-se verificar que na Figura 111(a), o aumento da máxima deformação uniforme com o aumento da temperatura ocorre apenas no intervalo de temperatura entre 650 °C e 850 °C na taxa intermediária, similar ao comportamento observado por Li et al. (2016). Por outro lado, na Figura 111(b) verifica-se que houve um aumento da máxima deformação uniforme com o aumento da taxa nominal de deformação, entre as taxas menor e intermediária para as temperaturas de deformação de 550, 750 e 850 °C, contrariamente ao comportamento observado por Tang et al. (2016) e Zhang et al. (2020). Entretanto, nas temperaturas de deformação 750, 850 e 900 °C, o comportamento muda, ocorrendo a sensibilidade a taxa de deformação entre as taxas nominais intermediária e alta, principalmente para a temperatura de 900 °C. Em ambos os casos não houve uma clara tendência de comportamento da máxima deformação uniforme, o que pode indicar a influência dos efeitos da não homogeneidade na distribuição de temperatura ao longo da direção longitudinal do corpo de prova.

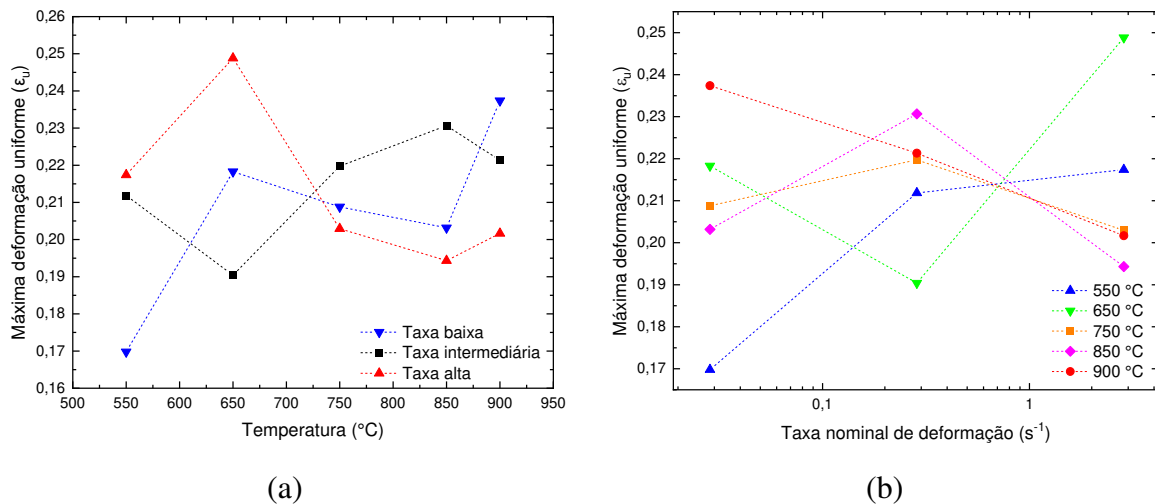


Figura 111 – Valores da máxima deformação uniforme obtidos para a chapa de aço 22MnB5 em função da (a) temperatura e (b) taxa nominal de deformação.

### 5.4.1.3 Curvas de escoamento plástico

A seguir, encontram-se os resultados das curvas de escoamento plástico obtidas a partir da compensação das deformações elásticas realizada entre a tensão limite de escoamento, definida a  $\epsilon^p = 0,005$ , e a máxima deformação uniforme. As curvas de escoamento plástico, agrupadas entre as taxas nominais de deformação, estão mostradas na Figura 112 em função da temperatura de deformação. Estas curvas são utilizadas na identificação dos parâmetros da

equação modificada de Hockett-Sherby, os quais, por sua vez, são empregados na etapa de validação da implantação desta equação no programa de elementos finitos ABAQUS/Explicit.

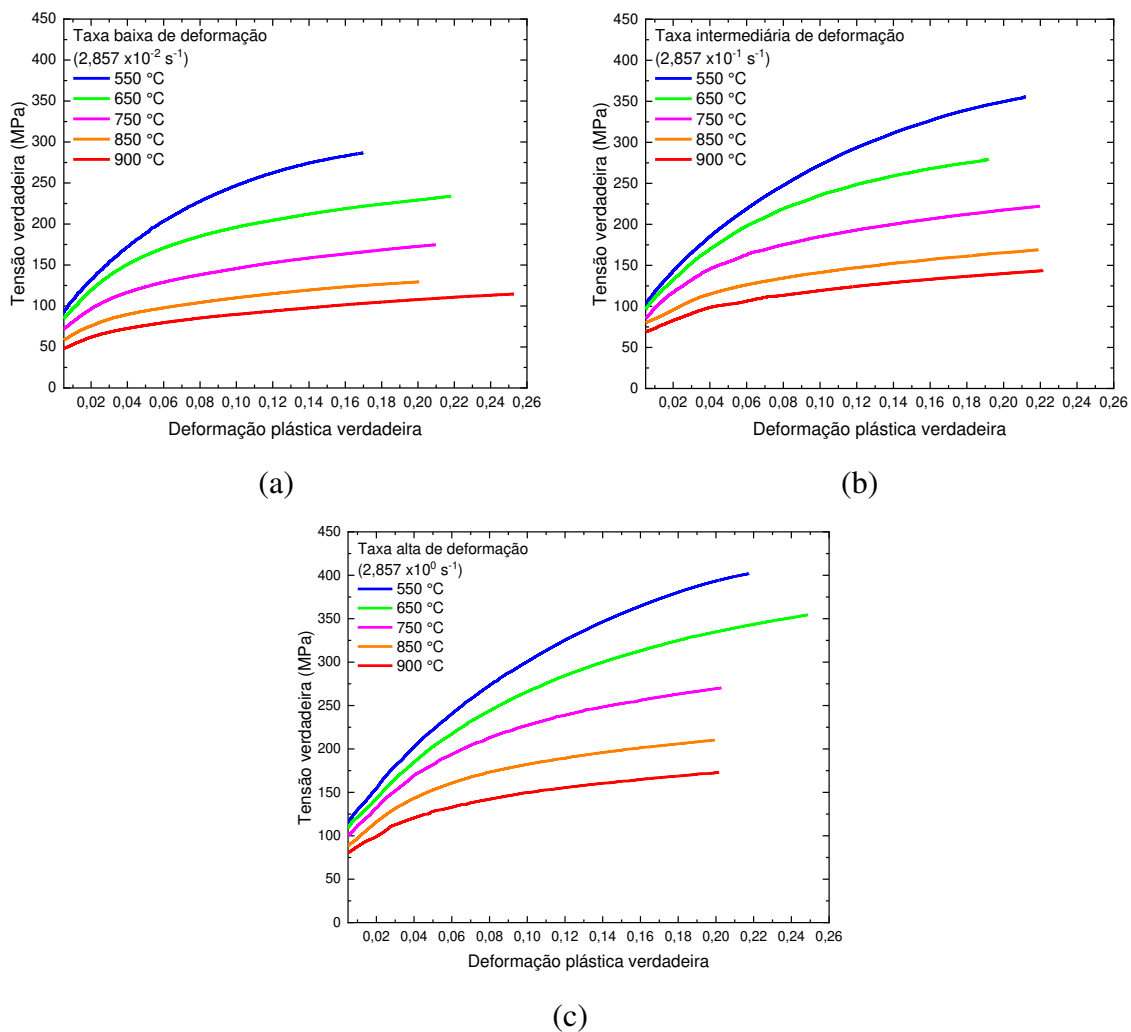


Figura 112 – Curvas de escoamento plástico obtidas para a chapa de aço 22MnB5 a partir de ensaios de tração uniaxial a quente em função da taxa nominal de deformação: (a) taxa baixa, (b) taxa intermediária e (c) taxa alta.

## 5.4.2. Análise de fratura

### 5.4.2.1 Medidas nas seções de fratura

As imagens dos corpos de prova retiradas após os ensaios de tração uniaxial a quente estão mostradas na Figura 113. As imagens estão agrupadas em função da taxa de deformação, em ordem crescente de temperatura. As setas em amarelo apontam para a região onde foram soldados o par de termopares (TC1) de controle e aquisição de temperaturas. Do mesmo modo, estão indicados a esquerda o lado móvel (*stroke*) e a direita o lado fixo.

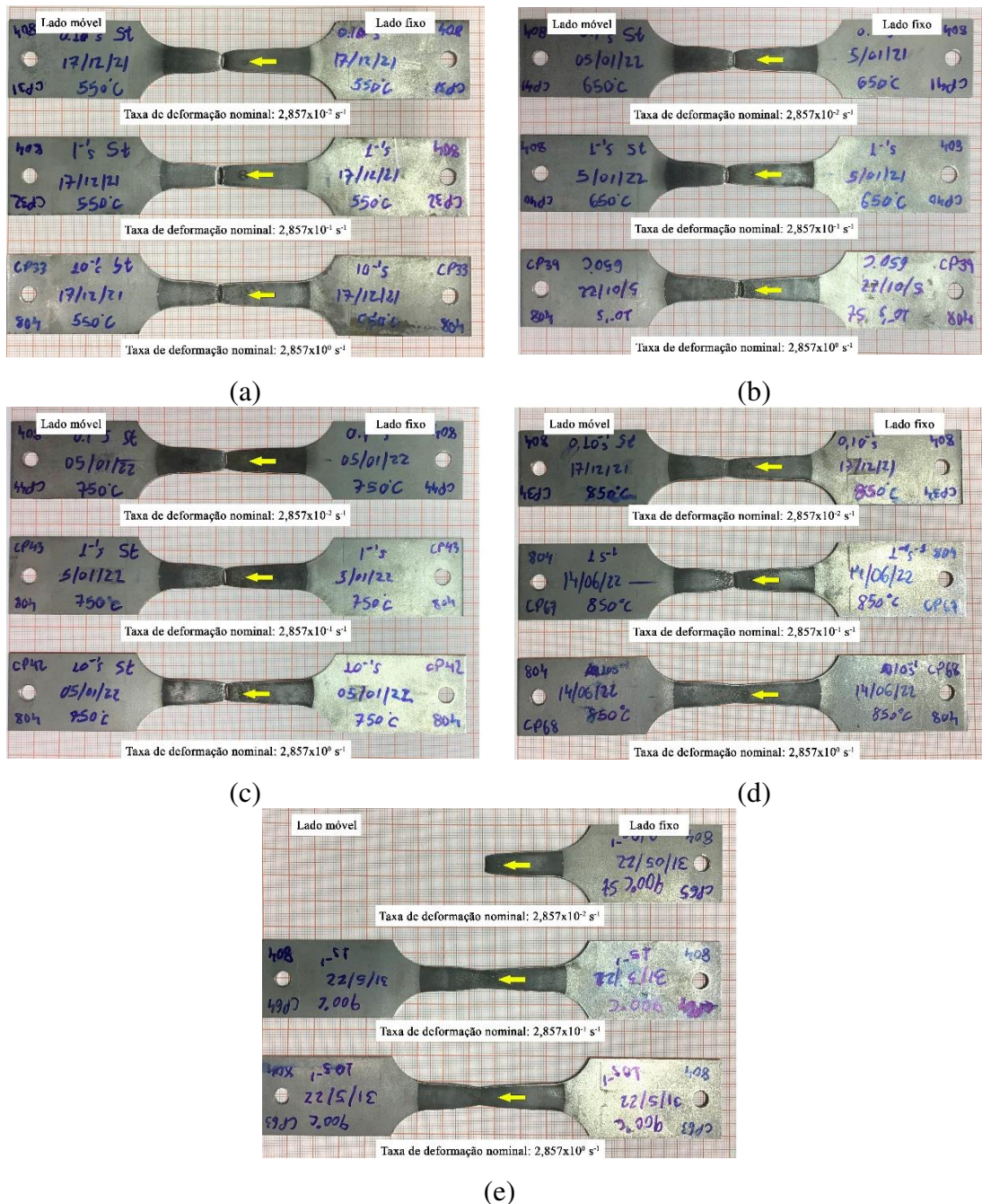


Figura 113 – Corpos de prova do aço 22MnB5 após os ensaios de tração uniaxial a quente: (a) 550 °C, (b) 650 °C, (c) 750 °C, (d) 850 °C e (e) 900 °C.

Em todas as condições ensaiadas, é possível observar primeiro que a região que se forma o empençoamento no corpo de prova encontra-se deslocada para o lado da garra móvel. Logo, foi confirmado que não houve desprendimento do extensômetro de contato, o qual foi fixado previamente no centro do corpo de prova. Além disso, observa-se que não foram todos os corpos de prova ensaiados que romperam. Em particular, aqueles ensaiados na temperatura de 850 °C para as taxas de deformação baixa e alta e também na temperatura de 900 °C nas taxas intermediária e alta. Uma vez que o aumento da temperatura de deformação está relacionado

com a melhora da ductilidade, ativando os mecanismos de mobilidade de discordâncias e escorregamento, aumentando o alongamento total quanto maior for a temperatura e menor a taxa de deformação, conforme relatado em trabalhos com o aço 22MnB5 realizados por Lin et al. (2013), Güler et al. (2014), Tang et al. (2016), Li et al. (2016) e Zhou et al. (2022).

Escolhendo como referência a taxa nominal de deformação intermediária para avaliar o alongamento com ajuda da escala nas imagens, percebe-se que há um sutil aumento no alongamento a partir da temperatura de 850 °C, enquanto que para as temperaturas inferiores, não há alterações visíveis. O corpo de prova deformado a 850 °C e taxa baixa não rompeu, porém, sua região de empescoçamento apresenta trincas pronunciadas de coloração esbranquiçada, indicando estar na iminência de romper. Conforme reportado por Li et al. (2016), que avaliaram o comportamento mecânico do aço 22MnB5, o ensaio de tração a uma taxa elevada de 5 s<sup>-1</sup> libera energia na forma de calor para o corpo de prova, ocasionando um aumento na temperatura de cerca de 30 °C na região útil. É possível que os corpos de prova ensaiados na taxa alta de deformação, ficaram mais dúcteis com o ganho de temperatura, pois não apresentam trincas pronunciadas de coloração esbranquiçada.

Na Tabela 15 encontram-se os resultados da análise do conjunto de curvas tensão x deformação de engenharia para valores de tensão de engenharia na ruptura ( $S_r$ ) e deformação total de engenharia ( $e_t$ ), classificados por temperatura e taxa de deformação. Os dados servem para quantificar os efeitos da taxa e temperatura de deformação, e discutir a influência nas características e comportamento do material na análise até a ruptura. Os valores para tensão de engenharia e deformação total de engenharia até a ruptura foram encontrados utilizando o método demonstrado na Figura 82.

Tabela 15 - Principais resultados do ensaio de tração a quente para tensão e deformação de engenharia.

Temp. (°C)	Taxas (s <sup>-1</sup> )	S <sub>r</sub> (MPa)	ε <sub>t</sub>
550	Baixa	213,74	0,23
	Intermediária	275,90	0,28
	Alta	300,10	0,29
650	Baixa	137,13	0,68
	Intermediária	210,71	0,29
	Alta	220,99	0,63
750	Baixa	127,36	0,70
	Intermediária	156,02	0,43
	Alta	177,82	0,68
850	Baixa	NA	NA
	Intermediária	102,74	0,70
	Alta	NA	NA
900	Baixa	61,73	0,54
	Intermediária	NA	NA
	Alta	NA	NA

Ao verificar a influência do aumento da taxa de deformação nos valores de deformação total de engenharia obtida pelo alongamento total até a ruptura, Figura 114(a), não há nenhuma tendência clara. Li et al. (2016) observaram pouca variação da deformação total obtida pelo alongamento até a ruptura com o aumento da taxa de deformação, chegando a ser praticamente linear como mostra a Figura 39(b). O resultado da Figura 114(a) para temperatura de 550 °C apresenta comportamento similar ao observado por Li et al. (2016), e a pouca variação na deformação total pode estar relacionado com o efeito de menor gradiente de temperatura. Supõe-se então que há uma influência do gradiente de temperatura para esclarecer os valores aleatórios de deformação do corpo de prova para as taxas de deformação baixa e alta, com respeito à taxa de deformação. Entretanto, para a taxa de deformação intermediária ainda na Figura 114(a), observa-se que a deformação total obtida aumenta com o aumento da temperatura.

Por outro aspecto, Li et al. (2016) discutem que os valores da deformação total de engenharia até o rompimento do corpo de prova tende a aumentar de forma linear com o aumento da temperatura, embora os resultados se apresentam espalhados no gráfico por conta



do erro inerente ao procedimento experimental, Figura 39(a). Espera-se que quanto maior a temperatura e menor a taxa de deformação, maior será a ductilidade do material, permitindo a conformação de peças geometricamente mais complexas

Analisando sob a luz das curvas tensão – deformação variando a temperatura para taxa de deformação intermediária, Figura 105(b), verifica-se que a deformação na fratura aumenta com o aumento da temperatura, mas na Figura 114(b) não ocorre de forma linear como observado por Li et al. (2016) na Figura 39(a). Entre os resultados dos corpos de prova que romperam para as taxas baixa e alta há uma similaridade na trajetória dos dados e demonstra um aumento de 550 para 750 °C, e depois caindo entre 750 e 900 °C para a taxa baixa de deformação.

Já a taxa intermediária de deformação da Figura 114(b), demonstra que os resultados apresentaram um claro comportamento exponencial no valor de deformação total de engenharia com o aumento da temperatura, sugerindo uma relação de sensibilidade a taxa de deformação empregada para execução dos ensaios na Gleeble 3500.

Sendo assim, não fica claro pela Figura 114(b) se a deformação na fratura aumenta de forma exponencial para qualquer taxa de deformação, se existe um intervalo de taxa nominal de deformação para que esse aumento ocorra apenas de forma exponencial ou pela Figura 114(a) se a dispersão dos resultados para as taxas baixa e alta são mais influenciadas pelo gradiente de temperatura. Porém, se levar em conta os resultados para tensão – deformação na Figura 105(b), dentre as três taxas apenas a taxa intermediária apresentou melhor tendência da deformação total até a ruptura, aumentar com a elevação da temperatura de deformação. Infere-se que o comportamento para as taxas baixa e alta deve ser similar já que a literatura sobre o aço 22MnB5 relata a sensibilidade a taxa de deformação e aumento da ductilidade com o aumento da temperatura.

Como os valores de deformação total de engenharia até a ruptura para a taxa baixa de deformação nas temperaturas de 550 e 900 °C deram menores quando comparados a taxa intermediária, e levando em conta o efeito do gradiente de temperatura na deformação e o aumento da ductilidade com a elevação da temperatura, presume-se com base nos resultados para taxa de deformação intermediária da Figura 114 (b) aliado ao argumento da sensibilidade a taxa de deformação e ductilidade do aço 22MnB5 observados na literatura, que a deformação aumenta de maneira exponencial com a temperatura, ou seja, o comportamento da deformação total até a ruptura para alta e baixa taxa deveriam ser exponenciais como na taxa intermediária.

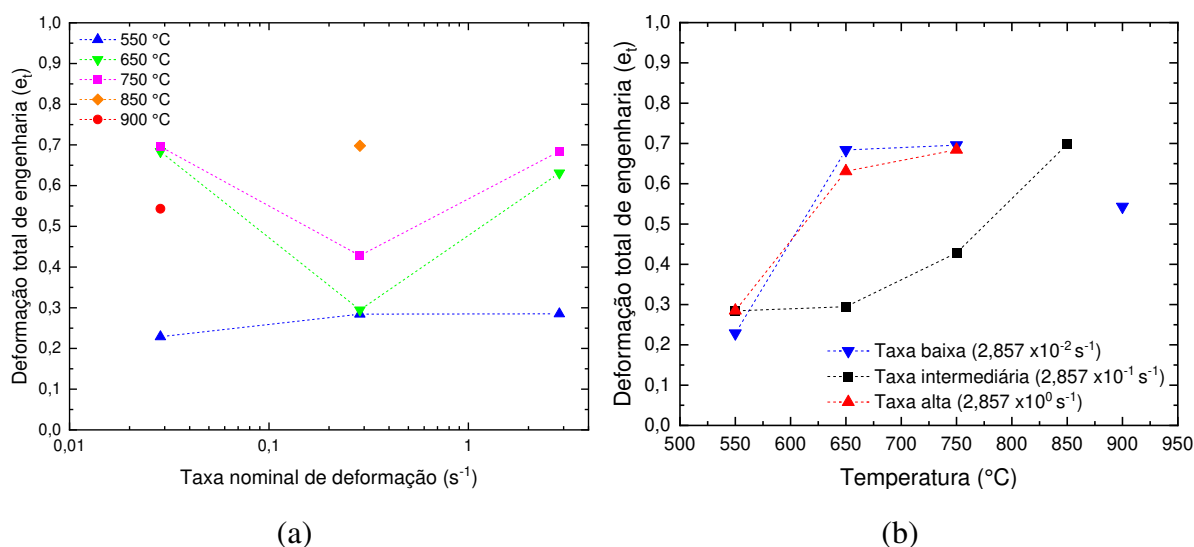
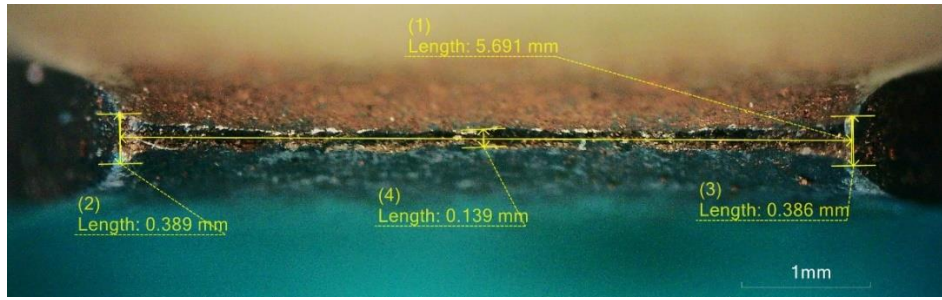
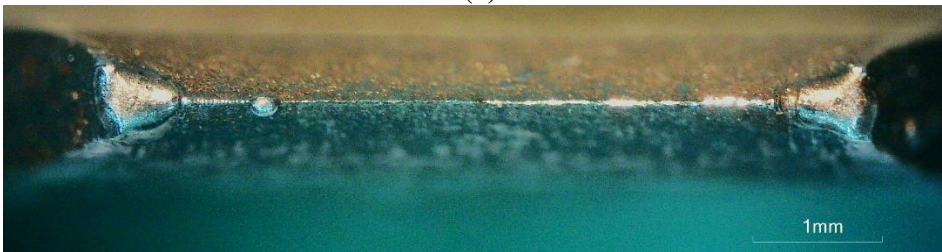


Figura 114 - Deformação total obtida pelo alongamento total na ruptura em função da (a) taxa de deformação e (b) temperatura.

Por outro lado, a Figura 115 ilustra as medidas de espessura efetuadas na superfície de fratura nos corpos de prova rompidos nos ensaios de tração realizados sob a taxa baixa de deformação nas temperaturas de 550 e 900 °C, respectivamente. Estas medidas de espessura, realizadas nos dois lados da fratura, foram feitas com base na norma ASTM E8/E8M. Em detalhe na Figura 115(a), obtida para menor temperatura de ensaio e taxa baixa deformação, os valores obtidos em mm de (1) largura da seção de fratura, (2) espessura na borda esquerda, (3) espessura da borda direita e (4) espessura no centro. Os resultados das medidas que correspondem a menor redução de área (RA) na fratura, obtidos entre as duas superfícies analisadas, encontram-se listados na Tabela 16. Nesta tabela, os valores em  $t_1$ ,  $t_2$  e  $t_3$  em mm são as medidas de espessura realizadas nas bordas ( $t_1$  e  $t_3$ ) e no centro ( $t_2$ ) enquanto que  $t_e$  é a espessura efetiva calculada por  $t_e = (t_1 + 4t_2 + t_3)/6$ . Deste modo, área na fratura ( $A_f$ ) é calculada pelo produto entre a espessura efetiva ( $t_e$ ) e a largura na região central da seção de fratura ( $w_f$ ). Ainda, a deformação na fratura é calculada como medida verdadeira por  $\epsilon_f = \ln (A_0/A_f)$  na qual  $A_0$  é a área inicial da seção transversal do corpo de prova. Como alternativa, esta deformação pode ser obtida em função da redução de área  $RA = (A_0 - A_f)/A_0$ , ou seja,  $\epsilon_f = \ln (1/(1 - RA))$ .



(a)



(b)

Figura 115 – Medidas nas seções de fratura obtidas conforme norma ASTM E8/E8M – 16<sup>a</sup> em corpos de prova ensaiados na taxa baixa de deformação: (a) 550 °C e (b) 900 °C.

Tabela 16 - Medidas das seções de fratura dos corpos de prova.

Temp. °C	Taxas (s <sup>-1</sup> )	t <sub>1</sub> (mm)	t <sub>2</sub> (mm)	t <sub>3</sub> (mm)	t <sub>e</sub> (mm)	w <sub>f</sub> (mm)	A <sub>f</sub> (mm <sup>2</sup> )	RA (%)	ε <sub>f</sub>
550	Baixa	0,386	0,139	0,389	0,222	5,691	1,262	92,99	2,66
	Intermediária	0,352	0,136	0,406	0,217	6,366	1,381	92,33	2,57
	Alta	0,531	0,329	0,567	0,402	6,536	2,630	85,39	1,92
650	Baixa	0,550	0,119	0,556	0,264	5,855	1,544	91,42	2,46
	Intermediária	0,576	0,201	0,557	0,323	6,114	1,974	89,03	2,21
	Alta	0,599	0,278	0,630	0,390	6,103	2,381	86,77	2,02
750	Baixa	0,392	0,074	0,584	0,212	5,933	1,258	93,01	2,66
	Intermediária	0,304	0,071	0,616	0,201	6,057	1,215	93,25	2,70
	Alta	0,499	0,221	0,471	0,309	6,026	1,862	89,66	2,27
850	Baixa	Não rompeu							
	Intermediária	0,567	0,176	0,681	0,325	5,983	1,946	89,19	2,22
	Alta	Não rompeu							
900	Baixa	0,516	0,020	0,599	0,199	5,838	1,163	93,54	2,74
	Intermediária	Não rompeu							
	Alta	Não rompeu							

Os resultados de redução de área na seção de fratura estão mostrados na Figura 116 em função da temperatura de deformação. Observa-se que os maiores valores de redução de área ocorreram para a menor taxa de deformação, seguido pela taxa intermediária e, por último, a

maior taxa de deformação. O menor valor de %RA foi 85,4 % para a temperatura de 550 °C e taxa alta de deformação, seguido por 92,3% e 93 % para as taxas intermediária e baixa, respectivamente. Güler et al. (2014) encontraram para o 22MnB5 redução de área igual a 77,1 % ensaiado a 500 °C com taxa de deformação de 0,083 s<sup>-1</sup>. Cheng et al (2023) propuseram que com o aumento da taxa de deformação haveria ganho da ductilidade a quente do aço 22MnB5. Contudo, no presente trabalho observou-se o oposto do comportamento da taxa de deformação, corroborando com os resultados determinados por Zhang et al. (2020) na Figura 51. De fato, com exceção da temperatura de 750 °C, a menor taxa de deformação resultou nos melhores valores de redução de área na fratura, sugerindo que o aço 22MnB5 apresentaria maior resistência a fratura e, por conseguinte, maior alongamento quando comparado as demais taxas.

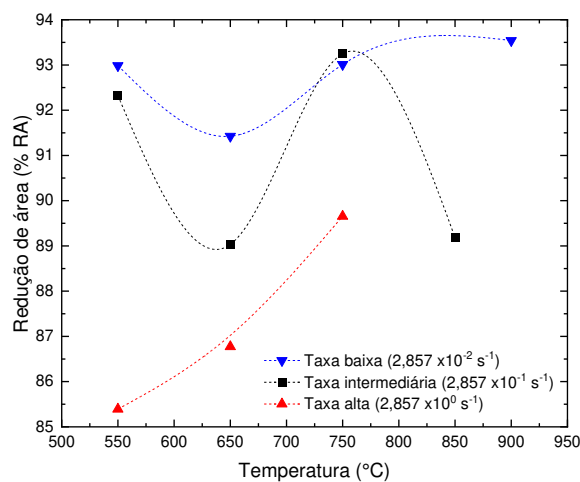


Figura 116 - Redução de área em função da temperatura de deformação.

Quanto a influência da temperatura, foi observado na Figura 117(a), (b) e (c) um aumento da redução de área na fratura no intervalo entre 650 e 750 °C independentemente da taxa nominal de deformação. Para as taxas nominais baixa e intermediária nas temperaturas de deformação de 550 e 750 °C, o aço 22MnB5 apresentou valores de ductilidade próximos e muito maiores comparados com alta taxa de deformação.

Pode-se observar também na Figura 117(a), (b) e (c), que entre as temperaturas de 650 e 750 °C há uma região onde os valores de %RA se cruzam com os valores de tensão medidos na fratura. Este resultado ocorre independente da taxa nominal de deformação e pode indicar uma temperatura mínima ideal para conformação em que se objetiva ultrapassar um valor mínimo de %RA. Com base nos resultados para taxa baixa a 900 °C e para taxa intermediária a 850 °C, pode-se presumir que acima de 750 °C os valores de %RA tendem a reduzir, ou seja, a temperatura parece não causar mais efeito na redução de área.

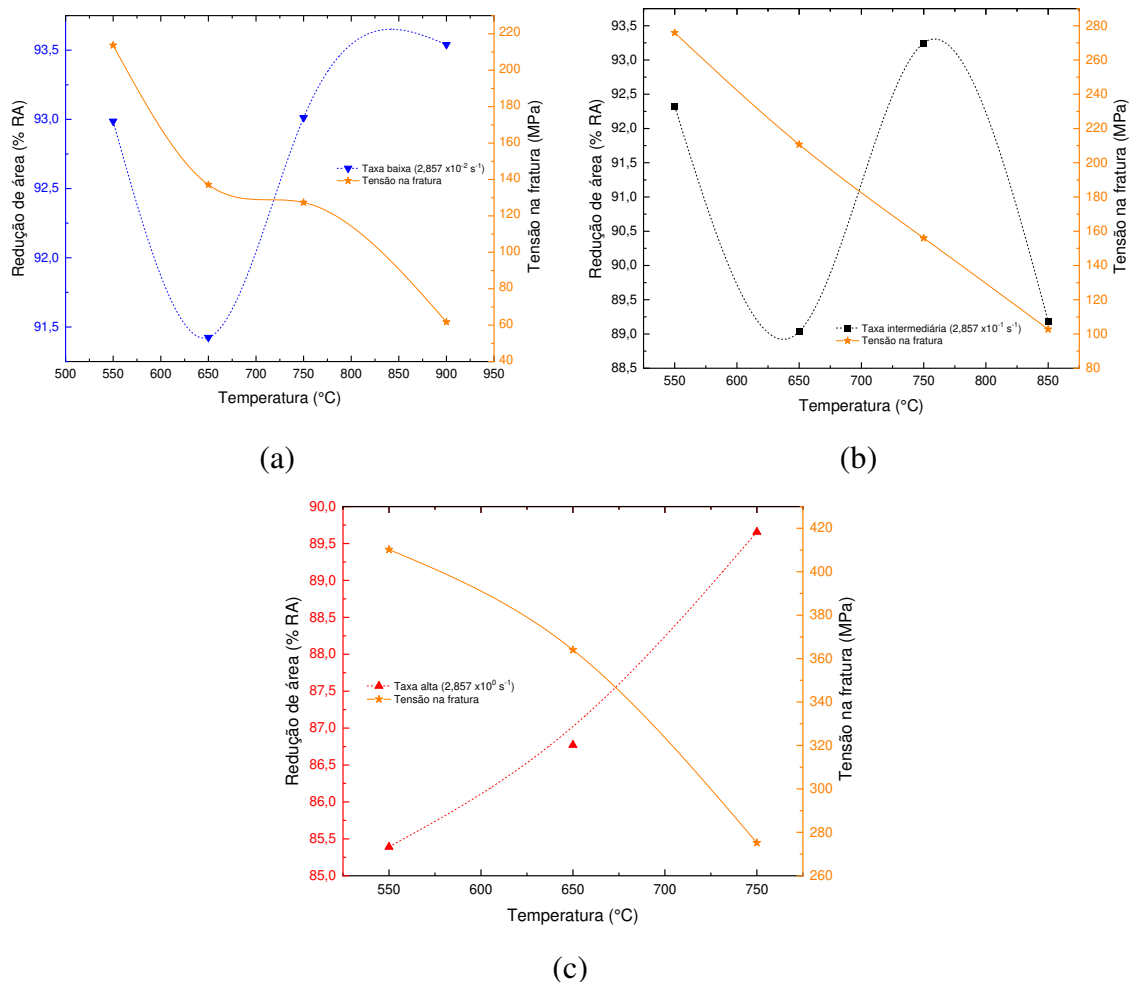


Figura 117 – Relação entre a redução de área na fratura e o limite de resistência do aço 22MnB5 com a temperatura.

Zhang et al. (2020), mostraram na Figura 51 que para a temperatura de 750 °C, reduzir a taxa de deformação aumenta o valor da porcentagem de deformação na fratura, e aumentar a temperatura para a mesma taxa de deformação não infere alterações consideráveis na porcentagem de deformação na fratura. Porém os autores utilizaram o modelo de garra para fixação do corpo de prova proposto por Ganapathy et al. (2018) em que reduz muito o efeito do gradiente de temperatura.

Os resultados da Figura 118 apontam que a maior deformação na falha ocorreu para a baixa taxa de deformação apesar de que para a temperatura de 750 °C a porcentagem ficou acima. Ao passo que os valores para a taxa intermediária e alta vão decrescendo respectivamente. E a variação percentual para uma mesma temperatura foi maior em 550 °C entre as taxas intermediária e alta, sendo que essa variação não passa de de 0,65 %, apoiando os resultados de Zhang et al. (2020).

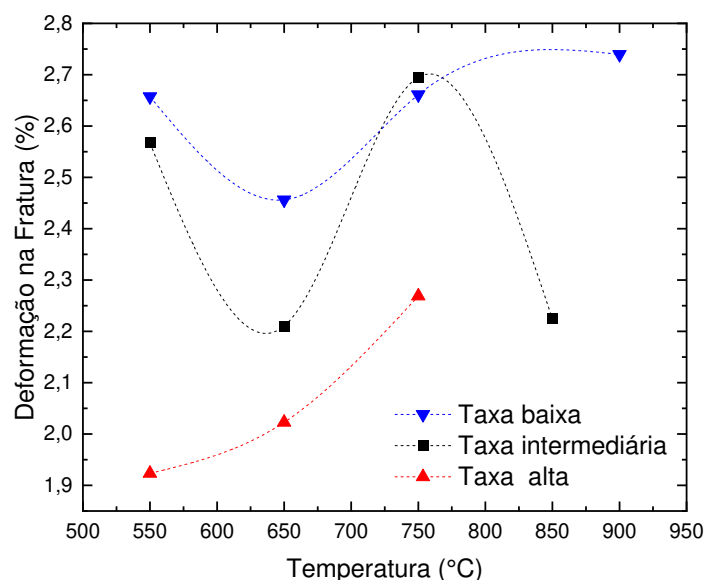


Figura 118 - Valores de deformação de engenharia na fratura em função da temperatura

### 5.4.2.2 Superfícies de fratura

Com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO MA 10 analisou-se a morfologia das superfícies de fratura nos corpos de prova que foram deformados nas temperaturas de 550 °C a 750 °C para as taxas baixa e alta e nas temperaturas de 550 °C a 850 °C para a taxa nominal de deformação intermediária. Os demais corpos de prova ensaiados, exceto na maior temperatura de deformação 900 °C e para a baixa taxa nominal de deformação, não romperam e, portanto, não foram analisados. As condições analisadas por microscopia eletrônica estão resumidas na Tabela 17. Os resultados da morfologia da superfície de fratura em função da variação de temperatura para cada conjunto de taxa nominal de deformação são apresentados por micrografias com ampliação de 1.000 X.

Tabela 17 - Superfícies de fratura analisadas por microscopia eletrônica de varredura.

Temperatura	Taxa nominal de deformação		
	Baixa	Intermediária	Alta
550 °C	A	A	A
650 °C	A	A	A
750 °C	A	A	A
850 °C	NA	A	NA
900 °C	A	NA	NA

O comportamento em comum, observado em todas as taxas de deformação avaliadas, para todas as micrografias, com exceção da Figura 120(d), apresentam a superfície de fratura dúctil e cavidades com diferentes tamanhos e profundidades bem definidas como, por exemplo, na Figura 119(a) e outras não tão definidas, vide Figura 119(d). Estas cavidades são conhecidas na literatura pelo termo em Inglês, *dimples*. Segundo Güler et al. (2014) e Tang et al. (2016) estas cavidades tendem a aumentar o perímetro e profundidade com o aumento da temperatura de deformação, até coalescerem e se tornarem vazios que influenciam na redução da ductilidade do material, como pode ser visto em algumas regiões das micrografias.

Observa-se também que pode haver coalescência das cavidades distribuídas de forma aleatória sobre a superfície de fratura para qualquer temperatura e taxa de deformação, conforme pode ser visto nas micrografias da Figura 119(a) e Figura 120(b). Por outro lado, a Figura 120(d) apresenta uma superfície de fratura mista, com características de fratura dúctil pela presença de cavidades e geometria de estricção da seção transversal do corpo de prova na forma de copo/cone conforme observado por Güler et al. (2014) e Tang et al. (2016) também presente na Figura 113(d). Entretanto, em boa parte da superfície apresenta-se um aspecto de fratura mais regular com textura porosa, típico de uma fratura frágil. Considerando apenas a tendência de ductilidade a quente (%RA) em função do aumento da temperatura apresentada por Güler et al. (2014), o resultado de uma morfologia predominante de fratura frágil tem correspondência com a redução de área representada na Figura 116. Este efeito pode estar relacionado com a elevada temperatura, uma vez que as morfologias observadas na temperatura de 750 °C nas três taxas avaliadas não apresentam características de fratura frágil.

A Figura 119(c) obtida para a temperatura 750 °C mostra com clareza a coalescência das cavidades até se tornarem um vazio, conforme observado nos experimentos conduzidos por Güler et al. (2014) e Tang et al (2016) em chapas de aço ao Boro avaliadas sob condições de altas temperaturas. Esse comportamento fica mais pronunciado na menor taxa de deformação, para a qual as cavidades apresentam uma profundidade maior. Característica essa que reforça um aspecto, discutido na literatura por Tang et al. (2016), que para mesma temperatura a profundidade das cavidades diminuem com o aumento da taxa de deformação, e quanto maior a profundidade, maior a capacidade do material de suportar a deformação plástica.

Portanto, a ductilidade aumenta com a redução da taxa de deformação e aumento da temperatura e segundo Li et al. (2016), isso implica a melhora na conformabilidade do aço 22MnB5.

Na Figura 119(d) encontra-se a superfície de fratura para taxa baixa de deformação do único corpo de prova que rompeu na temperatura de 900 °C. O resultado na Figura 118, mostra

que este corpo de prova apresentou o maior valor de %RA, e que na Figura 114 a geometria e estricção da seção transversal tem formato de copo/cone como pode ser observado na Figura 113(e). Sigh & Narasimhan (2021b), identificaram um comportamento similar para uma taxa de deformação equivalente em ordem de grandeza e atribuem que, para altas temperaturas avaliadas pelos autores como acima de 850 °C e baixas taxas de deformação, a deformação logo após o empescoamento é pequena, indicando fratura formada repentinamente com a característica de uma superfície semelhante a uma linha contínua, vide Figura 37 e Figura 115(b).

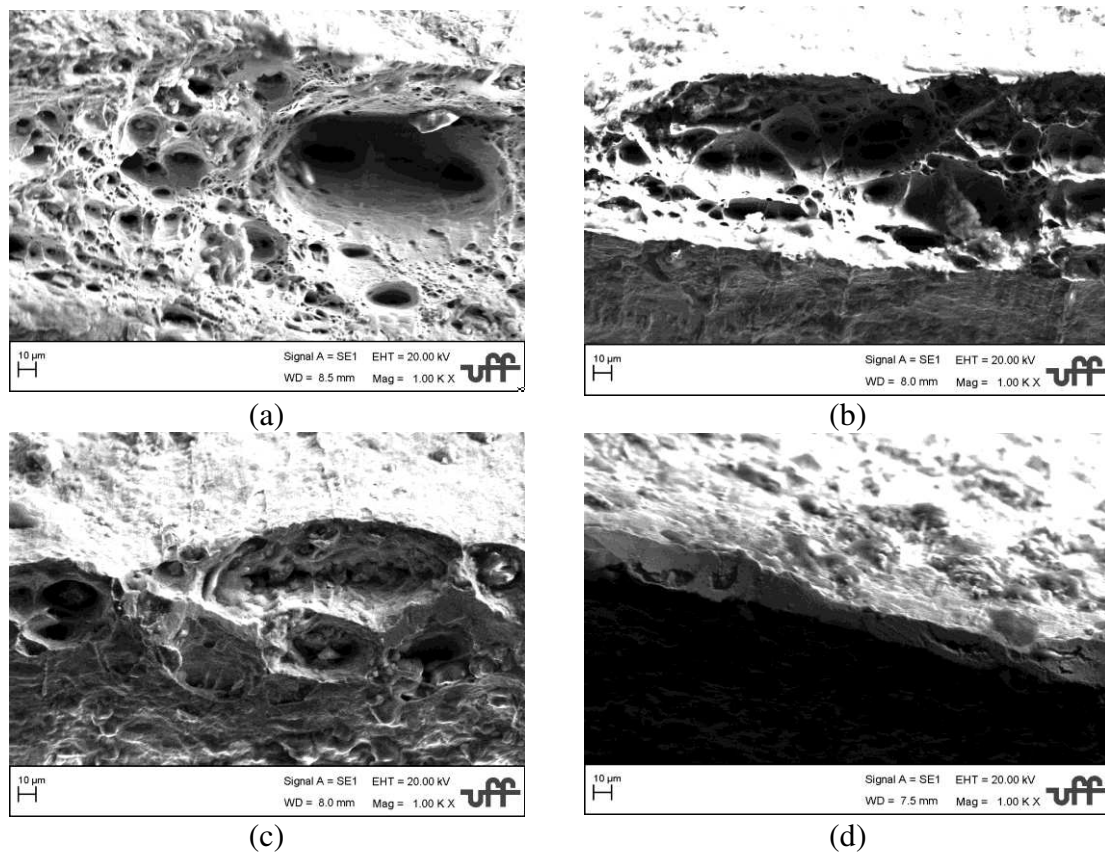


Figura 119 – Micrografias das superfícies de fratura para a taxa baixa de deformação com ampliação de 1.000 x, para as temperaturas: (a) 550, (b) 650, (c) 750 e (d) 900 °C.

As superfícies de fratura obtidas nas temperaturas de 850 e 900 °C sob taxas nominais de deformação intermediária e baixa, respectivamente, possuem comportamento de fratura dúctil. Além disso, estas superfícies sugerem uma maior influência da temperatura na morfologia, quando comparado com as temperaturas inferiores ensaiadas nas mesmas taxas de deformação.



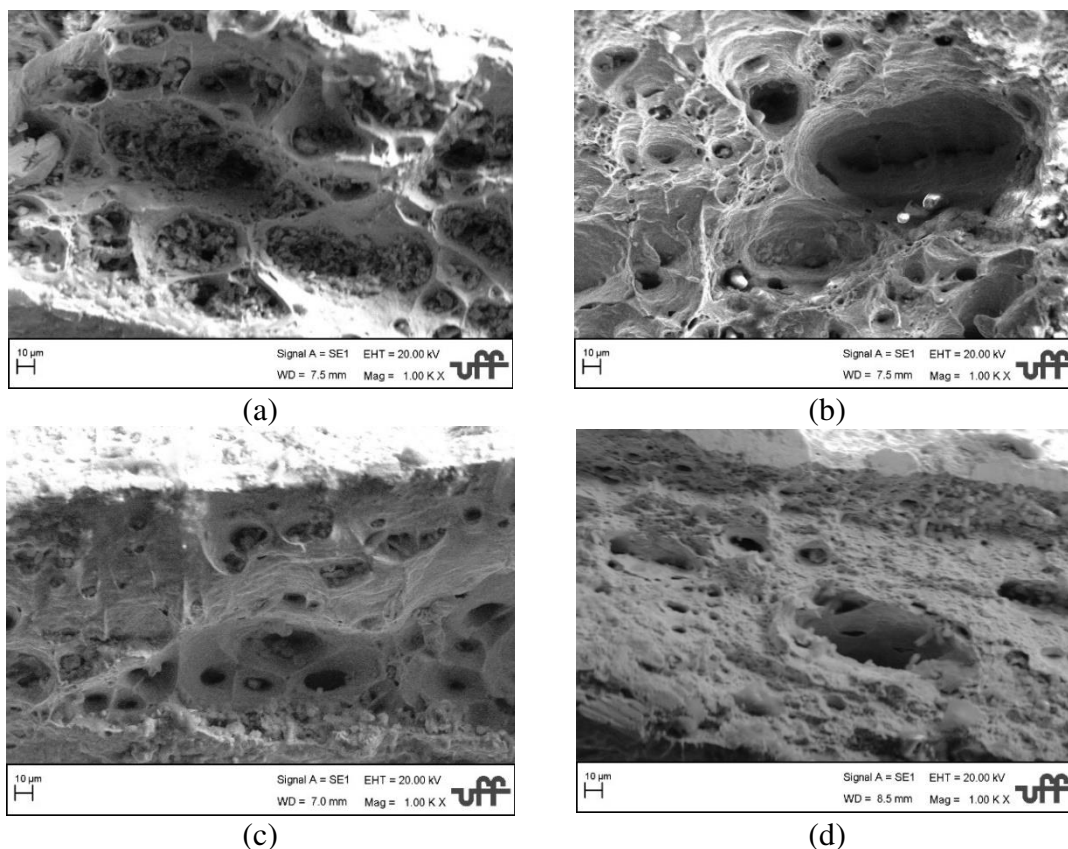


Figura 120 – Micrografias das superfícies de fratura para a taxa intermediária de deformação com ampliação de 1.000 x, para as temperaturas: (a) 550, (b) 650, (c) 750 e (d) 850 °C.

É possível verificar a redução da profundidade das cavidades na sequência de temperaturas de 550, 650 e 750 °C nas três taxas de deformação avaliadas. Ademais, a morfologia com cavidades mais rasas foram obtidas na taxa alta de deformação, conforme pode ser visto nas Figura 121(a), (b) e (c). Singh & Narasimhan (2021b) observaram que sob altas taxas de deformação, maiores níveis de tensão são necessários para a deformação do corpo de prova e, como consequência, as cavidades coalescem de forma mais rápida. Esse comportamento associado com temperatura de deformação de 550 °C, justifica as pequenas partículas que se formam dentro das cavidades, mostradas na Figura 121(a), indicando que ocorreu coalescência entre as cavidades vizinhas. Observa-se a redução dessas partículas na Figura 120(a) para taxa intermediária de deformação e temperatura de 550 °C enquanto que tais partículas não são vistas na Figura 119(a) para a baixa taxa de deformação.

O comportamento descrito no parágrafo anterior para taxa alta de deformação condiz com os valores encontrados para %RA na Figura 116, sendo os menores quando comparados as demais taxas por conta da rápida coalescência das cavidades e aumenta com a influência da temperatura de deformação.

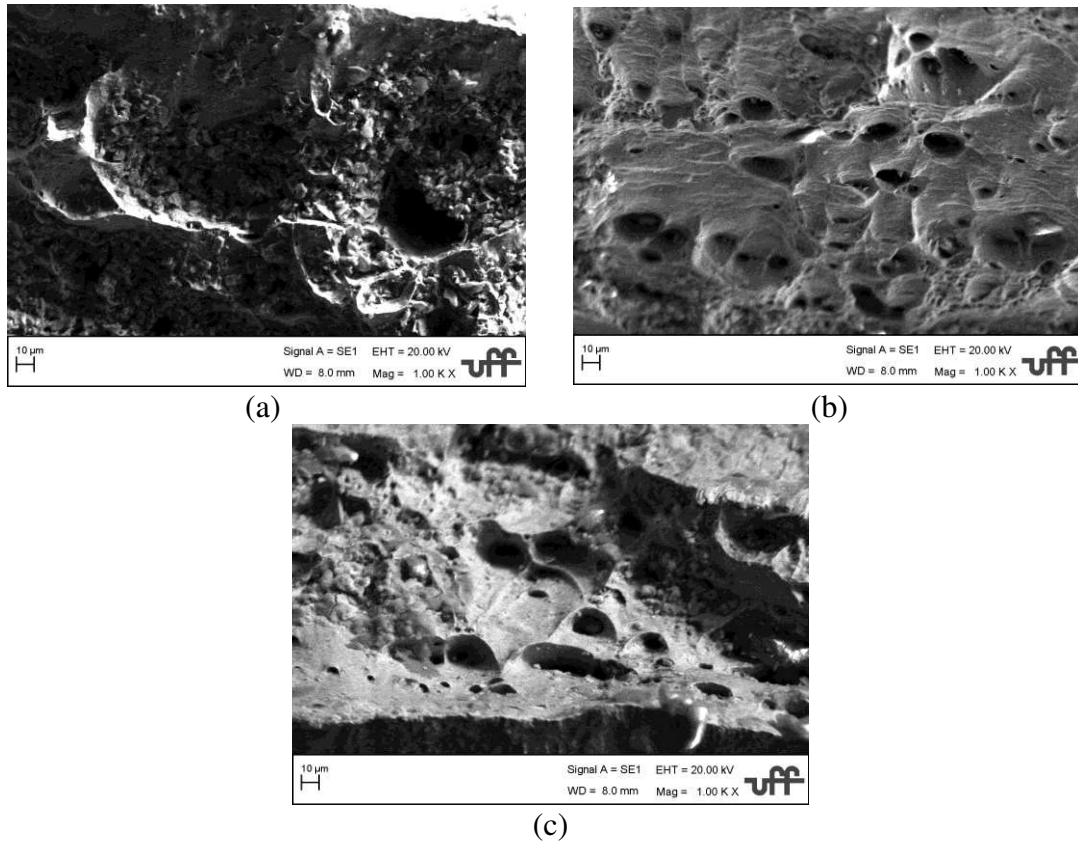


Figura 121 – Micrografias das superfícies de fratura para a taxa alta de deformação com ampliação de 1000 x, para as temperaturas: (a) 550, (b) 650 e (c) 750 °C.

## 5.5. Previsões numéricas

### 5.5.1. Ajustes de curvas de escoamento plástico

Na Tabela 18 encontram-se os valores da primeira etapa de identificação dos parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby (equação H-S mod). Esta etapa tem por objetivo determinar os parâmetros que descrevem o escoamento inicial em função da temperatura para cada taxa nominal de deformação. Os limites de escoamento, definidos pelo método descrito no Subitem 4.3 com valores listados na Tabela 14, possuem uma tendência de aumentar de forma exponencial com o aumento da temperatura e taxa de deformação. Para descrever esse comportamento foi utilizada a Eq. (18), assumindo que os parâmetros  $S_1$  e  $S_2$  são iguais a zero:

$$\sigma_y(\dot{\epsilon}^p, T) = S_0(T) \left( \frac{\dot{\epsilon}^p}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{m(T)} \quad (62)$$

ou seja, os parâmetros a identificar são  $S_0(T)$ ,  $\dot{\epsilon}_0$  ( $s^{-1}$ ) e o expoente de sensibilidade à taxa de deformação  $m(T) = m_0 \exp[m_1(T/T_m)]$ , no qual  $m_0$  é tomado como fixo enquanto que  $m_1$  varia com a temperatura  $T$ . Os ajustes com a Eq. (62) estão comparados na Figura 122 com as formas geométricas coloridas que representam os valores experimentais do limite de escoamento para cada temperatura em função da taxa nominal de deformação. Os parâmetros correspondentes a estes ajustes estão resumidos na Tabela 17. Como esperado, o parâmetro  $S_0(T)$  diminui com o aumento da temperatura de deformação. Por outro lado, a redução do parâmetro  $m_1$  com o aumento da temperatura é compensada pela fração  $T/T_m$ .

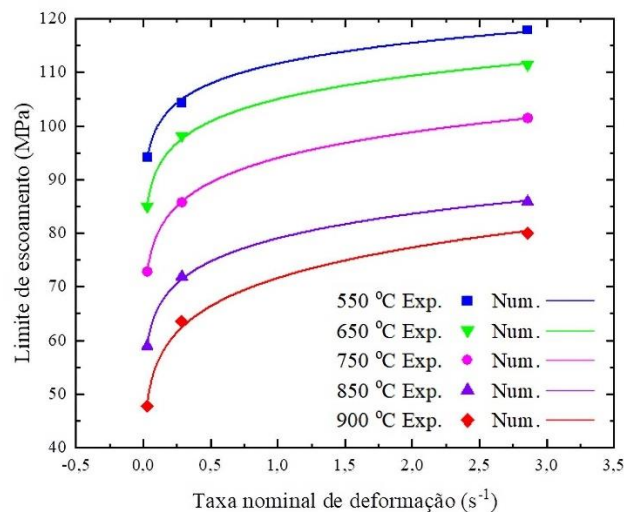


Figura 122 – Variação do limite de escoamento com a temperatura e taxa de deformação.

Tabela 18 – Parâmetros iniciais da equação modificada de Hockett-Sherby.

Parâmetros	550 °C	650 °C	750 °C	850 °C	900 °C
$S_0$ (MPa)	64,84±1,67	54,95±1,53	42,32±1,35	32,23±1,25	21,19±0,96
$S_1$ (MPa)	0				
$S_2$ (MPa)	0				
$m_0$	5e-6				
$m_1$	25,071± 0.134	21,619± 0.102	19,154± 0.081	17,107± 0.076	16,667± 0.060
$\dot{\epsilon}_0$ (1/s)	1,561e-5				
$T_m$ (°C)	1500				
$\chi^2$ Reduzido	0,739				
$R^2$	0,997	0,999	0,999	0,999	0,996
$R^2$ - Global	0,999				
$R^2$ ajustado	0,998				

A sensibilidade da taxa de deformação do aço 22MnB5 com o aumento da temperatura descrita pelo expoente  $m$  com os parâmetros ( $m_0, m_1(T)$ ) identificados a partir dos ajustes pode ser observada pelo gráfico mostrado na Figura 123. Os parâmetros estatísticos  $\chi^2$  e  $R^2$ , listados na Tabela 18, indicam que a taxa nominal de deformação se comporta bem ao ser adotada como variável independente para descrever os efeitos de temperatura no limite de escoamento do aço 22MnB5.

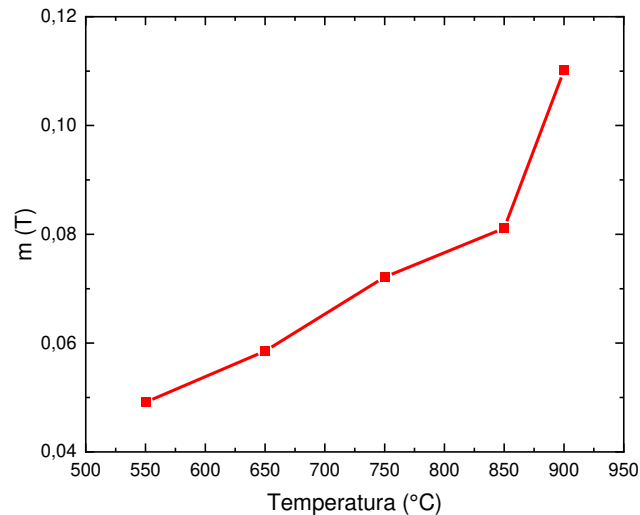


Figura 123 – Variação inicial do expoente de sensibilidade à taxa de deformação com a temperatura de deformação.

Na segunda etapa de identificação dos parâmetros foram empregados os dados experimentais das curvas de escoamento plástico obtidos para a taxa baixa de deformação, isto é, as medidas verdadeiras de tensão e deformação plástica. Os parâmetros ajustados na primeira etapa ( $S_0, m_0, m_1, \dot{\epsilon}_0$ ) foram adotados como valores iniciais no ajuste não-linear para determinar o conjunto reduzido de parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby ( $S_0, Q_0, a_1, a_2, b, n_0, n_1, m_0, m_1, \dot{\epsilon}_0$ ). Em seguida, este conjunto inicial de parâmetros serve como inicialização para os ajustes dos parâmetros para as outras taxas nominais de deformação (intermediária e alta) de acordo com as restrições estabelecidas no subitem 4.6. As curvas experimentais de escoamento plástico da chapa de aço 22MnB5 são comparadas na Figura 124 com as previsões dos ajustes determinados a partir do método de identificação dos parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby. Os parâmetros desta equação identificados por meio de ajuste não-linear, estão resumidos nas Tabelas 18, 19 e 20, respectivamente, para as taxas nominais de deformação baixa, intermediária e alta.

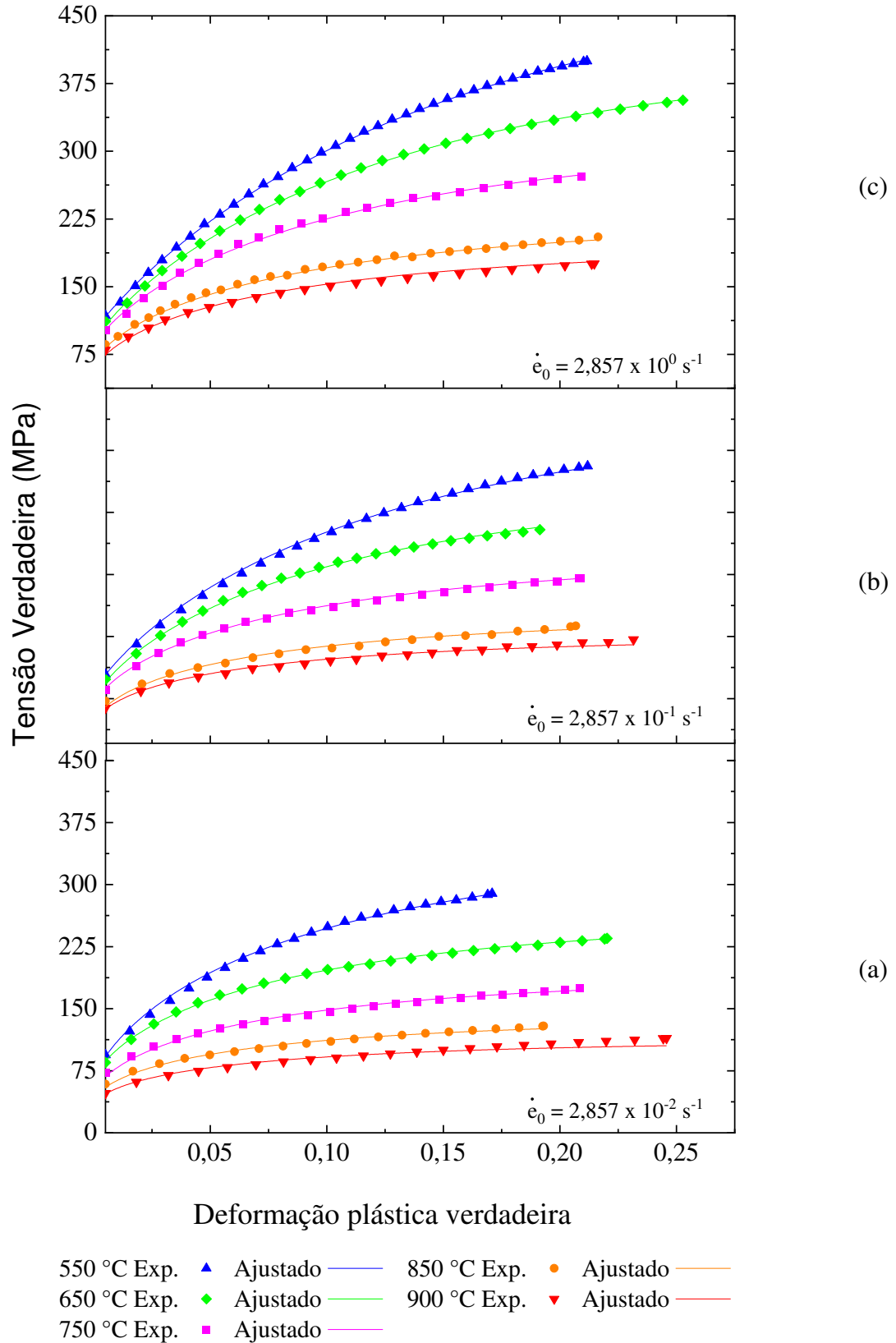


Figura 124 – Curvas experimentais do escoamento plástico em tração uniaxial a quente da chapa de aço 22MnB5 ajustadas pela equação modificada de Hockett-Sherby em função da taxa nominal de deformação: (a) taxa baixa, (b) taxa intermediária e (c) taxa alta.

A partir dos valores do parâmetro estatístico  $R^2$  obtidos para cada ajuste em separado, pode-se observar que os parâmetros determinados conseguem descrever, em sua maioria, grande parte dos resultados experimentais com valores de  $R^2$  acima de 0,99. Nota-se que para todas as taxas nominais de deformação, nas temperaturas de 850 e 900 °C, os valores de  $R^2$  são menores, sugerindo uma influência das altas temperaturas nos resultados experimentais seja em decorrência da resposta do aço 22MnB5 nestas condições seja em razão de possíveis ruídos de aquisição no início de escoamento plástico. O parâmetro estatístico  $R^2$ -global, engloba a média entre todos os ajustes, indicando que no geral os parâmetros encontrados concedem um bom ajuste para os dados experimentais. Já o valor de  $\chi^2$  global, próximo de 1, implica que a diferença entre os dados observados experimentalmente e os valores ajustados é consistente com a variância do erro. Por fim, que o  $R^2$ -ajustado de 0,999 representa quão bem o modelo proposto pela equação H-S mod se ajusta aos dados experimentais.

Observando-se os valores de todos os parâmetros ( $S_0, Q_0, a_1, a_2, b, n_0, n_1, m_0, m_1, \dot{\epsilon}_0$ ), é possível verificar tendências para alguns parâmetros em função do aumento de temperatura e taxa nominal de deformação. Na sequência dos parâmetros identificados, tem-se os valores de  $Q_0, a_1$  e  $a_2$  que compõem do termo que representa a máxima mudança no tamanho da superfície de escoamento em função da temperatura  $Q(T) = Q_0 + a_1[1 - \exp(a_2(T/T_m))]$ . Por um lado, os valores de  $Q_0$  também decrescem com o aumento da temperatura e aumentam com o aumento da taxa nominal de deformação, quando comparados na mesma temperatura. Por outro lado, os parâmetros  $a_1$  e  $a_2$  apresentam os mesmos valores para todo os conjuntos.

Tabela 19 - Parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby: taxa baixa de deformação nominal ( $2,857 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ )

Parâmetros	550 °C	650 °C	750 °C	850 °C	900 °C
$S_0$ (MPa)	61,232	55,267	41,348	31,8401	25,309
$S_1$ (MPa)			0		
$S_2$ (MPa)			0		
$Q_0$ (MPa)	378,833	305,515	290,899	289,101	288,043
$a_1$ (MPa)			$79,761 \pm 0,718$		
$a_2$			$2,241 \pm 0,011$		
$b$			$5,869 \pm 0,005$		
$n_0$			0,942		
$n_1$			0,502		
$m_0$			$1,278\text{e-}6 \pm 2,477\text{e-}9$		
$m_1$	25,083	24,379	21,198	19,175	18,703
$\dot{\epsilon}_0$ ( $\text{s}^{-1}$ )			$0,002 \pm 3,889\text{e-}5$		
$T_m$ (°C)			1500		
$\chi^2$ - Global			4,407		
$R^2$	0,998	0,999	0,995	0,991	0,946
$R^2$ - Global			0,999		
$R^2$ Ajustado			0,999		

Tabela 20 - Parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby: taxa intermediária de deformação nominal ( $2,857 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ )

<b>Parâmetros</b>	<b>550 °C</b>	<b>650 °C</b>	<b>750 °C</b>	<b>850 °C</b>	<b>900 °C</b>
$S_0$ (MPa)	76,629	56,360	51,375	32,046	26,572
$S_1$ (MPa)			0		
$S_2$ (MPa)			0		
$Q_0$ (MPa)	424,272	336,698	305,593	298,069	293,389
$a_1$ (MPa)			$79,761 \pm 0,718$		
$a_2$			$2,241 \pm 0,011$		
$b$			$5,869 \pm 0,005$		
$n_0$			1,168		
$n_1$			0,877		
$m_0$			$1,278\text{e-}6 \pm 2,477\text{e-}9$		
$m_1$	25,083	24,380	21,198	19,175	18,703
$\dot{\epsilon}_0$ ( $\text{s}^{-1}$ )			$0,002 \pm 3,889\text{e-}5$		
$T_m$ (°C)			1500		
$\chi^2$ - Global			4,407		
$R^2$	0,998	0,998	0,997	0,991	0,982
$R^2$ - Global			0,999		
$R^2$ Ajustado			0,999		



Tabela 21 - Parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby: taxa alta de deformação nominal ( $2,857 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ )

Parâmetros	550 °C	650 °C	750 °C	850 °C	900 °C
$S_0$ (MPa)	91,173	61,625	57,175	39,584	27,838
$S_1$ (MPa)			0		
$S_2$ (MPa)			0		
$Q_0$ (MPa)	468,346	355,894	326,261	303,345	296,564
$a_1$ (MPa)			79,761 ± 0,718		
$a_2$			2,241 ± 0,011		
$b$			5,869 ± 0,005		
$n_0$			1,282		
$n_1$			0,964		
$m_0$			1,278e-6 ± 2,477e-9		
$m_1$	25,083	24,380	21,198	19,174	18,703
$\dot{\epsilon}_0$ (s <sup>-1</sup> )			0,002 ± 3,889e-5		
$T_m$ (°C)			1500		
$\chi^2$ - Global			4,407		
$R^2$	0,999	0,999	0,998	0,997	0,988
$R^2$ - Global			0,999		
$R^2$ Ajustado			0,999		

A Figura 125 ilustra a evolução do parâmetro que descreve o tamanho da superfície de escoamento em função da temperatura  $Q(T)$ . É importante observar que de acordo com a hipótese de encruamento isotrópico, o aumento da temperatura de deformação implica na redução do tamanho da superfície de escoamento. Do mesmo modo, este tamanho aumenta com taxa nominal de deformação para uma mesma temperatura. A diferença com relação a taxa de deformação é menor entre as taxas intermediária e alta, e se torna ainda menor para temperaturas acima de 850 °C.

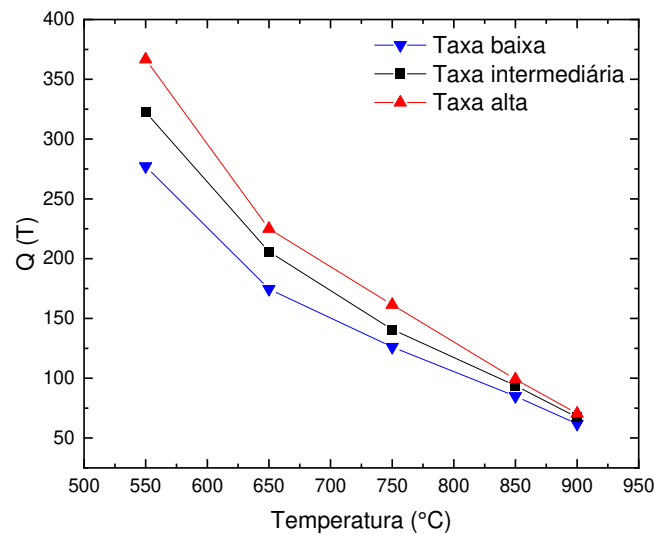


Figura 125 – Variação do parâmetro que descreve o tamanho da superfície de escoamento.

O parâmetro  $b$  na equação modificada de Hockett-Sherby descreve a taxa de crescimento da superfície de escoamento, ou seja, uma medida relacionada ao encruamento. Optou-se por mantê-lo fixo para qualquer temperatura de deformação e taxa de deformação. Por outro lado, os parâmetros  $n_0$  e  $n_1$  definindo a dependência do expoente de encruamento com a temperatura,  $n(T) = n_0 - n_1(T/T_m)$ , aumentam com a taxa de deformação. Entretanto, estes parâmetros têm os mesmos valores independentemente da temperatura de deformação. O expoente de encruamento com comportamento linear decrescente em função da temperatura,  $n(T)$ , aumenta com a taxa nominal de deformação, conforme pode ser visto na Figura 126.

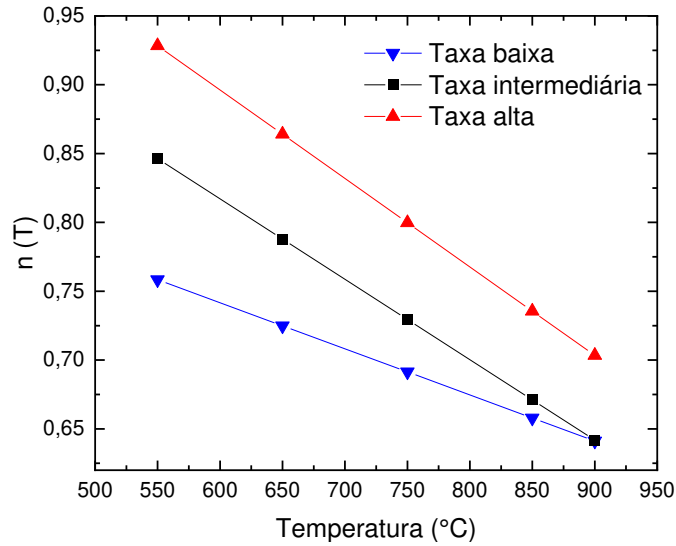


Figura 126 - Variação do expoente de encruamento.

Quanto ao expoente de sensibilidade à taxa de deformação  $m(T) = m_0 \exp[m_1(T/T_m)]$ , manteve-se fixo o parâmetro  $m_0$  enquanto que  $m_1$  decresce com o aumento da temperatura. Ambos os valores destes parâmetros são iguais para todas as taxas nominais de deformação. A variação final do expoente ou índice de sensibilidade à taxa de deformação está mostrada na Figura 127. É possível observar nesta figura que a sensibilidade à taxa de deformação é pequena para a menor temperatura de deformação e aumenta nas temperaturas mais altas, porém, com pouca variação entre 650 e 900 °C.

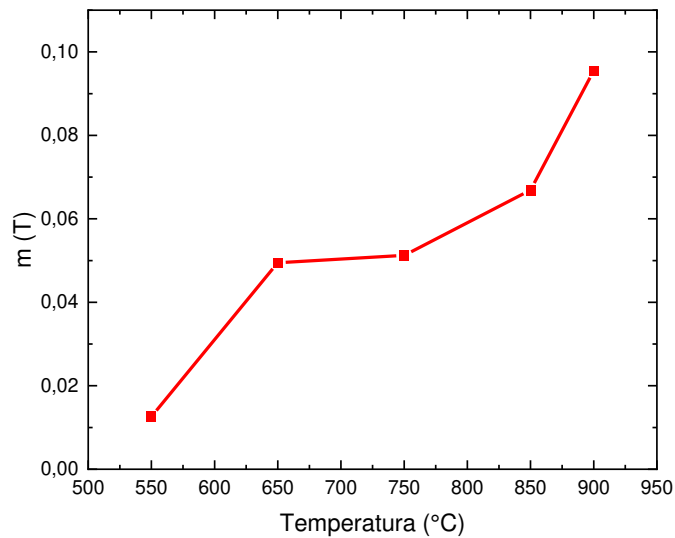
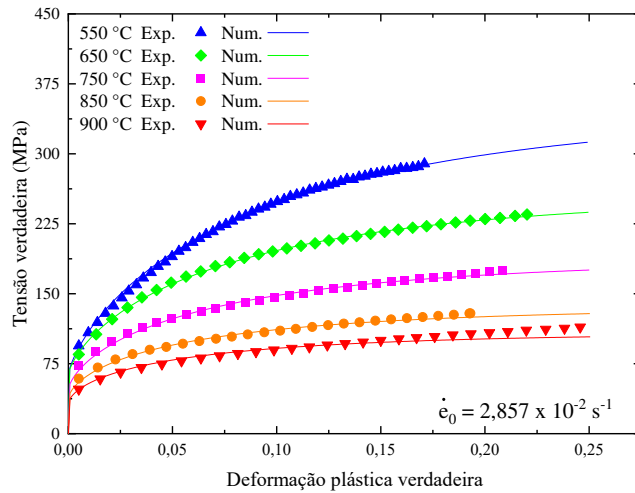


Figura 127 – Variação final do expoente de sensibilidade à taxa de deformação com a temperatura de deformação.

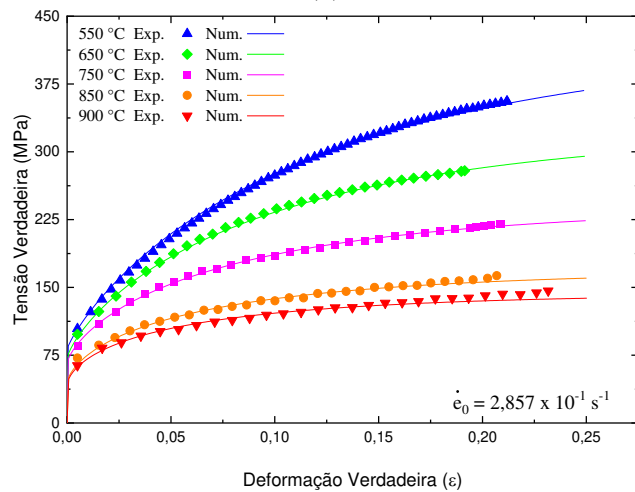
### 5.5.2. Previsões por elementos finitos

As previsões numéricas da implantação da equação modificada de Hockett-Sherby no programa comercial de elementos finitos ABAQUS/Explicit são comparadas na Figura 128 com os dados experimentais das curvas de escoamento plástico da chapa de aço 22MnB5. Estas previsões foram obtidas com os parâmetros ajustados em função da temperatura para cada taxa nominal de deformação (baixa, intermediária e alta), conforme subitem anterior. Para fins de comparação, as previsões foram estabelecidas até a deformação plástica igual a 0,25. É possível observar uma boa concordância entre os pontos experimentais obtidos a partir dos ensaios de tração a quente realizados no simulador Gleeble 3500 e as curvas obtidas pelo modelo de célula unitária, principalmente nas temperaturas de 550 °C à 750 °C para todas as taxas de deformação. No entanto, observa-se que assim como nos resultados experimentais para temperatura elevada sob taxas nominais de deformação baixa e intermediária, que as previsões apresentam uma pequena divergência a partir de 0,15 de deformação plástica verdadeira. Isto demonstra que o modelo numérico se comporta conforme os valores dos parâmetros identificados, reproduzindo os efeitos de alta temperatura e baixa taxa de deformação.

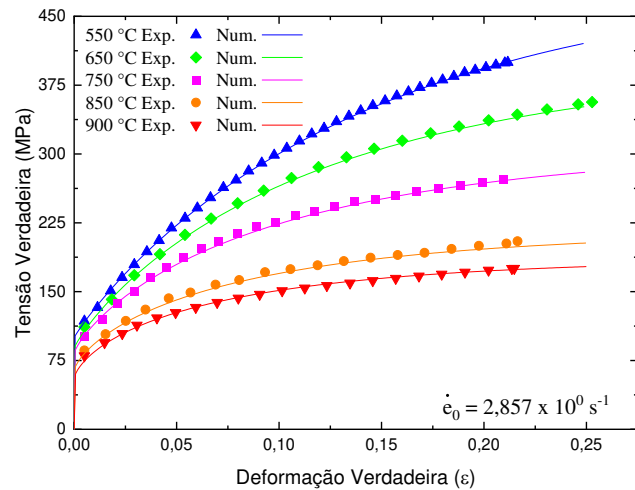
Os resultados que quantificam a qualidade das previsões numéricas estão resumidos na Tabela 22. A raiz quadrática média dos erros entre os valores experimentais e as previsões numéricas (RMSE), entre as temperaturas de 650 e 850 °C nas taxas de deformação baixa e intermediária, estão entre 1 e 2 MPa. Nas temperaturas de 550 °C e 900 °C o valor de RMSE é maior, respectivamente, nas taxas baixa e intermediária. O menor valor de RMSE entre todos os resultados está na condição de taxa nominal de deformação baixa e temperatura de 650 °C. Enquanto que o maior valor de RMSE está na condição de taxa nominal de deformação baixa a 900 °C em que a diferença é de 4,33 MPa. Com base na Figura 79 do subitem 4.3 (tratamento de dados) após uma análise minuciosa das curvas tensão verdadeira – deformação verdadeira, observa-se que a intensidade dos ruídos aparentes na parcela plástica, oriundos da aquisição dos dados pela célula de carga durante o procedimento experimental, influenciam no aumento do valor de RMSE. Para os resultados com menor aparência de ruídos, o valor de RMSE foi menor, reforçando a importância na utilização de filtro para suavização dos dados.



(a)



(b)



(c)

Figura 128 – Comparações entre as previsões numéricas determinadas por elementos finitos e as curvas experimentais do escoamento plástico em tração uniaxial a quente da chapa de aço 22MnB5 em função da taxa nominal de deformação: (a) taxa baixa, (b) taxa intermediária e (c) taxa alta.

Tabela 22 - Raiz quadrada do erro médio (RMSE) e desvio percentual (RMSRP).

Temp. (°C)	Taxa de deformação					
	Baixa		Intermediária		Alta	
	RMSE (MPa)	RMSRP	RMSE (MPa)	RMSRP	RMSE (MPa)	RMSRP
550	2,497	0,051	2,765	0,039	1,477	0,018
650	1,069	0,033	1,876	0,044	2,672	0,044
750	1,861	0,077	1,183	0,031	2,901	0,072
850	1,822	0,097	1,963	0,138	2,817	0,195
900	4,332	0,215	3,191	0,126	1,499	0,105

O valor de RMSRP relaciona os resíduos entre as previsões numéricas e os dados experimentais, sendo visto como um índice que afere a aderência entre estes resultados. Um valor de RMSRP igual a zero caracteriza um ajuste perfeito do modelo e, de acordo com a literatura, um valor inferior à 0,08 é considerado uma boa previsão. A equação modificada de Hockett-Sherby implementada no programa de elementos finitos ABAQUS/Explicit apresentou a melhor representação para as temperaturas entre 550 e 750 °C para todas as taxas nominais de deformação, com RMSRP abaixo de 0,08. Já para as temperaturas de 850 e 900 °C, os valores de RMSRP estão acima de 0,08 com os piores índices obtidos na maior temperatura de deformação (900 °C) para todas as taxas de deformação. O inverso ocorre na temperatura de 850 °C, em que o pior ajuste quantificado pelo RMSRP aumenta da baixa para a alta taxa de deformação.

## 6. CONCLUSÕES

O processo de estampagem a quente dos aços de alta e ultra-alta resistência atende requisitos para aplicações no setor automotivo quanto às exigências de estruturas leves, as quais, por sua vez, resultam em melhoria da eficiência energética dos veículos visando a redução das emissões dos gases de efeito de estufa na atmosfera, além de garantir maior segurança aos passageiros em eventos de colisões frontais e laterais. No presente trabalho, foi investigado o comportamento de deformação à quente de uma chapa de aço ao Boro com revestimento Fe-Zn. Para tal, foi realizado primeiro uma campanha de ensaios de tração uniaxial no simulador físico Gleeble 3500 por meio de experimentos controlados em termos tanto de temperaturas de deformação (550, 650, 750, 850 e 900 °C) como de taxas nominais de deformação (baixa, intermediária e alta). Estes ensaios reproduziram algumas condições do processo de estampagem com aquecimento por resistência elétrica, a saber, alta taxa de aquecimento (50 °C/s) acompanhada por encharque à 950 °C (5 min.), alta taxa de resfriamento (100 °C/s) para atingir-se às cinco temperaturas de deformação, terminando por carregamentos em tração uniaxial em três taxas nominais de deformação. Foram avaliadas as propriedades mecânicas nestas condições de deformação a quente assim como analisadas as características físicas e microscópicas das superfícies de fratura. Em seguida, para fins de descrição do comportamento a quente da chapa de aço ao Boro, foram determinados os parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby com bases nos dados experimentais das curvas de escoamento plástico em tração uniaxial a quente. Por último, validou-se a consistência do método de implantação computacional desta equação no programa de elementos finitos ABAQUS/Explicit empregando-se a subrotina aberta ao usuário

(VUMAT) com os parâmetros materiais obtidos a partir das curvas experimentais de escoamento plástico da chapa de aço ao Boro com revestimento Fe-Zn.

As conclusões associadas às principais etapas desenvolvidas nesta Tese de Doutorado estão sumarizadas nos subitens a seguir.

### **6.1 Geometria do corpo de prova e procedimentos de ensaio**

A geometria adotada do corpo de prova de tração uniaxial resultou em valores médios do gradiente de temperatura, distantes de 6 mm do centro do comprimento útil, que variaram entre 14 °C para as temperaturas de deformação de 550, 650 e 750 °C até 20 °C nas temperaturas de deformação de 850 e 900 °C. Por ajuste foi possível verificar que estas variações de temperatura se reduzem a valores aceitáveis na região no entorno do centro do corpo. Em todos os ensaios realizados, a temperatura de início de deformação, medida pelo termopar do tipo K soldado no centro, encontrou-se muito próxima do valor programado para a temperatura de deformação. Ademais, os procedimentos de decapagem do revestimento Fe-Zn e soldagem deste tipo de termopar se mostraram efetivos tanto no aspecto de sua aderência ao substrato quanto a não ocorrência de desprendimento durante os ciclos termomecânicos.

Quanto à montagem do corpo de prova nos conjuntos de garras do simulador Gleeble 3500, a adaptação com blocos de aço, fixação por parafuso e porca foi efetiva sem oferecer quaisquer desvios de alinhamento tampouco escorregamento durante os ensaios. Ainda, o uso do extensômetro transversal com barras de quartzo montado na região central do corpo de prova mostrou-se efetivo uma vez que as deformações localizadas, originando as estirções e locais de fratura, ocorreram sempre fora desta região em direção ao lado da garra móvel. Com este tipo de extensômetro foi possível adquirir as medidas de variação da largura na região central do corpo de prova e, em seguida, determinar as deformações na direção longitudinal assumindo-se conservação de volume.



## 6.2 Propriedades termomecânicas

Os ensaios de tração uniaxial a quente foram realizados em chapa de aço ao Boro com um revestimento Fe-Zn ( $45 \text{ g/m}^2$ ). A microestrutura inicial deste aço é composta por 69 % de ferrita e 31% de perlita na direção de laminação. A partir da análise dos resultados obtidos nas condições testadas de temperatura de deformação e taxa nominal de deformação, foi possível estabelecer as seguintes conclusões:

- Tanto nas condições de deformação acima da temperatura de término da transformação austenítica,  $A_{c3} = 822 \text{ }^\circ\text{C}$ , quanto na temperatura intermediária ( $750 \text{ }^\circ\text{C}$ ) acima da temperatura de início desta transformação,  $A_{c1} = 732 \text{ }^\circ\text{C}$ , e para as temperaturas de deformação situadas abaixo de  $A_{c1}$  ( $550$  e  $650 \text{ }^\circ\text{C}$ ), observou-se o comportamento viscoplástico característico em altas temperaturas, a saber, os níveis de tensão de escoamento aumentam com a taxa de deformação ou com o decréscimo da temperatura de ensaio. Em todas as taxas de deformação, os valores do limite de escoamento podem ser descritos por uma função parabólica em função da temperatura. Os limites de resistência decrescem linearmente com a temperatura de deformação no mesmo intervalo das taxas nominais de deformação.
- A máxima deformação uniforme em tração apresentou pequenas flutuações com o aumento da temperatura de deformação com valor médio igual a  $0,207 \pm 0,022$  na taxa baixa nominal de deformação ( $2,857 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) enquanto que  $0,215 \pm 0,014$  e  $0,213 \pm 0,019$  nas taxas nominais de deformação intermediária ( $2,857 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ) e alta ( $2,857 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ), respectivamente.
- A partir dos valores das medidas de engenharia da deformação total em tração, observou-se um aumento da ductilidade com a temperatura de deformação somente na taxa intermediária de deformação ( $2,857 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ ). Nas demais taxas, estas deformações totais não seguiram completamente a tendência esperada com maiores valores na taxa nominal de deformação denominada alta ( $2,857 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ ) nas temperaturas  $650$  e  $750 \text{ }^\circ\text{C}$  em comparação com a maior temperatura ( $900 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Estas diferenças de comportamento da ductilidade a quente em tração uniaxial podem estar relacionadas com efeitos dos gradientes de temperatura decorrentes do sistema de aquecimento por efeito Joule.

### 6.3 Análise de fratura

Foram realizadas medidas nas seções e superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados nas temperaturas de 550, 650, 750 °C em todas as taxas de deformação e aqueles que romperam nas temperaturas de 850 °C e 900 °C nas taxas de deformação intermediária e baixa, respectivamente. A partir das análises dos resultados obtidos com auxílio de um microscópio óptico (medidas de espessura e largura das seções fraturadas) e com um microscópio eletrônico de varredura (morfologia da superfície de fratura), foram estabelecidas as seguintes conclusões:

- Em todos os ensaios, a região de estrição localizada com formação de pescoço e posterior fratura, localiza-se no lado móvel da garra de fixação do corpo de prova. A redução de área na condição mais crítica dentre as seções de fratura decresce delicadamente com a taxa de deformação entre as temperaturas de 550 à 750 °C, com os valores médios iguais a  $92,47 \pm 0,74\%$ ,  $91,54 \pm 1,81\%$  e  $87,27 \pm 1,78\%$  para as taxas nominais de deformação baixa, intermediária e alta, respectivamente. Isso mostra que há maior redução de área na fratura nos ensaios realizados nas menores temperaturas (550 e 650 °C) graças aos efeitos de taxa de encruamento, que aumenta a resistência à localização da deformação plástica. Por outro lado, as medidas de redução de área nas temperaturas de 850 e 900 °C são iguais 89,17 e 93,54%, porém, foram obtidas somente para as taxas nominais de deformação intermediária e baixa, respectivamente. As medidas de deformação verdadeira na fratura têm a mesma tendência, pois são calculadas em função da redução de área.
- As superfícies de fratura apresentaram, em geral, morfologia típica de fratura dúctil com cavidades (*dimples*) distribuídas aleatoriamente com aumento de perímetro e profundidade com o aumento da temperatura de deformação ou redução da taxa nominal de deformação. Na taxa nominal de deformação baixa e a temperatura de 900 °C praticamente não se identifica vazios tampouco cavidades devido à elevada estrição do corpo de prova. A superfície de fratura para 850 °C apresenta características de fratura dúctil pela presença de cavidades e geometria da estrição, porém, boa parte com aspecto de fratura regular com textura porosa, característico de fratura frágil, apresentando diminuição da redução de área.

#### 6.4 Previsões numéricas

Para descrever o comportamento termo-viscoplástico da chapa de aço ao Boro com revestimento de Fe-Zn, foi adotada a equação modificada de Hockett-Sherby, proposta originalmente por Laurent et. al (2015). Esta equação mostrou aptidão para descrever o comportamento do aço ao Boro avaliado por meio de ensaios de tração uniaxial nas condições das temperaturas e taxas de deformação avaliadas neste trabalho. A obtenção dos parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby foi realizada pela proposta de uma metodologia em duas etapas sequenciais. As previsões numéricas foram obtidas a partir da simulação de um único elemento sólido tridimensional com condições de contorno que reproduzem os ensaios de tração uniaxial sob condições isotérmicas, permitindo estabelecer as seguintes conclusões:

- Na primeira etapa, os valores encontrados para os parâmetros estatísticos  $\chi^2$  e  $R^2$  indicam que a taxa nominal de deformação se comporta bem como uma variável independente para descrever os efeitos da temperatura no limite de escoamento. Na segunda etapa, o procedimento de inicialização de valores com parâmetros obtidos na primeira etapa com as restrições adotadas para identificação, demonstrou-se uma metodologia simples e assertiva com bases na qualidade dos valores estatísticos  $R^2$ ,  $R^2$ -global e  $\chi^2$ . Nas temperaturas de 850 e 900 °C para todas as taxas nominais de deformação, os valores de  $R^2$  foram os menores, indicando efeitos das altas temperaturas e/ou ruídos de aquisição dos dados.
- As previsões obtidas pela implantação da equação modificada de Hockett-Sherby, quando comparadas com os dados experimentais das curvas de escoamento plástico da chapa de aço ao Boro apresentam boa concordância conforme os resultados estatísticos das medidas RMSE e RMSRP, sobretudo nas temperaturas de deformação entre 550 e 750 °C para todas as taxas nominais de deformação. Verificou-se que o aumento nos valores de RMSE tem relação direta com os ruídos de aquisição de dados, em particular, com sua distribuição seja de forma contínua ou aleatória verificada na parcela plástica da curva tensão – deformação. A adoção de um filtro de suavização adequado, sendo aplicado corretamente sem provocar alterações na tendência dos dados experimentais deformação-tensão, possibilitou melhorar a qualidade da metodologia experimental – numérica de identificação de parâmetros da equação modificada de Hockett-Sherby.

## 7. TRABALHOS FUTUROS

Os seguintes tópicos estabelecem perspectivas de continuidade das pesquisas relacionadas às análises do comportamento da chapa de aço ao Boro investigado nesta Tese de Doutorado:

1. Desenvolvimento e fabricação de um novo sistema de garras para fixação dos corpos de prova no simulador Gleeble® 3500, com base no estudo desenvolvido por Ganapathy et al. (2018), objetivando melhorar a distribuição de temperatura sob o corpo de prova durante os ciclos termomecânicos.
2. Modelamento da cinética de transformação de fases austenita-martensita com bases em ensaios de dilatométrica no simulador termomecânico Gleeble® 3500, caracterização microestrutural e medidas de microdureza.
3. Simulação do ensaio de tração a quente por elementos finitos com geometria tridimensional do corpo de prova e a implementação do modelo de dano de Lemaitre com identificação de seus parâmetros sob influência da distribuição e gradiente de temperatura no corpo de prova.
4. Simulação do processo de estampagem a quente de uma peça em duas etapas sequenciais: (1) conformação empregando os parâmetros identificados da equação modificada de Hockett-Sherby com o modelo de evolução do dano de Lemaitre e (2) resfriamento com acoplamento do comportamento termo-viscoplástico com a cinética de transformação de fases austenita-martensita.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHN, K.; JEONG, Y.; YOON, J. Thermo-Mechanical Constitutive Equation of 22MnB5 Steel Sheet for Hot Press Forming Process. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing**, v. 20, n. 4, p. 663–672, 2019.

ÅKERSTRÖM, P.; OLDENBURG, M. Austenite decomposition during press hardening of a boron steel-Computer simulation and test. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 174, n. 1–3, p. 399–406, 2006.

ASPACHER, J. **Forming hardening concepts**. 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel. **Anais...**Kassel, Germany: 2008.

ASTM E8. **ASTM E8/E8M standard test methods for tension testing of metallic materials 1Annual Book of ASTM Standards 4**. [s.l: s.n.].

AUTENGRUBER, R. et al. Surface and coating analysis of press-hardened hot-dip galvanized steel sheet. **Steel Research International**, v. 83, n. 11, p. 1005–1011, 2012.

BACHMAN, K. **Hot stamping automotive parts in 2019 vehicles**. Disponível em: <<https://www.thefabricator.com/thefabricator/article/bending/hot-stamping-automotive-parts-in-2019-vehicles>>. Acesso em: 4 jul. 2022.

BAIN, E. C. **Functions Of The Alloying Elements In Steel**. [s.l: s.n.].

BALACHANDRAN, G.; MENAKA, K.; RAVICHANDAR, D. Influence of Manganese and Boron Alloying and Processing Conditions on the Microstructure and the Mechanical Properties of 0.4% Carbon Steels. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 72, n. 2, p. 401–409, 2019.

BATALHA, M. H. F. **Estudo da Estampabilidade a Quente de Aço ao Boro em Conformação com Redução de Espessura Controlada.** [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2015.

BEHRENS, B. A. et al. Hot stamping of load adjusted structural parts. **Procedia Engineering**, v. 81, n. October, p. 1756–1761, 2014.

BERGLUND, G. **The history of hardening of boron steel in northern Sweden.** in 1st international conference on hot sheet metal forming of high-performance steel. **Anais...Kassel, Germany: 2008.**

BERKE, R. B.; LAMBROS, J. Ultraviolet digital image correlation (UV-DIC) for high temperature applications. **Review of Scientific Instruments**, v. 85, n. 4, 2014.

BOK, H. H. et al. Non-isothermal kinetics model to predict accurate phase transformation and hardness of 22MnB5 boron steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 626, p. 67–73, 2015.

BORSETTO, F.; GHIOTTI, A.; BRUSCHI, S. Investigation of the high strength steel Al-Si coating during hot stamping operations. **Key Engineering Materials**, v. 410–411, p. 289–296, 2009.

BRUCE, D. M. **DYNAMIC TENSILE TESTING OF SHEET STEELS & INFLUENCE OF STRAIN RATE ON STRENGTHENING MECHANISMS IN SHEET STEELS.** [s.l.] Colorado School of Mines, 2003.

BYUN, J. S.; SHIM, J. H.; CHO, Y. W. Influence of Mn on microstructural evolution in Ti-killed C-Mn steel. **Scripta Materialia**, v. 48, n. 4, p. 449–454, 2003.

CAI, J. **Modelling of phase transformation in hot stamping of boron steel.** [s.l.: s.n.].

CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. **Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Abordagem Integrada.** 5<sup>a</sup> ed. [s.l.] LCT, 2020.

CAVUSOGLU, O. et al. Microstructural features and mechanical properties of 22MnB5 hot stamping steel in different heat treatment conditions. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 5, p. 10901–10908, 2020.

CHENG, Z. et al. Effect of V on the Hot Ductility Behavior of High-Strength Hot-Stamped Steels and Associated Microstructural Features. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 54, n. 9, p. 3476–3488,

2023.

CHO, L. et al. Microstructure of liquid metal embrittlement cracks on Zn-coated 22MnB5 press-hardened steel. **Scripta Materialia**, v. 90, n. 1, p. 25–28, 2014.

DAVIS, J. R.; DAVIS; ASSOCIATES (EDS.). **Tensile Testing**. 2. ed. [s.l.] ASM International - The materials Information Society, 2004.

DE MOOR, E. et al. Effect of boron alloying on austenite decomposition in 0.80C wire rod grades. **Wire Journal International**, v. 44, n. 8, p. 81–84, 2011.

DOGHRI, I. **Mechanics of Deformable Solids - Linear and Nonlinear, Analytical and Computational Aspects**. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH, 2000.

EL-SHENNAWY, M. et al. Effect of boron content on metallurgical and mechanical characteristics of low carbon steel. **International Journal of Mechanical Engineering**, v. 5, n. 2, p. 1–14, 2016.

ELLER, T. K. et al. Plasticity and fracture modeling of quench-hardenable boron steel with tailored properties. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 6, p. 1211–1227, 2014.

ENGINEERING, L. **An Assessment of Mass Reduction Opportunities for a 2017 – 2020 Model Year Vehicle Program**The International Council on Clean Transportation. [s.l.: s.n.].

EUROPEAN COMMISSION, C. A. **CO<sub>2</sub> emission performance standards for cars and vans**. Disponível em: <[https://climate.ec.europa.eu/eu-action/transport/road-transport-reducing-co2-emissions-vehicles/co2-emission-performance-standards-cars-and-vans\\_en](https://climate.ec.europa.eu/eu-action/transport/road-transport-reducing-co2-emissions-vehicles/co2-emission-performance-standards-cars-and-vans_en)>.

FAN, D. W. et al. Critical review of hot stamping technology for automotive steels. **Materials Science and Technology Conference and Exhibition, MS and T'07 - “Exploring Structure, Processing, and Applications Across Multiple Materials Systems”**, v. 1, n. April 2016, p. 98–109, 2007.

FAN, D. W.; DE COOMAN, B. C. State-of-the-knowledge on coating systems for hot stamped parts. **Steel Research International**, v. 83, n. 5, p. 412–433, 2012.

FEI, W. J. et al. Flow behaviors of 22MnB5 steel at a high temperature. **Materials Research Express**, v. 6, n. 7, 2019.

GANAPATHY, M. et al. A Novel Grip Design for High-Accuracy Thermo-Mechanical Tensile Testing of Boron Steel under Hot Stamping Conditions. **Experimental Mechanics**, v. 58, n. 2, p. 243–258, 2018.

GARCIA-LLAMAS, E. et al. A Thermography-based Online Control Method for Press Hardening. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 1157, n. 1, p. 012010, 2021.

GEORGE, R.; BARDELICK, A.; WORSWICK, M. J. Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored properties. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 11, p. 2386–2399, 2012.

GHANBARI, Z. N. **ZINC COATED SHEET STEEL FOR PRESS HARDENING**. [s.l.] Colorado School of Mines, 2014.

GOLLING, S.; ÖSTLUND, R.; OLDENBURG, M. A study on homogenization methods for steels with varying content of ferrite, bainite and martensite. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 228, p. 88–97, 2016.

GORNI, A. A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. **Corte & Conformação de Metais**, p. 62–77, 2010.

GRAJCAR, A. et al. Dilatometric study of phase transformations in advanced high-strength bainitic steel. **Journal of Thermal Analysis and Calorimetry**, v. 118, n. 2, p. 739–748, 2014.

GÜLER, H. Investigation of usibor 1500 formability in a hot forming operation. **Medziagotyra**, v. 19, n. 2, p. 144–146, 2013.

GÜLER, H.; ERTAN, R.; ÖZCAN, R. Investigation of the hot ductility of a high-strength boron steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 608, p. 90–94, 2014.

GUO, J. et al. Fracture Behavior of the Hot-Stamped PHS2000 Steel Based on GISSMO Failure Model. **Metals**, v. 13, n. 8, p. 1–15, 2023.

HE, L. F. et al. Research on mechanical properties of 22MnB5 steel quenched in a steel die. **Journal of Shanghai Jiaotong University (Science)**, v. 16, n. 2, p. 129–132, 2011.

HEIN, P.; WILSIUS, J. Status and Innovation Trends in Hot Stamping of USIBOR 1500 P. **Steel Research International**, v. 79, n. 2, p. 85–91, 2008.



HILDITCH, T. B.; DE SOUZA, T.; HODGSON, P. D. **Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS)**. [s.l.] Elsevier Ltd, 2015.

HOCHHOLDINGER, B. et al. Simulation of the press hardening process and prediction of the final mechanical material properties. **AIP Conference Proceedings**, v. 1383, p. 618–625, 2011.

JÄRVINEN, H. et al. The effect of initial microstructure on the final properties of press hardened 22MnB5 steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 676, p. 109–120, 2016.

JÄRVINEN, H. et al. Press hardening of zinc-coated boron steels: Role of steel composition in the development of phase structures within coating and interface regions. **Surface and Coatings Technology**, v. 352, n. August, p. 378–391, 2018.

JI, H. et al. HOT-DEFORMATION BEHAVIOR AND PROCESSING MAP OF 22MnB5 HIGH-STRENGTH STEEL. **Materiali in Tehnologije**, v. 57, n. 4, p. 367–378, 2023.

KANG, J. H. et al. Fe-Zn reaction and its influence on microcracks during hot tensile deformation of galvanized 22MnB5 steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 357, n. May 2018, p. 1069–1075, 2019.

KAPADIA, B. M. Effect of boron additions on the toughness of heat-treated low-alloy steels. **Journal of Heat Treating**, v. 5, n. 1, p. 41–53, 1987.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 15, p. 2103–2118, 2010.

KARDOULAKI, E. et al. Investigation of the effects of thermal gradients present in Gleeble high-temperature tensile tests on the strain state for free cutting steel. **Journal of Strain Analysis for Engineering Design**, v. 49, n. 7, p. 521–532, 2014.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; J. MOONEY, P. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0. **World Auto Steel**, v. 6, n. September, p. 314, 2017.

KIANI, M. et al. Design of lightweight magnesium car body structure under crash and vibration constraints. **Journal of Magnesium and Alloys**, v. 2, n. 2, p. 99–108, 2014.

KONDRATIUK, J. et al. Zinc coatings for hot sheet metal forming: Comparison of phase evolution and microstructure during heat treatment. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 17–18, p. 4141–4153, 2011.

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry: A review. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 8, n. 2, p. 103–117, 2008.

LAURENT, H. et al. Experimental and numerical studies on the warm deep drawing of an Al-Mg alloy. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 93, p. 59–72, 2015.

LEE, C. W. et al. Liquid-metal-induced embrittlement of Zn-coated hot stamping steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 43, n. 13, p. 5122–5127, 2012.

LEMAITRE, J.; CHABOCHE, J.-L. **Mechanics of Solid Materials**. Cambridge: Cambridge University Press, 1994.

LI, F.; LIN, J.; FU, M. Study on the constitutive model of boron steel 22MnB5 with different phase fractions. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing**, v. 17, n. 10, p. 1323–1331, 2016.

LI, N. **Fundamentals of Materials Modelling for Hot Stamping of UHSS Panels with Graded Properties**. [s.l.] Imperial College London, 2013.

LI, N. et al. Experimental investigation of boron steel at hot stamping conditions. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 228, p. 2–10, 2016.

LI, Y. et al. Constitutive parameters identification based on DIC assisted thermo-mechanical tensile test for hot stamping of boron steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 271, n. December 2018, p. 429–443, 2019.

LIA, F.; FU, M.; LIN, J. Effect of cooling path on phase transformation of boron steel 22MnB5. **Procedia Engineering**, v. 81, n. October, p. 1707–1712, 2014.

LIN, J. et al. Development of dislocation-based unified material model for simulating microstructure evolution in multipass hot rolling. **Philosophical Magazine**, v. 85, n. 18, p. 1967–1987, 2005.

LIN, Y. C. et al. A new phenomenological constitutive model for hot tensile deformation behaviors of a typical Al-Cu-Mg alloy. **Materials and Design**, v. 52, p. 118–127, 2013.

LINKE, B. M. et al. Impact of Si on Microstructure and Mechanical Properties of 22MnB5 Hot Stamping Steel Treated by Quenching & Partitioning (Q&P). **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 49, n. 1, p. 54–

65, 2018.

LLANEZA, C. et al. **Liquid Metal Embrittlement – LME Gleeble-Based Testing Procedure Developed in collaboration with S / AP**. Ohio: [s.n.].

LUAN, J. et al. Constitutive model for AZ31 magnesium alloy based on isothermal compression test. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 30, n. 2, p. 211–219, 2014.

MAALEKIAN, M. **Effects of alloying elements on Steels (I)Microelectronics Reliability**. Graz: [s.n.].

MARDER, A. R. The metallurgy of zinc-coated steel. **Progress in Materials Science**, v. 45, p. 191–271, 2000.

MARTINS, J. M. P. et al. Numerical analysis of different heating systems for warm sheet metal forming. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 83, n. 5–8, p. 897–909, 2016.

MEJÍA, I. et al. Effect of boron on the hot ductility behavior of a low carbon advanced ultra-high strength steel (A-UHSS). **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 44, n. 11, p. 5165–5176, 2013.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 177, n. 1–3, p. 452–455, 2006.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J. Determination of material and process characteristics for hot stamping processes of quenchable ultra high strength steels with respect to a fe-based process design. **SAE International Journal of Materials and Manufacturing**, v. 1, n. 1, p. 411–426, 2009.

MING, L.; PANTALÉ, O. An efficient and robust VUMAT implementation of elastoplastic constitutive laws in Abaqus/Explicit finite element code. **Mechanics & Industry**, v. 19, 2018.

MISHRA, N. S.; MISHRA, S.; RAMASWAMY, V. Analysis of the temperature dependence of strain-hardening behavior in high- strength steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 20, n. 12, p. 2819–2829, 1989.

MOHRBACHER, H. Martensitic Automotive Steel Sheet - Fundamentals and Metallurgical

Optimization Strategies. **Advanced Materials Research**, v. 1063, n. December 2014, p. 130–142, 2015.

MORAWIEC, M. et al. Dilatometric study of phase transformations in 5 Mn steel subjected to different heat treatments. **Materials**, v. 13, n. 4, 2020.

MOREIRA, L. P.; FERRON, G. Finite element implementation of an orthotropic plasticity model for sheet metal forming simulations. **Latin American Journal of Solids and Structures**, v. 149–176, p. 93–100, 2007.

MORI, K. I. Smart hot stamping of ultra-high strength steel parts. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 22, n. SUPPL.2, p. s496–s503, 2012.

MORI, K.; MAKI, S.; TANAKA, Y. Warm and hot stamping of ultra high tensile strength steel sheets using resistance heating. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 54, n. 1, p. 209–212, 2005.

MU, Y. et al. Hot Stamping of Boron Steel Using Partition Heating for Tailored Properties: Experimental Trials and Numerical Analysis. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 48, n. 11, p. 5467–5479, 2017.

MU, Y. et al. Numerical simulation of hot stamping by partition heating based on advanced constitutive modelling of 22MnB5 behaviour. **Finite Elements in Analysis and Design**, v. 147, n. May, p. 34–44, 2018.

NADERI, M. **Hot Stamping of Ultra High Strength Steels**. [s.l.] Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2007.

NADERI, M. et al. Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures. **Materials Science and Engineering: A**, v. 478, n. 1–2, p. 130–139, 2008.

NADERI, M. et al. Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, n. 6, p. 1117–1125, 2011.

NETO, A. O.; QUENTE, E. A. an Experimental Method To Simulate. p. 153–158, 2017.

NIKRAVESH, M. et al. Phase transformations in a simulated hot stamping process of the

boron bearing steel. **Materials and Design**, v. 84, p. 18–24, 2015.

OLIVEIRA, M. C. et al. A modified Hockett-Sherby law enabling the description of the thermomechanical behaviour of the AA6061-T6. **Procedia Manufacturing**, v. 47, n. 2019, p. 896–903, 2020.

OLIVEIRA, N. DE P. **PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO DE BAIXO CARBONO COM ESTRUTURA FERRITA ACICULAR**. [s.l.] Universidade Estadual Paulista, 2007.

PENG, H. et al. Diffusion and cracking behavior involved in hot press forming of Zn coated 22MnB5. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 806, p. 195–205, 2019.

PENG, W. J.; WU, G. X.; ZHANG, J. Y. In-situ observation of liquid zinc-induced erosion behavior diffusion mechanism in zinc-coated 22MnB5 steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 3, p. 4399–4409, 2020.

PHAM, Q. T.; KIM, Y. S. Evaluation on Flexibility of Phenomenological Hardening Law for Automotive Sheet Metals. **Metals**, v. 12, n. 4, p. 1–19, 2022.

REITZ, A.; GRYDIN, O.; SCHAPER, M. Characterization of Phase Transformations During Graded Thermo-Mechanical Processing of Press-Hardening Sheet Steel 22MnB5. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 51, n. 11, p. 5628–5638, 2020.

REITZ, A.; GRYDIN, O.; SCHAPER, M. Influence of thermomechanical processing on the microstructural and mechanical properties of steel 22MnB5. **Materials Science and Engineering: A**, v. 838, n. February, p. 142780, 2022.

SALARI, S.; NADERI, M.; BLECK, W. Constitutive Modeling During Simultaneous Forming and Quenching of a Boron Bearing Steel at High Temperatures. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, n. 2, p. 808–815, 2015.

SCHMITT, J. H.; IUNG, T. New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. **Comptes Rendus Physique**, v. 19, n. 8, p. 641–656, 2018.

SENGOKU, A.; TAKEBAYASHI, H.; MATSUMURA, K. **Microstructural and Phase Evolution of Galvannealed coating during Hot Stamping Heating**. Proceedings of Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel. **Anais...**2015.

SHAO, Z. et al. Strain measurement and error analysis in thermo-mechanical tensile tests of

sheet metals for hot stamping applications. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science**, v. 232, n. 11, p. 1994–2008, 2017.

SHARMA, M.; ORTLEPP, I.; BLECK, W. Boron in Heat-Treatable Steels: A Review. **Steel Research International**, v. 90, n. 11, p. 1–28, 2019.

SINGH, A. K.; NARASIMHAN, K. Effect of strain rate on formability of 22MnB5 steel during hot stamping process. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 1157, n. 1, p. 012022, 2021a.

SINGH, A. K.; NARASIMHAN, K. Determination and predication of formability on 22MnB5 steel under hot stamping conditions using Gleeble. **Advances in Materials and Processing Technologies**, v. 8, n. 2, p. 1973–1985, 2021b.

SINHA, A. K. **Physical Metallurgy Handbook**. 1. ed. [s.l: s.n.].

SMITH, M. **Electric Vehicle Battery Pack Reinforcements**. Disponível em: <<https://www.absoluterescue.com/training/motor-city-monday-extrication-tip-electric-vehicle-battery-pack-reinforcements/>>. Acesso em: 4 jul. 2022.

SONG, R.; PONGE, D.; RAABE, D. Influence of Mn content on the microstructure and mechanical properties of ultrafine grained C-Mn steels. **ISIJ International**, v. 45, n. 11, p. 1721–1726, 2005.

SPINDLER, H. et al. High strength and ultra high strength hot rolled steel grades – products for advanced applications. **Materials Science Forum**, v. 500–501, p. 543–550, 2005.

SPRETNAK, J. W.; SPEISER, R. **A critical evaluation of the boron hardenability effect in steelWADC Technical report**. Ohio: [s.n.].

SUN, C. Y. et al. Experimental investigation and modeling of ductile fracture behavior of TRIP780 steel in hot working conditions. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 110, p. 108–115, 2016.

TAKAHASHI, M. et al. Liquid metal embrittlement of hot stamped galvanized boron steel sheet - Effect of heating time on crack formation. **ISIJ International**, v. 57, n. 6, p. 1094–1101, 2017.

TANG, B. T. et al. An improved damage evolution model to predict fracture of steel sheet at elevated temperature. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 228, p. 76–87,

2016.

TAYLOR, T.; CLOUGH, A. Critical review of automotive hot-stamped sheet steel from an industrial perspective. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 34, n. 7, p. 809–861, 2018.

TAYLOR, T.; FOURLARIS, G.; EVANS, P. Development of carbon–manganese–chromium steels for automotive hot stamping technologies. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 33, n. 4, p. 487–496, 2017.

TAYLOR, T. J. **New generation advanced high strength steels for automotive hot stamping technologies**. [s.l.] Swansea University, 2014.

TISZA, M. Hot forming of boron alloyed manganese steels. **Materials Science Forum**, v. 885, p. 25–30, 2017.

TISZA, M. et al. Some recent developments in sheet metal forming for production of lightweight automotive parts. **Journal of Physics: Conference Series**, v. 896, n. 1, 2017.

TISZA, M.; CZINEGE, I. Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, v. 1, n. 4, p. 229–238, 2018.

VAN RENSBURG, J. G. J.; KOK, S. Tutorial on state variable based plasticity: An Abaqus UHARD subroutine. **8th South African Conference on Computational and Applied Mechanics, SACAM 2012 - Conference Proceedings**, n. October, p. 158–165, 2012.

VENTURATO, G. et al. Effects of Phase Transformation in Hot Stamping of 22MnB5 High Strength Steel. **Procedia Engineering**, v. 183, p. 316–321, 2017.

WANG, Z. et al. Identification of 7B04 aluminum alloy anisotropy yield criteria with conventional test and Pottier test at elevated temperature. **Results in Physics**, v. 15, n. August, p. 102655, 2019.

XIMENES, D. A. C. **Simulação física e caracterização microestrutural de chapas de aço ao boro com revestimentos Zn-Fe para aplicação em processos de estampagem a quente**. [s.l.] Universidade Federal Fluminense, 2018.

XIMENES, D. A. DA C. et al. Phase transformation temperatures and Fe enrichment of a 22MnB5 Zn-Fe coated steel under hot stamping conditions. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 1, p. 629–635, 2020.

XIMENES, D. A. DA C.; LEITE, D. N. F.; MOREIRA, L. P. **Determinação Do Diagrama De Transformação Sob Resfriamento Contínuo De Um Aço Ao Boro**. ABM Proceedings, 2018.

YAO, S. J. et al. A potential hot stamping process for microstructure optimization of 22MnB5 steels characterized by asymmetric pre-rolling and one- or two-step pre-heating. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 254, n. August 2017, p. 100–107, 2018.

YAO, Z. et al. **High Temperature Oxidation Resistance and Mechanical Properties of Uncoated Ultrahigh-Strength Steel 22MnB5**. (SAE-China, FISITA, Eds.) FISITA 2012 World Automotive Congress. **Anais...Heidelberg: Springer**, 2012.

ZHANG, P. et al. Study on phase transformation in hot stamping process of USIBOR® 1500 high-strength steel. **Metals**, v. 9, n. 10, p. 1–10, 2019.

ZHANG, R. et al. Measurement and Analysis of Heterogeneous Strain Fields in Uniaxial Tensile Tests for Boron Steel Under Hot Stamping Conditions. **Experimental Mechanics**, v. 60, n. 9, p. 1289–1300, 2020.

ZHANG, R. et al. Investigation of variability in apparent values of materials properties in thermo-mechanical uniaxial tensile tests on sheet metals. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 101, n. May, p. 737–754, 2023.

ZHAO, Y. H. et al. Influence of specimen dimensions and strain measurement methods on tensile stress-strain curves. **Materials Science and Engineering: A**, v. 525, n. 1–2, p. 68–77, 2009.

ZHOU, J. et al. Effect of hot stamping parameters on the mechanical properties and microstructure of cold-rolled 22MnB5 steel strips. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v. 21, n. 6, p. 544–555, 2014.

ZHOU, J.; WANG, B.; HUANG, M. Two constitutive descriptions of boron steel 22MnB5 at high temperature. **Materials and Design**, v. 63, p. 738–748, 2014.

ZHOU, Q.; GUO, P.; QIN, F. Stress Response Behavior, Microstructure Evolution and Constitutive Modeling of 22MnB5 Boron Steel under Isothermal Tensile Load. **Metals**, 2022.