

Sistema FIEB



CENTRO UNIVERSITÁRIO SENAI CIMATEC

Programa de Pós-Graduação em Gestão e Tecnologia Industrial

ADVAN COELHO NASCIMENTO

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DO AÇO
22MnB5 POR MEIO DA SIMULAÇÃO FÍSICA DA ZONA AFETADA PELO
CALOR DO PROCESSO DE SOLDAGEM A PONTO POR RESISTÊNCIA**

Salvador

2022

ADVAN COELHO NASCIMENTO

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL DO AÇO
22MnB5 POR MEIO DA SIMULAÇÃO FÍSICA DA ZONA AFETADA PELO
CALOR DO PROCESSO DE SOLDAGEM A PONTO POR RESISTÊNCIA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Gestão e Tecnologia Industrial do Centro Universitário SENAI CIMATEC como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial.

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Santiago Coelho.

Salvador

2022

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca do Centro Universitário SENAI CIMATEC

N244a Nascimento, Advan Coelho

Avaliação do comportamento microestrutural do aço 22MnB5 por meio da simulação física da zona afetada pelo calor do processo de soldagem a ponto por resistência / Advan Coelho Nascimento. – Salvador, 2022.

64 f. : il., color.

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Santiago Coelho.

Dissertação (Mestrado em Gestão e Tecnologia Industrial) – Programa de Pós-Graduação, Centro Universitário SENAI CIMATEC, Salvador, 2022.

Inclui referências.

1. Soldagem a ponto por resistência (RSW). 2. Simulação física. 3. Gleeble. 4. Aço avançado de alta resistência (AHSS). 5. 22MnB5. 6. Zona afetada pelo calor (ZAC). I. Centro Universitário SENAI CIMATEC. II. Coelho, Rodrigo Santiago. III. Título.

CDD 671.52

CENTRO UNIVERSITÁRIO SENAI CIMATEC**Mestrado Profissional em Gestão e Tecnologia Industrial**

A Banca Examinadora, constituída pelos professores abaixo listados, aprova a Defesa de Mestrado, intitulada “**Avaliação do Comportamento Microestrutural do Aço 22MnB5 por Meio da Simulação Física da Zona Afetada pelo Calor do Processo de Soldagem a Ponto por Resistência**” apresentada no dia 27 de maio de 2022, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial.

Electronically signed by:
RODRIGO Santiago Coelho
CPF: ***.303.486-**
Date: 5/27/2022 8:41:25 PM +01:00



Orientador:

Prof. Dr. Rodrigo Santiago Coelho
SENAI CIMATEC

Assinado eletronicamente por:
LILIAN Lefol Nani Guarieiro
CPF: ***.720.076-**
Data: 03/06/2022 10:10:10 -03:00



Membro Interno:

Assinado eletronicamente por:
Michela de Andrade Fernandes
CPF: ***.827.905-**
Data: 08/06/2022 17:42:02 -03:00



Prof.^a Dr.^a Lilian Lefol Nani Guarieiro
SENAI CIMATEC

Assinado eletronicamente por:
Carlos Alberto Caldas de Souza
CPF: ***.511.448-**
Data: 19/07/2022 12:52:19 -03:00



Membro Externo:

Prof. Dr. Carlos Alberto Caldas de Souza
UFBA

Assinado digitalmente por:
Bruna Callegari
CPF: ***.838.388-**
Data: 30/05/2022 08:12:00 -03:00



Membro Externo:

Prof.^a Dr.^a Bruna Callegari
FIEB

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus, por ter me dado energia e motivação para realização deste desafio. À minha mãe Zenaide, que sempre apostou no meu sucesso e esteve ao meu lado em todo momento desta caminhada. Compartilho esta realização com meu irmão Adson (*in memoriam*), pois sei que onde ele estiver está repartindo comigo a alegria deste momento. Agradeço ao meu pai Edvaldo, que me ensinou, dentre muitas lições, a importância da educação. Ao meu irmão Anderson que, apesar da distância geográfica, está sempre agindo como uma excelente referência de vida, através do seu empenho e foco na vida profissional. À minha esposa Joelma por ter me transmitido paz e tranquilidade, e por ter sido uma companheira compreensiva e paciente durante o período do projeto. Aos meus familiares pelos ensinamentos da vida e apoio incondicional.

Ao longo desta trajetória fui presenteado com os colegas Leonardo Passos e Francisco Magalhães que foram muito prestativos, solícitos e grandes parceiros nos estudos. Agradeço aos bolsistas do laboratório de metalografia do SENAI CIMATEC pela disponibilização dos equipamentos de ensaio e pelo espírito de servir. À Bruna Callegari pelo importante apoio nos ensaios da Gleeble® e a grande ajuda na interpretação dos resultados.

Sou grato ao mentor e orientador Prof. Dr. -Ing. Rodrigo Coelho, pois ele me mostrou os caminhos necessários para a elaboração deste trabalho, além do papel de facilitador no acesso a altas tecnologias e a pessoas importantes para este projeto. Agradeço ao SENAI CIMATEC pelo apoio e disponibilização da sua infraestrutura e a todos os professores da instituição pela excelência na qualidade do ensino.

Embora não possa citar todos os que contribuíram diretamente e indiretamente, espero alcançá-los expressando os meus sinceros agradecimentos. Muito obrigado!

RESUMO

Originados pela combinação entre composição química adequada e processamento termomecânico, os aços avançados de alta resistência (*advanced high strength steels* - AHSS) proporcionam importante relação entre resistência mecânica e a redução de peso que se deseja nos automóveis. Nesse contexto, o aço 22MnB5 se destaca por oferecer resistência mecânica próxima a 1500 MPa na condição estampada após o tratamento térmico de têmpera. A união dos componentes automotivos, geralmente realizada pelo processo de soldagem a ponto por resistência (*resistance spot welding* - RSW), demanda continuamente melhorias tecnológicas e otimização de parâmetros. Tais parâmetros influenciam não apenas a zona fundida, como também a zona afetada pelo calor (ZAC), cujo tamanho depende, geralmente, da composição química do material, da espessura da chapa e do aporte térmico de soldagem, enquanto as variações microestruturais dependem, sobretudo, da combinação entre temperatura de pico e velocidade de resfriamento. Essa combinação resulta na divisão da ZAC nas sub-regiões subcrítica, intercrítica, supercrítica de granulometria refinada e supercrítica de granulometria grosseira. Considerando-se as incertezas relacionadas aos comportamentos da ZAC, a simulação física com a plataforma Gleeble® tem sido uma grande aliada, já que permite reproduzir uma réplica em escala laboratorial de processos de grande proporção, além de possibilitar a reprodução individualizada em escala ampliada das sub-regiões, as quais, em uma solda real, se apresentam em escala micrométrica. Com o objetivo de investigar essas sub-regiões, o presente trabalho visa a avaliar a adequação da plataforma Gleeble® para reprodução, por meio da simulação física, dos ciclos térmicos correspondentes nos processos de soldagem a ponto por resistência do aço 22MnB5. Para tal, foram definidos parâmetros com base em compilações extraídas da literatura. Ensaio metalográfico e de microdureza foram executados, a fim de verificar a adequação dos parâmetros para reprodução das sub-regiões da ZAC típicas do aço 22MnB5 soldado pelo processo RSW. Os resultados mostram que a metodologia apresentada pode trazer benefícios à reprodução, parametrização e predição de sub-regiões da ZAC, já que as respostas microestruturais após a simulação física correspondem bem às ocorridas no processo real. Além disso, o estudo de viabilidade técnica apresentou um potencial ganho na utilização da metodologia proposta para a indústria automotiva.

Palavras-chave: Soldagem a ponto por resistência (RSW); Simulação física; Gleeble; Aço avançado de alta resistência (AHSS); 22MnB5; Zona afetada pelo calor (ZAC)

ABSTRACT

Arising from the combination of tailored chemical composition and thermomechanical processing, advanced high strength steels (AHSS) provide an important balance between mechanical strength and weight reduction desired in automobiles. In this context, 22MnB5 steel stands out for offering mechanical strength levels around 1500 MPa in the hot-stamped condition, after quenching. Joining of components in the automotive industry, usually achieved by the resistance spot welding (RSW) process, continually demands technological improvements and optimization of parameters. These parameters influence not only the fusion zone, but also the heat-affected zone (HAZ), whose size generally depends on the chemical composition of the material, the thickness of the sheet and the heat input of welding, while microstructural changes depend, above all, on the combination of peak temperature and cooling rate. This combination results in the division of the HAZ into subcritical, intercritical, fine-grained supercritical and coarse-grained supercritical sub-regions. Considering the uncertainties related to the behavior of the HAZ, physical simulations using the Gleeble® platform has been a great ally, since it allows the reproduction of large-scale processes in laboratory-scale replicas, in addition to enabling the individual reproduction of enlarged sub-regions which, in a real spot weld, present themselves in a micrometric scale. With the objective of investigating these sub-regions, the present work aims to evaluate the suitability of the Gleeble® platform for reproduction, through physical simulation, of the corresponding thermal cycles from the resistance spot welding process of 22MnB5 steel. Parameters were defined based on literature-compiled data. Then, metallographic and microhardness tests were performed to assess the suitability of parameters to reproduce typical sub-regions of spot-welded 22MnB5 steel. Results show that the presented methodology can bring benefits to the reproduction, parameterization and prediction of sub-regions of the HAZ, since microstructural responses after physical simulation correspond well to those observed in the real process. Furthermore, the technical feasibility study suggests a potential gain for the automotive industry by the use of the proposed methodology.

Keywords: Resistance spot welding (RSW); Physical simulation; Gleeble; Advanced high strength steel (AHSS); 22MnB5; Heat affected zone (HAZ)

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Número de artigos publicados para cada combinação de palavras-chave entre os anos 1998 e 2021. Base de dados ScienceDirect®. Dados coletados em 30/01/2022.	3
Figura 2. Representações gráficas: (a) número de artigos publicados através de busca em 30/01/2022 na base de dados ScienceDirect®, utilizando as palavras-chave: welding AND (physical simulation OR Gleeble®); (b) curva “S” de maturidade tecnológica.	4
Figura 3. Relação entre alongamento total e a resistência a tração para alguns aços AHSS.....	7
Figura 4. Projeto da FutureSteelVehicle para aplicação otimizada de aços nos veículos.....	8
Figura 5. Utilização dos aços AHSS em veículos leves na América do Norte até o ano de 2025.	9
Figura 6. Representação esquemática da influência do boro, em destaque, durante o resfriamento.	11
Figura 7. Esquema do processo metalúrgico ocorrido na estampagem a quente.....	12
Figura 8. Diagrama CCT do aço 22MnB5.	13
Figura 9. Representação esquemática da estrutura tetragonal de corpo centrado da martensita. A letra c representa a altura do tetraedro e a letra a representa os lados da base.....	14
Figura 10. Representação esquemática dos cristais de martensita no meio austenítico.....	15
Figura 11. Esquema da mudança de forma produzida durante a transformação martensítica. O vetor “n” representa a normal ao plano de hábito e “d” representa a direção da deformação ocorrida por cisalhamento	16
Figura 12. Temperatura (°C) de início da transformação martensítica em ligas de Fe-C superpostas ao diagrama de equilíbrio de fases do sistema. As faixas em que cada uma das morfologias da martensita predomina são apresentadas em função do teor de carbono (% em peso).....	16
Figura 13. Diagrama esquemático mostrando a morfologia característica da martensita em ripas em um grão de austenita de aço com teor de carbono 0,2% em peso.	17
Figura 14. Diagrama esquemático da mudança ocorrida na morfologia da martensita de ripas em função do teor de carbono (%peso).....	17
Figura 15. Resistência elétrica em cada ponto do circuito formado pelo processo RSW, e a temperatura atingida para cada resistência.....	19
Figura 16. Temperaturas instantâneas atingidas na finalização da soldagem por RSW em °C.	20
Figura 17. Sub-regiões da ZAC: (a) macroestrutura da lentilha de solda por RSW, (b) perfil de dureza do aço MS 1400 soldado por RSW e (c) diagrama de fase Fe-C com as faixas de temperatura correspondentes a GGZAC, GRZAC, ICZAC e SCZAC.....	21
Figura 18. Microestrutura do (a) metal de base e (b) região subcrítica da ZAC.	23
Figura 19. Estrutura martensítica temperada durante o revenimento não isotérmico do processo RSW.	24
Figura 20. Sistema Gleeble®540.....	25
Figura 21. Representação esquemática do simulador termomecânico Gleeble®540	26
Figura 22. Relação entre as temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 com a taxa de aquecimento	27
Figura 23. Fração volumétrica de austenita formada em função da temperatura, para taxas de aquecimento 0,1 °C/s e 1,0 °C/s.....	28
Figura 24. Dilatograma obtido após aquecimento com taxa de 0,33 °C/s até 1100 °C e resfriamento com taxa de 30 °C/s até a temperatura ambiente para o aço 13CrNi0,1C.....	29

Figura 25. Distribuição de temperatura em Kelvin (K) calculada pelo software numérico JMatPro® no final do fluxo de corrente (à esquerda); e a macroestrutura da lentilha de solda gerada por RSW (à direita).....	31
Figura 26. Geometria e malha gerada no software Abaqus® para soldagem RSW em aços Usibor® 1500.	32
Figura 27. Ciclos térmicos simulados com a Gleeble® para temperaturas de pico de 700 °C e 1200 °C em chapas de 1,0 mm e 3,0 mm de espessura.	33
Figura 28. Fluxograma da metodologia do trabalho	36
Figura 29. Desenho esquemático da montagem da amostra nas garras da Gleeble® 540.....	39
Figura 30. Microestrutura do aço 22MnB5 temperado (M: martensita; F: ferrita).....	42
Figura 31. Gráfico temperatura x tempo, destacando a taxa de resfriamento.	44
Figura 32. Overshoot térmico ocorrido durante ensaios preliminares na Gleeble®.	45
Figura 33. Corpos de prova após ensaio dos ciclos térmicos na Gleeble®540 e posterior corte na seção transversal (centro do corpo de prova).	47
Figura 34. Deformações medidas pelo deslocamento das garras da Gleeble® durante o aquecimento	48
Figura 35. Microestrutura dos corpos de prova CP-GGZAC e CP-GRZAC (M: martensita)	49
Figura 36. Microestrutura do corpo de prova CP-ICZAC (M: martensita; F: ferrita).....	50
Figura 37. Microestrutura do corpo de prova CP-LIM (F: ferrita; MR: martensita revenida).	51
Figura 38. Composição dos pontos 1 e 2 realizadas por meio do EDS na amostra CP-LIM.....	51
Figura 39. Microestrutura do corpo de prova CP-SCZAC (M: martensita; F: ferrita; MR: martensita revenida)	52
Figura 40. Valores médios de microdureza Vickers dos corpos de prova.....	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química (porcentagens em peso) do aço 22MnB5 conforme DIN EN 10083-3:2006.....	10
Tabela 2. Trabalhos publicados sobre simulação física e numérica, e os métodos e parâmetros utilizados	30
Tabela 3. Parâmetros de taxa de aquecimento e temperaturas de transformação selecionados para etapa de simulação.	37
Tabela 4. Composição química do aço 22MnB5 temperado (porcentagens em peso).	43
Tabela 5. Temperaturas de pico (Tp) referentes às regiões correspondentes da ZAC.	43
Tabela 6. Resultados dos ensaios realizados na Gleeble®540. T50 é a temperatura a qual a taxa de aquecimento caiu de 50 °C. Em destaque, as amostras selecionadas para análise de cada sub-região da ZAC.	46

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

A	Austenita
Ac1	Temperatura de austenização inicial
Ac3	Temperatura de austenização final
AHSS	<i>Advanced high strength steels</i>
CCC	Cúbica de corpo centrado
CCT	<i>Continuous cooling transformation</i>
CFC	Cúbica de face centrada
CMT	<i>Cold metal transfer</i>
CP	Corpo de prova
Cr	Cromo
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
DP	<i>Dual Phase</i>
EDS	<i>Energy dispersive spectroscopy</i>
F	Ferrita
FB	<i>Ferritic bainitic</i>
FSV	<i>FutureSteelVehicle</i>
GGZAC	Região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor
GMAW	Gas metal arc welding
GRZAC	Região de grãos refinados da zona afetada pelo calor
HAZ	<i>Heat affected zone</i>
HF	<i>Hot-formed</i>
HSLA	<i>High strength low alloy</i>
HV	Microdureza Vickers
ICZAC	Região intercrítica da zona afetada pelo calor
IIHS	<i>Insurance institute for highway safety</i>
LIM	Região limítrofe da zona afetada pelo calor
M	Martensita
MEV	Microscópio eletrônico de varredura

M _f	<i>Martensitic finish temperature</i>
min	Minuto
MO	Microscópio ótico
MR	Martensita revenida
M _s	<i>Martensitic start temperature</i>
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
P	Fósforo
RSW	<i>Resistance spot welding</i>
s	Segundo
SCZAC	Região subcrítica da zona afetada pelo calor
TCC	Tetragonal de corpo centrado
Ti	Titânio
T _p	Temperatura de pico
TRIP	<i>Transformation-induced plasticity</i>
TWIP	<i>Twinning-induced plasticity</i>
V	Vanádio
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZF	Zona de fusão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	JUSTIFICATIVA E IMPORTÂNCIA DA PESQUISA	3
1.2	OBJETIVO GERAL	4
1.3	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	4
1.4	ORGANIZAÇÃO DO DOCUMENTO	5
2	REVISÃO DA LITERATURA	6
2.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	6
2.2	O AÇO AO BORO 22MNB5	9
2.3	A MARTENSITA (M)	13
2.4	SOLDAGEM A PONTO POR RESISTÊNCIA (RSW)	18
2.4.1	TEMPERATURA DE PICO (Tp)	20
2.4.2	ZONA AFETADA PELO CALOR (ZAC)	20
2.4.2.1	Região de grãos grosseiros (GGZAC)	22
2.4.2.2	Região de grãos refinados (GRZAC)	22
2.4.2.3	Região intercrítica (ICZAC)	22
2.4.2.4	Região subcrítica (SCZAC)	22
2.5	SIMULAÇÃO DA ZAC	24
2.6	TEMPERATURAS DE TRANSFORMAÇÃO AC1 E AC3	27
2.7	TRABALHOS CORRELATOS SOBRE SIMULAÇÃO	29
3	MATERIAIS E MÉTODOS	35
3.1	MATERIAL	35
3.2	MÉTODOS	36
3.2.1	SIMULAÇÃO DO CICLO TÉRMICO DE SOLDAGEM	37
3.2.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	39
3.2.2.1	Análise química	39
3.2.2.2	Preparação metalográfica	39
3.2.2.3	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	40
3.2.2.4	Ensaio de microdureza	40
3.2.3	VIABILIDADE TÉCNICA	40
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL COMO RECEBIDO	42
4.2	DEFINIÇÃO DAS TEMPERATURAS DE PICO (Tp)	43
4.3	SIMULAÇÃO FÍSICA	43
4.4	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS SIMULADAS	48
4.4.1	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	49
4.4.2	MICRODUREZA VICKERS	52
4.5	VIABILIDADE TÉCNICA	54
5	CONCLUSÃO	56
5.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	57

1 INTRODUÇÃO

Devido à crescente demanda por veículos mais leves, econômicos, menos poluentes e com maiores níveis de segurança, os principais fabricantes de componentes metálicos automotivos têm buscado investimentos tecnológicos e desenvolvimento de novos produtos (RAZMPOOSH *et al.*, 2021; RECLA, 2016). Diante deste cenário, surgem os aços avançados de alta resistência, ou *advanced high strength steels* (AHSS), com a função de oferecer maior absorção de energia na colisão de veículos e redução no consumo de combustível. Em peças estruturais é necessário que esses aços possuam elevada resistência mecânica para suportar solicitações extremas, como as que ocorrem em casos de impacto. Existe uma relação importante entre essa elevada resistência mecânica e peso reduzido que se deseja nos automóveis, muitas vezes difícil de ser alcançada em aços convencionais. Entretanto, em aços AHSS, como o 22MnB5, uma boa relação pode ser obtida a partir do tratamento térmico de têmpera durante o processo de estampagem a quente. Nesse caso, o aço passa de uma microestrutura ferrítica-perlítica para martensítica (BACIC JUNIOR, 2016; PENG *et al.*, 2021).

A soldagem a ponto por resistência (*resistance spot welding* – RSW) é o processo mais empregado na união de materiais metálicos utilizados na fabricação de veículos, inclusive quando se trata do aço 22MnB5. Isso se deve a sua elevada produtividade, boa adequação para automação, alta velocidade de produção, baixo custo e por dispensar o uso de consumíveis (BALDIM *et al.*, 2017). No entanto, o processo RSW tem demandado melhorias tecnológicas, tanto no maquinário quanto na otimização dos parâmetros de processo, tendo esses ajustes uma relação direta com a qualidade e a resistência final do ponto de solda (AURES, 2006). Porém, não se trata de uma tarefa fácil, já que a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço são consideravelmente degradadas devido ao ciclo térmico. Sendo assim, além do efeito da fusão localizada, tem-se a formação da zona afetada pelo calor (ZAC), cujo tamanho depende, geralmente, da composição química do material, da espessura da chapa e do aporte térmico de soldagem. Já as alterações na microestrutura dessa região são devido à combinação de temperatura de pico e velocidade de resfriamento (BORBA, 2019). Tamizi *et al.* (2017) relacionaram a microestrutura com o desempenho da solda realizada pelo processo RSW em aço martensítico, e enfatizaram bastante esse aspecto. Os autores verificaram que a ZAC apresentou regiões que afetaram fortemente o desempenho da lantilha, principalmente na região subcrítica. Isso é consequência do revenimento da martensita, que acarreta uma redução considerável da dureza e da resistência mecânica, levando, assim, a falhas localizadas nessa região durante o ensaio de cisalhamento por tração. Liang *et al.* (2016) também comprovaram uma redução na dureza e na resistência mecânica na região subcrítica da ZAC, em juntas dissimilares dos aços 22MnB5 e HSLA 350. Além disso, evidenciaram a ocorrência da região intercrítica na ZAC, composta de ferrita e martensita, e uma região de grãos refinados, composta de martensita fina. Uma outra microestrutura, chamada de região de grãos grosseiros, foi estudada por Cui *et al.* (2016) para o aço Q890 temperado. Observaram a prevalência de longas ripas de martensita ao longo dos grãos de

austenita após o material ser submetido à temperatura de 1350 °C e elevadas taxas de resfriamento.

Considerando-se as diversas microestruturas ocorridas nas sub-regiões da ZAC, a simulação física tem sido uma grande aliada em reproduzi-las, já que permite obter uma réplica em escala laboratorial de processos de grande proporção (EL-SHENAWY, 2020). Também, permite a reprodução ampliada de zonas microestruturais tipicamente reduzidas demais para terem seu comportamento estudado em detalhe, como é o caso de sub-regiões da ZAC de juntas soldadas. A plataforma Gleeble® é o equipamento mais empregado para fins de simulação física, pois opera com elevada precisão (ADONYI; BLODGETT, 2006). Porém, é necessário o sucesso na escolha dos parâmetros de trabalho e condições de contorno para que esses benefícios sejam alcançados, garantindo a compatibilidade com a solda real (ADONYI; BLODGETT, 2006; JABBARI *et al.*, 2018).

De acordo com a pesquisa quantitativa apresentada na Figura 1, utilizando a base de dados ScienceDirect®, verificou-se que os últimos cinco anos compõem 51% de todas as publicações de artigos realizados entre os anos de 1998 e 2021 com o tema *resistance spot welding*. Ao combinar-se as palavras-chave *resistance spot welding AND physical simulation*, incluindo o simulador Gleeble®, o número de publicações nos últimos cinco anos torna-se ainda maior, em torno de 55%. Com a adição do termo 22MnB5, formando, assim, um outro grupo de palavras-chave, mais uma elevação no percentual é revelada, o que representa 57%. Entretanto, apesar desse elevado valor percentual, o que evidencia um grande interesse atual pelo tema, ao levar-se em consideração somente valores numéricos de publicações, tratam-se de apenas 29 artigos nos últimos cinco anos. Somente 21 artigos foram publicados na base de dados com a combinação das palavras-chave *resistance spot welding AND (physical simulation OR Gleeble®) AND 22MnB5 AND (heat affected zone OR HAZ)*, 15 deles ocorrendo nos últimos cinco anos (71%).

Através da análise da pesquisa quantitativa, pode-se verificar uma representatividade em termos percentuais cada vez maior de artigos publicados à medida que cada palavra-chave é adicionada, considerando os últimos cinco anos. Além disso, observa-se que, enquanto a literatura sobre a simulação física do processo de soldagem utilizando a Gleeble® é extensa, estudos focados no aço 22MnB5 não são tão numerosos, e esse número diminui ainda mais ao se considerar o foco na zona afetada pelo calor.

Figura 1. Número de artigos publicados para cada combinação de palavras-chave entre os anos 1998 e 2021. Base de dados ScienceDirect®. Dados coletados em 30/01/2022.



Levando em consideração a relevância do tema caracterizada na pesquisa da Figura 1 e a necessidade de prever a microestrutura e o desempenho da ZAC, este trabalho propõe a reprodução, por meio da simulação física, de ciclos térmicos vivenciados pelas sub-regiões da ZAC durante a soldagem a ponto por resistência em um aço 22MnB5. Busca-se, com isso, analisar a viabilidade do método para reprodução e predição da ZAC, o que pode trazer benefícios para a indústria automotiva.

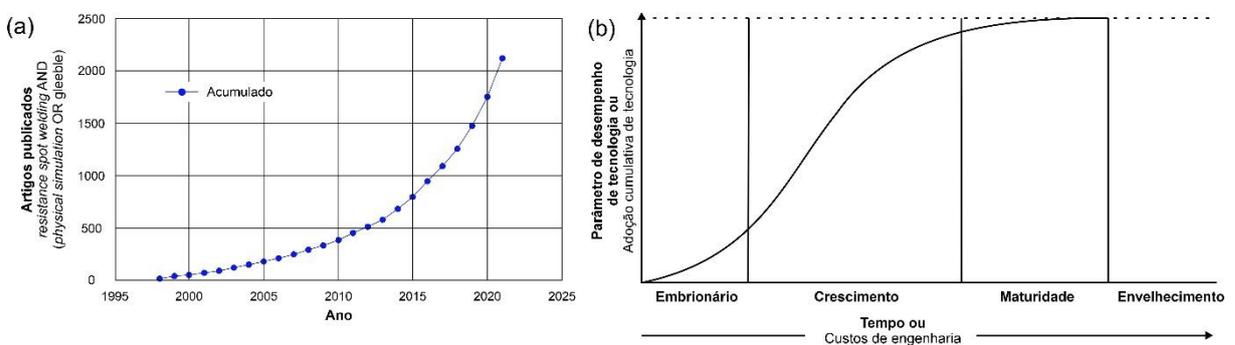
1.1 Justificativa e importância da pesquisa

O efeito do revenimento da martensita e as transformações microestruturais ocorridas na ZAC dos aços 22MnB5, submetidos ao processo de soldagem RSW, interferem negativamente no desempenho funcional e na integridade estrutural das peças (BORBA, 2019). A simulação física pode ser considerada uma ferramenta notável para o estudo dessas regiões, pois possui a vantagem de reproduzir uma microestrutura homogênea dentro de um grande volume de material, enquanto as pesquisas laboratoriais a partir de soldas reais experimentam uma ZAC extremamente pequena e heterogênea, o que torna a técnica mais complexa (ADONYI; BLODGETT, 2006; BORBA, 2019). Portanto, espera-se viabilizar a simulação física com a Gleeble® como um método eficaz na predição das diferentes sub-regiões da ZAC dos processos de soldagem por RSW, tornando esta técnica uma alternativa relevante às utilizadas normalmente a partir de soldagens reais.

Modelos de curva “S” podem ser úteis no entendimento de padrões e mudanças tecnológicas e, ainda, servir como ferramentas combinadas com modelos de crescimento para prever pontos de inflexão, determinando estratégias de monitoramento (SOSSA *et al.*, 2016). Oliveira *et al.* (2021) utilizaram o conceito de curva S ao comparar os ciclos de vida

tecnológicos para os processos de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) e CMT (*Cold Metal Transfer*) com base em conjuntos de dados de patentes e opiniões de especialistas. O objetivo foi explorar as tendências tecnológicas a fim de verificar a previsão de crescimento para cada tecnologia. Baseado nesse conceito, o estudo apresentado na Figura 2a, através da base de dados do ScienceDirect®, retrata que o interesse pela publicação de artigos sobre simulação física dos processos de soldagem a ponto por resistência passou de uma fase embrionária para a etapa de crescimento, quando relacionado com os indicadores da curva S de maturidade tecnológica da Figura 2b.

Figura 2. Representações gráficas: (a) número de artigos publicados através de busca em 30/01/2022 na base de dados ScienceDirect®, utilizando as palavras-chave: welding AND (physical simulation OR Gleeble®); (b) curva “S” de maturidade tecnológica.



Fonte: (a) Base de dados do ScienceDirect®; (b) Adaptado de Taylor & Taylor, 2012.

1.2 Objetivo geral

O presente trabalho visa a avaliar a adequação da plataforma Gleeble® para a reprodução, por meio da simulação física, dos ciclos térmicos correspondentes às sub-regiões da ZAC (ZAC subcrítica, ZAC intercrítica, ZAC supercrítica de granulometria refinada e ZAC supercrítica de granulometria grosseira) geradas nos processos de soldagem a ponto por resistência do aço 22MnB5.

1.3 Objetivos específicos

- Reproduzir ciclos térmicos experimentados na ZAC de juntas soldadas por RSW em um simulador físico Gleeble®, a partir de parâmetros operacionais extraídos da literatura;
- Avaliar o comportamento microestrutural, bem como a microdureza das regiões simuladas fisicamente expostas a temperaturas de pico representativas das sub-regiões da ZAC do processo de soldagem a ponto por resistência;

- Analisar a viabilidade técnica do método, levantando as vantagens e desvantagens da simulação física em relação a literatura existente sobre soldagens reais.

1.4 Organização do documento

- O capítulo 1 contém a introdução relativa ao tema desta pesquisa e a sua importância no âmbito industrial e exibe os objetivos geral e específicos;
- O capítulo 2 apresenta a fundamentação teórica com os conceitos gerais sobre os aços AHSS e os efeitos do ciclo térmico vivenciados na ZAC resultantes do processo de soldagem. São abordados, ainda, mecanismos de transformação resultantes da têmpera, além do tratamento térmico de revenimento. E, finalmente, é realizada uma revisão sobre os métodos de simulação da ZAC e alguns artigos correlatos ao tema proposto são discutidos;
- O capítulo 3 descreve o material utilizado neste estudo e a apresentação da metodologia composta por etapas que abrangem caracterização material, definição de envelopes operacionais, simulação física e análise de viabilidade técnica;
- O capítulo 4 aborda os resultados e discussão a partir das análises dos experimentos realizados, levando em consideração o comportamento microestrutural e de microdureza entre os métodos de estudo das sub-regiões da ZAC a partir da simulação física e por soldagens reais e, ainda, discute a viabilidade técnica entre esses métodos;
- O capítulo 5 conclui a pesquisa abordando os principais resultados obtidos e suas contribuições para a indústria automotiva, além de indicar as possíveis lacunas a serem exploradas em trabalhos futuros.

2 REVISÃO DA LITERATURA

Nesta revisão, serão abordados aspectos relevantes referentes aos aços avançados de alta resistência (AHSS), aos processos de soldagem a ponto por resistência (RSW), à zona termicamente afetada pelo calor (ZAC) e à simulação física desta região.

2.1 Aços avançados de alta resistência

O primeiro carro a ser produzido em massa foi o modelo *Oldsmobile Curved Dash*, no início do século XX. A partir daí, a indústria automobilística vem buscando incansavelmente por inovações tecnológicas, através de novos *designs* de veículos, novos materiais e tecnologias de fabricação mais eficientes (CORA; KOÇ, 2014).

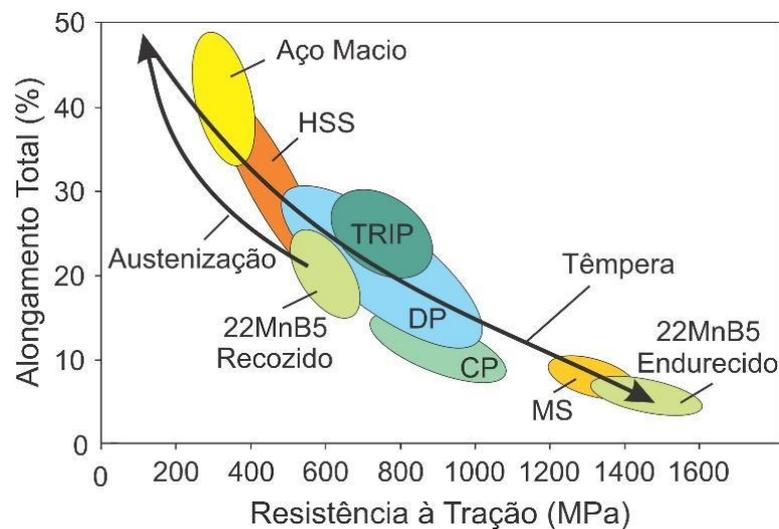
As regulamentações regionais de segurança veicular, economia de combustível e emissões de gases de escape de automóveis têm se tornado cada vez mais rígidas e estabelecem metas cada vez mais agressivas (KEELER *et al.*, 2017). Por exemplo, os testes do *Insurance Institute for Highway Safety* (IIHS) incentivam a melhoria na performance dos veículos durante o impacto frontal, lateral e traseiro, inclusive a resistência estrutural do teto em caso de capotamento (TAMARELLI, 2011).

Os aços avançados de alta resistência surgiram como resposta das indústrias siderúrgicas para atender a esses novos padrões e exigências, a fim de garantir conformidade com as restrições impostas à segurança veicular, ao consumo energético, ao meio-ambiente, além de proporcionar maior competitividade com projetos que sejam atrativos aos clientes (GORNI, 2008). No entanto, é preciso uma combinação apropriada de elementos de liga e técnicas de processamento para que esses materiais sejam fabricados, a fim de obter microestruturas multifásicas (EFTEKHARIMILANI *et al.*, 2018). As múltiplas fases conseguidas, geralmente, com o uso de ligas específicas e processamento termomecânico, possibilitam a combinação de níveis relativamente elevados de resistência mecânica e ductilidade. Esse equilíbrio de propriedades é menos evidente nos aços monofásicos microligados de alta resistência e baixa liga (*high strength low alloy* – HSLA), que têm como principal mecanismo de endurecimento o refino de grãos resultante do processo de laminação controlada (*thermo mechanical control rolling* – TMCR). Os elementos de micro-liga, como, por exemplo, o V, Nb e Ti, proporcionam o endurecimento através da precipitação interfásica de partículas consideravelmente finas, durante a transformação da austenita ao longo do resfriamento. O endurecimento por solução sólida intersticial ocorre com pouca frequência no aço HSLA devido ao baixo teor de carbono (aproximadamente 0,05%p a 0,2%p) (GORNI, 2008; KEELER *et al.*, 2017; SILVA, 2018).

As principais famílias de aços AHSS são: *dual phase* (DP), *complex phase* (CP), *ferritic-bainitic* (FB), *martensitic* (MS), *transformation-induced plasticity* (TRIP), *hot-formed* (HF) e *twinning-induced plasticity* (TWIP). Um dos métodos para a classificação desses aços relaciona

o alongamento total com a resistência à tração, mostrado na Figura 3. Essa dependência está associada à conformabilidade desses materiais (KEELER *et al.*, 2017). No caso do aço HF, como o 22MnB5, o alongamento na condição martensítica é relativamente baixo, o que, de certa forma, reduz a sua conformabilidade. A solução pode ser conseguida através da estampagem a quente, onde a peça é deformada no estado austenizado. Nesse processo, o aço passa por uma série de transições entre alongamentos e resistências à tração, encerrando em um resfriamento rápido e adquirindo, com isso, a microestrutura desejada (RAZMPOOSH *et al.*, 2021; TAMARELLI, 2011). Segundo Oliveira (2020), a resistência à tração e o alongamento, que antes eram de 600 MPa e 25%, respectivamente, alcançam, durante a austenização, valores de 200 MPa e 40%. Após concluída a têmpera, a resistência à tração atinge valores elevados, em torno de 1500 MPa, enquanto o alongamento reduz-se a 6%.

Figura 3. Relação entre alongamento total e a resistência a tração para alguns aços AHSS.



Fonte: Adaptado de Karbasian & Tekkaya, 2010.

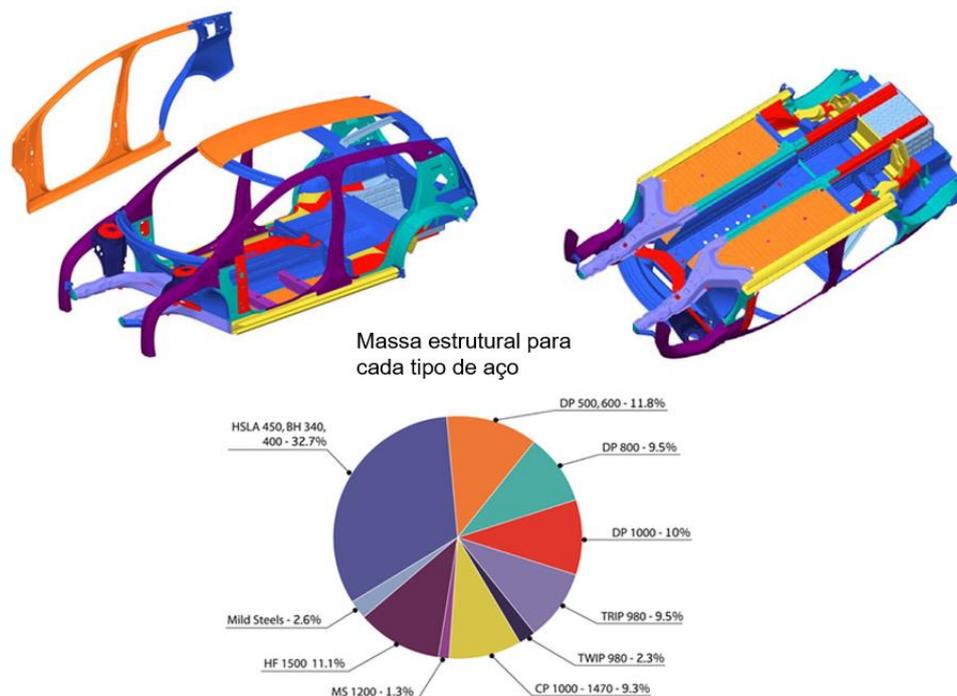
Características requeridas pelos aços AHSS estão relacionadas ao desempenho funcional de certas peças dos veículos. Por exemplo, os aços DP e TRIP possuem ótimo desempenho nas zonas de impacto do carro, também conhecidas como zonas de esmagamento, devido a sua excelente capacidade em absorver energia. O objetivo é minimizar a influência do impacto no compartimento dos passageiros. O aço DP apresenta basicamente uma microestrutura constituída de ilhas de martensita dispersas em uma matriz ferrítica. A deformação ocorrida durante a colisão acontece quase que exclusivamente no interior dos grãos de ferrita, resultando num rápido encruamento, enquanto a martensita permanece praticamente no regime elástico. O comportamento desse aço durante a deformação está diretamente associado com a quantidade de martensita. Sendo assim, uma maior quantidade dessa fase impõe uma maior quantidade de discordâncias nas interfaces com a ferrita, promovendo o início do escoamento plástico mesmo em baixas deformações (DE MIRANDA *et al.*, 2015; GORNI, 2008). Já na microestrutura do aço TRIP, prevalece a austenita

retida dispersa em uma matriz de ferrita. A austenita retida se transforma progressivamente em martensita à medida que a deformação plástica ocorre, permitindo um maior alongamento, que confere ao aço TRIP uma excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade. Dessa forma, há um encruamento em nível diretamente proporcional à quantidade de deformação (GORNI, 2008; TAMARELLI, 2011).

Os materiais mais dedicados na região que comporta os passageiros, por sua vez, são os aços martensíticos (MS) e os aços endurecidos ao boro (HF), a fim de garantir deformação mínima e evitar a intrusão da estrutura, preservando a integridade física dos ocupantes durante uma colisão (CORA; KOÇ, 2014; KEELER *et al.*, 2017; TAMARELLI, 2011).

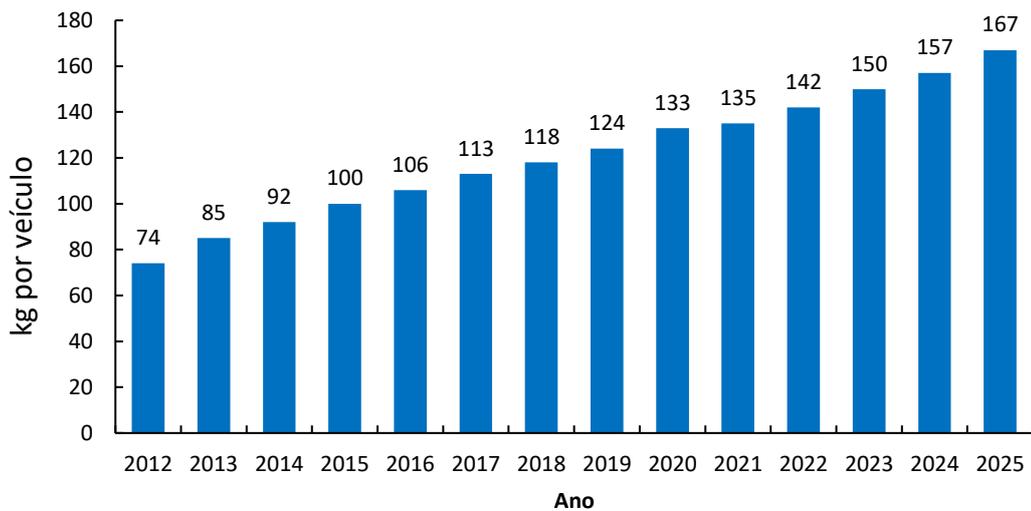
Em um veículo com motor a combustão interna, a fabricação do material, produção do veículo e o seu uso correspondem, respectivamente, a 10%, 4% e 85% do total das emissões de gases de efeito estufa durante seu ciclo de vida. Considerando que o uso do veículo apresenta grande impacto sobre o meio ambiente, diversas regulamentações são impostas para redução das emissões de gases de escapamento em todo o mundo (CORA; KOÇ, 2014). A Figura 4 apresenta um projeto idealizado pelo programa *FutureSteelVehicle* (FSV) com uma gama de aços mais eficientes e técnicas de distribuição que resultariam em menor pegada de carbono total em veículos com motores elétricos. Já a Figura 5 ilustra a tendência de crescimento na utilização dos aços AHSS em veículos leves na América do Norte até 2025. Espera-se registrar uma elevação de aproximadamente 125% na utilização desses materiais até 2025, em relação a 2012.

Figura 4. Projeto da *FutureSteelVehicle* para aplicação otimizada de aços nos veículos.



Fonte: Adaptado de Keeler *et al.*, 2017.

Figura 5. Utilização dos aços AHSS em veículos leves na América do Norte até o ano de 2025.



Fonte: Adaptado de Keeler et al., 2017.

2.2 O aço ao boro 22MnB5

Os aços ao boro vieram como uma inovação tecnológica, para que fosse possível reduzir a massa de componentes estruturais automotivos sem perder de vista a resistência mecânica. Esses materiais saem da indústria siderúrgica com microestrutura ferrítica-perlítica após passar pela laminação controlada. Através desse processo, ocorre o mecanismo de endurecimento por refino de grãos, conferindo ao aço 22MnB5 dureza moderada entre 170 e 200 HV e resistência à tração em torno de 600 MPa. Após o tratamento térmico de têmpera, pode atingir valores de resistência à tração próximos a 1500 MPa (DE MIRANDA *et al.*, 2015; KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

O 22MnB5 é o aço mais indicado para processos que exigem boa formabilidade, pois apresenta microestrutura 100% martensítica após a estampagem a quente, processo esse que permite a obtenção de formas complexas pela estampagem na condição austenítica e o posterior endurecimento por têmpera (NADERI; BLECK, 2008). Além de resistência à tração em torno de 1500 MPa, devido à fase martensítica, outros benefícios desse material são o baixo retorno elástico, conseguido com a manutenção da peça na matriz durante o resfriamento, e a boa soldabilidade, devido ao baixo teor de carbono (PENG *et al.*, 2021; RAZMPOOSH *et al.*, 2021; TAMARELLI, 2011). O Quadro 1 apresenta um resumo com as principais características do aço 22MnB5.

Quadro 1. Resumo do aço ao boro 22MnB5

Microestrutura	Martensítica	Elementos típicos adicionados	B, Mn e Al
Formabilidade	Excelente*	Soldabilidade	Boa
Vantagens	Limitação	Performance	Aplicação
Conformação final na matriz	Alto investimento inicial em equipamentos	Retorno elástico aprimorado	Partes complexas que requerem alta resistência
Alta resistência	Mão de obra especializada	Resistente à deformação	

Fonte: Adaptado de Tamarelli, 2011

*Na condição austenítica

Os elementos de liga do aço 22MnB5 ocasionam mudanças nos constituintes presentes em equilíbrio e alterações nas fases, influenciando no modo e velocidade com que se formam (CASTRO, 2017). A composição química do aço 22MnB5 é apresentada na Tabela 1, conforme a norma DIN EN 10083-3:2006.

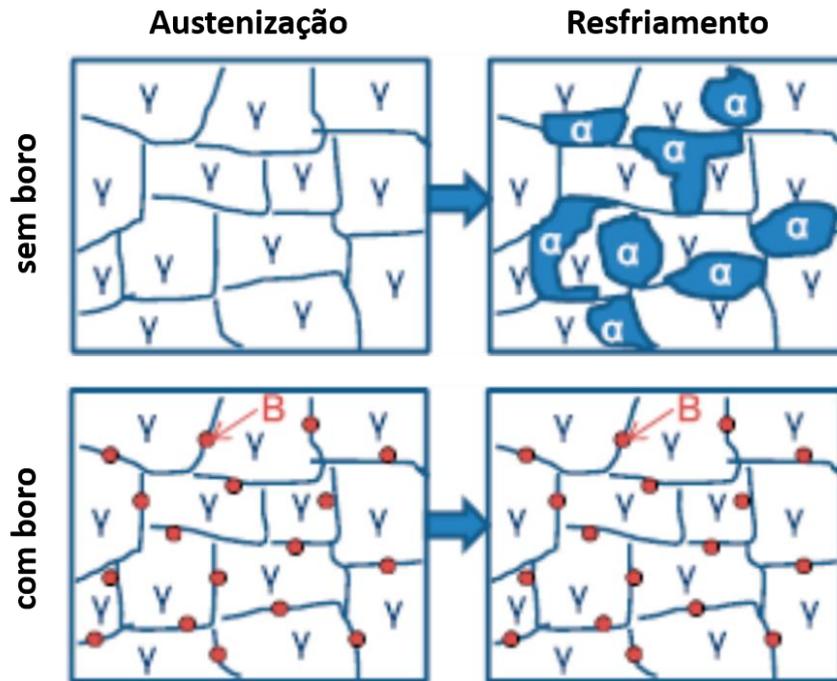
Tabela 1. Composição química (porcentagens em peso) do aço 22MnB5 conforme DIN EN 10083-3:2006.

	C	Si	P	S	Al	N	Mn	Cr	Ti	B
% mín	0,21	0,15	—	—	—	—	1,10	0,10	0,015	0,0015
% máx	0,25	0,40	0,023	0,010	0,080	0,010	1,35	0,25	0,045	0,0040

Fonte: Adaptado de DIN EN 10083-3:2006

O elemento boro é o principal agente influenciador da temperabilidade desses aços, pois a sua presença em solução sólida faz com que haja a segregação nos contornos de grão austeníticos, aumentando a energia do contorno e diminuindo a força termodinâmica de transformação de fase. Com isso, há um retardo na formação da ferrita, como pode ser visto na Figura 6, e um aumento da dureza. Por outro lado, quantidades de boro acima do necessário levam à formação de boretos de ferro nos contornos de grão, atuando negativamente na temperabilidade e, conseqüentemente, no endurecimento do aço. Levando em consideração a boa afinidade do boro com oxigênio (O) e nitrogênio (N), faz-se necessária a adição de titânio e alumínio, que possuem maior afinidade com esses elementos (N e O), evitando, assim, a formação de óxidos e nitretos de boro (ALMEIDA *et al.*, 2017; RECLA, 2016).

Figura 6. Representação esquemática da influência do boro, em destaque, durante o resfriamento.



Fonte: Adaptado de Oliveira, 2020.

O carbono age estabilizando a austenita e facilitando a formação da martensita, através do endurecimento por solução sólida intersticial (DE COOMAN; SPEER, 2011). No entanto, valores elevados desse constituinte induzem a formação de carbonetos de boro que acabam precipitando nos contornos de grão da austenita, e isso gera um decréscimo na concentração de boro em solução (SUSKI, 2008).

Já o manganês contribui com a elevação da resistência mecânica e da dureza após a têmpera e retarda a decomposição da austenita (BASIC JUNIOR, 2016; DE COOMAN; SPEER, 2011). Esse elemento eleva a solubilidade do carbono na austenita, criando um atraso nas transformações difusionais, como a bainítica e perlítica. Isso possibilita a necessidade de menores taxas de resfriamento durante a têmpera (XIMENES, 2018). É o segundo elemento mais importante para reduzir a temperatura M_s (*martensitic start temperature*), segundo a Equação 1, que evidencia os efeitos dos teores em peso de diferentes elementos na temperatura.

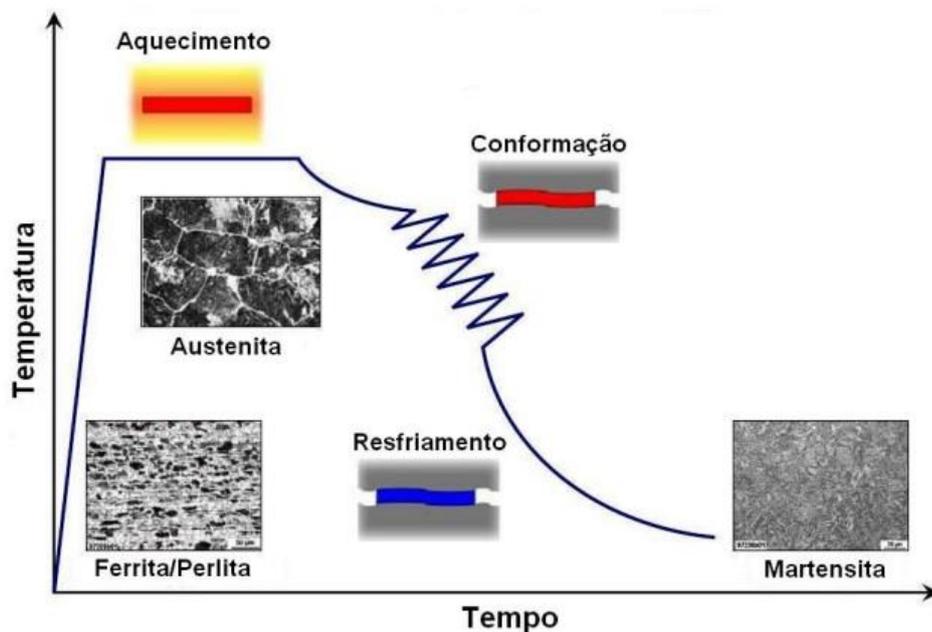
$$M_s = 520 - 320C - 50Mn - 30Cr - 20(Ni + Mo) - 5(Cu + Si) \quad \text{Eq. 1}$$

Além dos elementos adicionados propositalmente na fabricação do aço (elementos de liga), ocorre a presença de elementos indesejáveis (impurezas) decorrentes do processo de fabricação, como, por exemplo, o fósforo (P). Segundo Da Costa & Mei (2021), a segregação

do P e a formação de finas partículas de cementita nos contornos de grão austenítico prévios são as principais causas da fragilização que ocorre no material temperado. Os aços com teor de carbono acima de 0,5% são mais sensíveis a esse fenômeno de fragilização na têmpera. O excesso de P pode afetar a solubilidade de carbono na austenita e fomentar a precipitação da cementita fina, que também é observada na fratura dos aços temperados. O uso do B, que segrega mais fortemente e evita a segregação do P para os contornos de grão, pode ser uma solução efetiva.

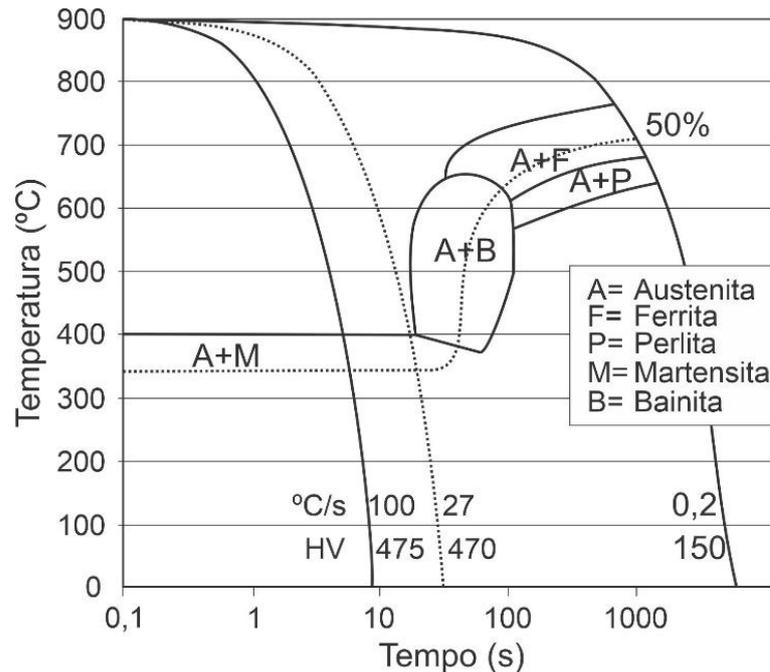
Para que se justifique a adição de elementos de liga no aço 22MnB5, como o B e o Mn, é necessário recorrer ao tratamento térmico de têmpera, com o objetivo de adquirir uma total transformação na microestrutura e, conseqüentemente, mudanças importantes nas propriedades mecânicas. Na indústria automotiva, esse processo é realizado por meio da estampagem a quente (Figura 7), através do aquecimento acima da temperatura final de austenização (A_{c3}) por um período determinado. Em seguida, a chapa é conformada e temperada simultaneamente por uma prensa hidráulica arrefecida a água, a uma taxa de resfriamento elevada, acima da taxa crítica para supressão de transformações difusivas. O resultado é uma peça com a geometria desejada e microestrutura martensítica (LONGHI; BUTTON, 2013; MERKLEIN *et al.*, 2006). A Figura 8 apresenta o diagrama CCT para o aço 22MnB5, onde pode ser verificada a taxa crítica de resfriamento da ordem de 27 °C/s.

Figura 7. Esquema do processo metalúrgico ocorrido na estampagem a quente.



Fonte: Adaptado de Turetta, 2008.

Figura 8. Diagrama CCT do aço 22MnB5.



Fonte: Adaptado de De Costa et al., 2020

2.3 A martensita (M)

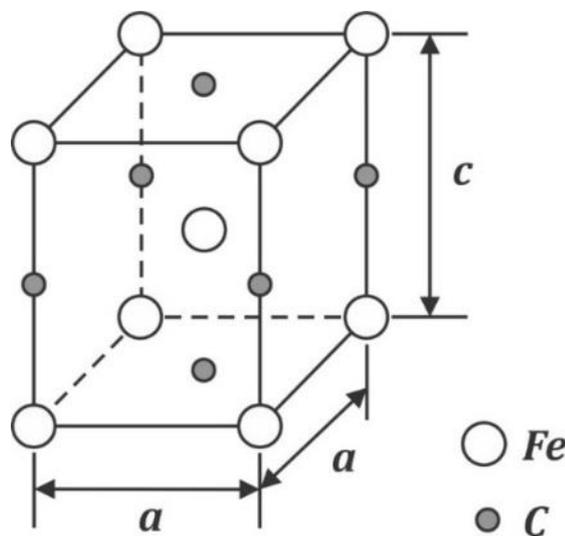
A origem do nome martensita veio inicialmente do constituinte resultante da têmpera dos aços, decorrentes da decomposição da austenita. Porém, alguns estudiosos descobriram que determinadas ligas não ferrosas também apresentavam esse tipo de fase, fazendo com que o nome se estendesse a qualquer produto de transformação adifusional, podendo ser auxiliada pela aplicação de tensão (GUIMARÃES, 1981).

Na segunda década do século XX, Bain descobriu que durante a transformação martensítica havia a ocorrência de uma deformação estrutural, que acarretava mudança de forma. Baseado nisso, propôs um mecanismo pelo qual a martensita pudesse ser formada com um mínimo de movimentação atômica partindo da austenita (DOS SANTOS, 2008). No modelo de deformação proposto por Bain, a transformação martensítica nas ligas ferrosas ocorre quando a taxa de resfriamento é rápida o suficiente para prevenir a difusão do carbono dissolvido na austenita. Esse mecanismo faz com que, através de um processo de cisalhamento brusco, a estrutura cúbica de face centrada (CFC) seja transformada em tetragonal de corpo centrado (TCC), que é uma forma distorcida da ferrita com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Os átomos de carbono permanecem como impurezas intersticiais nessa nova estrutura, formando uma solução sólida supersaturada capaz de se transformar em outras estruturas quando aquecidas em temperaturas nas quais as taxas de difusão sejam consideradas apreciáveis (CALLISTER JR; RETHWISCH, 2018; DOS SANTOS, 2008). Bain estabeleceu que esse processo causa um cisalhamento no qual a célula unitária

pode achatar-se num eixo (cerca de 20%) e expandir-se nos outros dois (cerca de 12%). O fato é que o mecanismo de deformação de Bain não é suficiente para definir por completo a mobilidade da martensita. Um outro processo que envolve a rotação do reticulado através de planos macroscopicamente invariante (plano de hábito) pode vir associado (AGUIAR, 2012).

A tetragonalidade da martensita (M) pode ser medida pelo quociente entre a altura e os dois lados da base, representados, respectivamente, pelas letras “c” e “a” da Figura 9, em função da porcentagem em peso de carbono (“C”), segundo a Equação 2, de Kurdjumov (HUALLPA, 2011; MELLO, 2019). Na equação de Kurdjumov, a estrutura torna-se CCC quando o teor de carbono é igual a zero, nesse caso não há distorção. Portanto, quanto maior a quantidade de carbono, maior será a distorção.

Figura 9. Representação esquemática da estrutura tetragonal de corpo centrado da martensita. A letra c representa a altura do tetraedro e a letra a representa os lados da base.



Fonte: Adaptado de Mello, 2019.

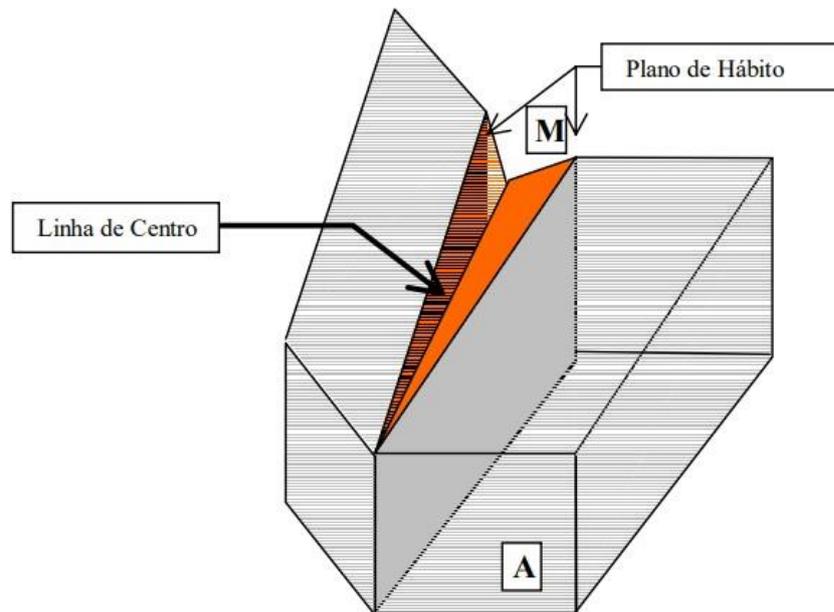
$$\frac{c}{a} = 1 + 0,0467C$$

Eq. 2

Em um outro mecanismo, chamado de deformação por plano de hábito ou plano invariante, os átomos da estrutura martensítica movem-se cooperativamente e estão relacionados aos átomos da fase matriz por uma correspondência de rede que os orienta durante toda a transformação. As interfaces compreendidas entre os cristais de martensita são separadas dos cristais de austenita por um plano macroscopicamente invariante, denominado plano de hábito, como pode ser visto na Figura 10 (CUNHA FILHO, 2002; HUALLPA, 2011). A transformação de austenita em martensita é uma transição atérmica, pois

embora aconteça dentro de um intervalo definido de temperatura, a fração transformada da fase matriz e da fase produto depende de uma redução ou um incremento da temperatura para que ocorra a transformação. Outro fator importante é que ela pode ocorrer também durante a aplicação de uma carga de tensão (CUNHA FILHO, 2002).

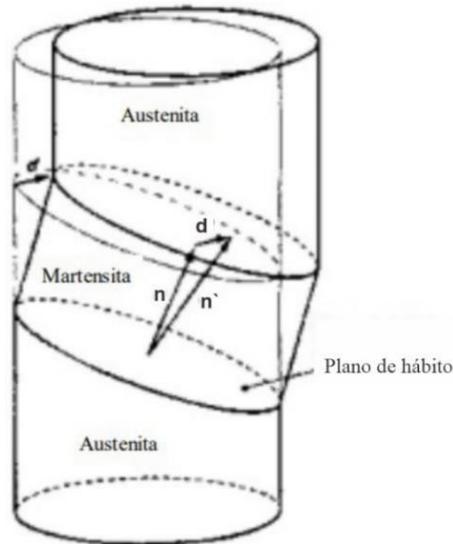
Figura 10. Representação esquemática dos cristais de martensita no meio austenítico.



Fonte: Adaptado de Cunha Filho, 2002.

As tensões cisalhantes que ocorrem na interface (plano de hábito ou plano invariante) entre a fase matriz e a fase produto causam mudanças de forma, caracterizadas por relevos nos cristais de martensita no meio austenítico, e estão associadas a uma deformação por tração ou compressão perpendicular à interface. Essa é a forma mais geral que pode acontecer em escala macroscópica, mantendo a invariância do plano de hábito. O mecanismo que envolve a transformação martensítica através do plano de hábito pode ser visto na Figura 11. Cisalhamentos de regiões da fase austenítica “d” começam a ocorrer a partir da nucleação dos cristais de martensita, seguidos da deformação do plano de hábito. Esse processo é encerrado com uma rotação do conjunto do reticulado cristalino da martensita devido à acomodação das deformações provocadas (CUNHA FILHO, 2002).

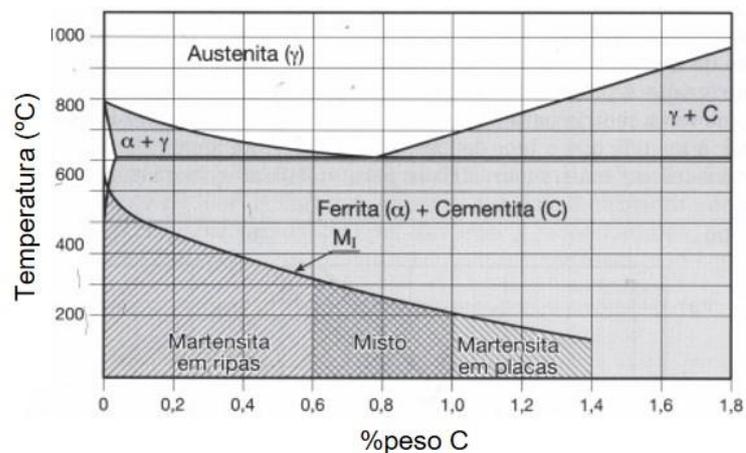
Figura 11. Esquema da mudança de forma produzida durante a transformação martensítica. O vetor “n” representa a normal ao plano de hábito e “d” representa a direção da deformação ocorrida por cisalhamento.



Fonte: Adaptado de Cunha Filho, 2002

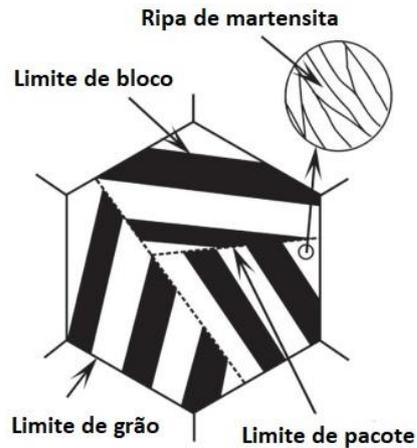
Nos aços de baixo carbono (0,20 %p), o grão austenítico é formado por ripas de martensita de alta densidade de discordâncias, de acordo com o diagrama da Figura 12. Elas se agrupam em vários pacotes e possuem planos de hábito semelhantes, mas diferentes orientações cristalográficas, resultando em uma separação em diferentes blocos, cada um contendo ripas de orientações similares (KITAHARA *et al.*, 2006; MORITO *et al.*, 2006). A Figura 13 mostra uma visão atual sustentada do grão de austenita, ilustrando a divisão em pacotes e as subdivisões em blocos.

Figura 12. Temperatura (°C) de início da transformação martensítica em ligas de Fe-C superpostas ao diagrama de equilíbrio de fases do sistema. As faixas em que cada uma das morfologias da martensita predomina são apresentadas em função do teor de carbono (% em peso).



Fonte: Adaptado de Colpaert & Da Costa, 2018.

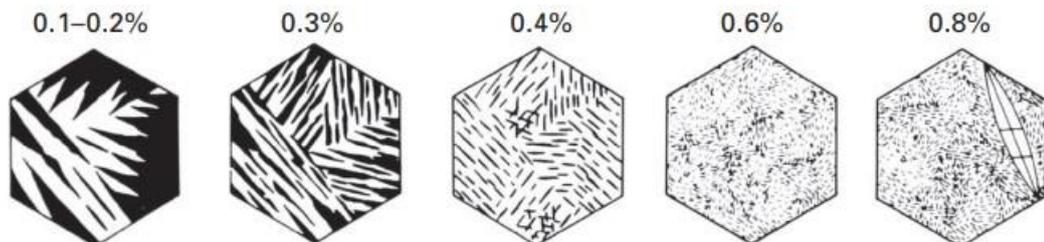
Figura 13. Diagrama esquemático mostrando a morfologia característica da martensita em ripas em um grão de austenita de aço com teor de carbono 0,2% em peso.



Fonte: Adaptado de Maki, 2012

As morfologias de pacotes e blocos do grão austenítico mudam gradualmente com o teor de carbono, como mostrado esquematicamente na Figura 14 (MAKI *et al.*, 1980). Com a elevação no conteúdo de carbono de até cerca de 0,8%p, o pacote e os blocos tornam-se mais finos e, conseqüentemente, mais difíceis de serem identificados. Nas ligas com 0,8% de carbono, espera-se que a martensita em placas também se forme além da martensita ripada.

Figura 14. Diagrama esquemático da mudança ocorrida na morfologia da martensita de ripas em função do teor de carbono (%peso)



Fonte: Adaptado de Maki, 2012

Devido ao baixo teor de C, o mecanismo de endurecimento por solução sólida intersticial não é tão significativo nos aços de baixo carbono (DA COSTA; MEI, 2021). A alta densidade de discordâncias induzida pela transformação austenita-martensita é um fator a ser considerado no mecanismo de endurecimento dos aços de baixo carbono, já que contribui com a elevada resistência mecânica da microestrutura martensítica (ANDRADE CENTENO, 2018). Além disso, o baixo teor de carbono, que contribui com menor formação de cementita no contorno de grão austenítico, aliado à presença do boro, que dificulta a fragilização na têmpera ao evitar a migração do fósforo para os contornos de grãos, tornam alguns aços de baixo carbono aplicáveis na condição temperada e não revenida (DA COSTA; MEI, 2021).

No estado temperado, a martensita formada, além de ser muito dura, é tão frágil que não pode ser utilizada na maioria das aplicações. Além disso, as tensões internas introduzidas durante a têmpera têm efeito enfraquecedor (DE FREITAS, 2019). Diante disso, é empregado um tratamento térmico subsequente que produz mudanças microestruturais e o alívio de tensões geradas durante a têmpera, chamado revenimento. Esse processo baseia-se no aquecimento do aço a temperaturas inferiores a Ac1, por um período específico, e em seguida é resfriado de forma lenta o suficiente para que novas tensões não surjam. Obtém-se, com isso, a redução da dureza e da resistência mecânica e o aumento da ductilidade e da tenacidade (COLPAERT; DA COSTA, 2008).

As transformações ocorridas durante o revenimento podem ser descritas pela seguinte sequência:

- i. Redistribuição dos átomos de carbono, até cerca de 100 °C;
- ii. Precipitação de carbonetos na faixa entre 100 e 300 °C;
- iii. Decomposição da austenita retida em aços de médio e alto carbono na faixa de 200 a 300 °C;
- iv. Acima de 300 °C ocorre o início do processo de recuperação e recristalização da martensita (com eliminação de discordâncias), combinado com o crescimento e esferoidização das partículas de cementita. Resultam em queda da dureza e da resistência mecânica;
- v. Na faixa entre 500 e 650 °C, em aços que contém elementos de liga formadores de carbonetos, pode ocorrer a precipitação de carbonetos destes elementos, favorecendo no aumento da dureza e da resistência mecânica.

2.4 Soldagem a ponto por resistência (RSW)

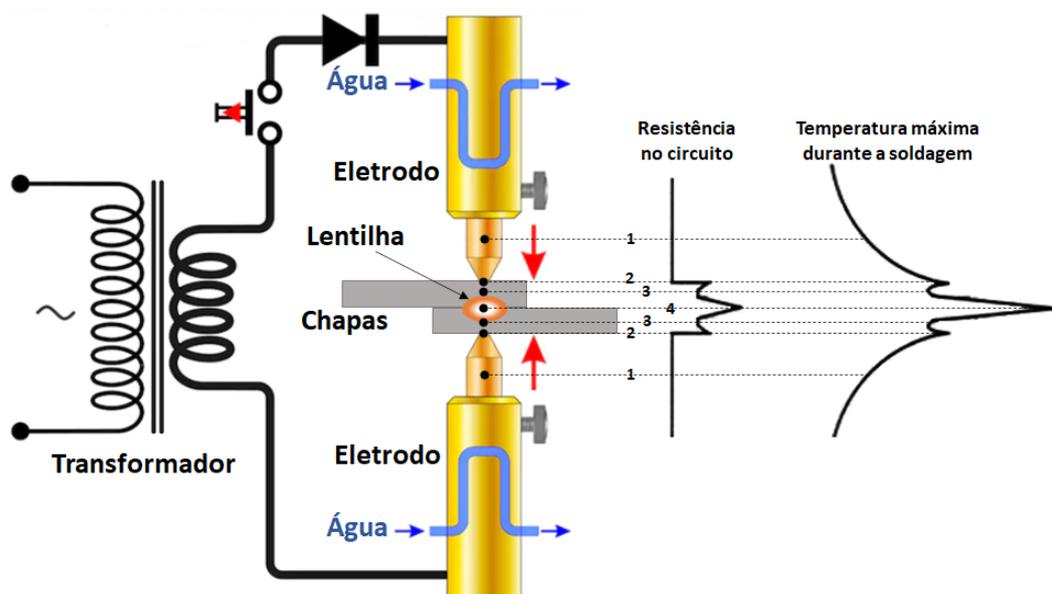
Na carroceria de um automóvel médio, podem ser encontrados entre 4.500 e 6.500 pontos de solda. Visto que as falhas ocorrem frequentemente nas soldas, o cuidado durante a soldagem é um aspecto vital para a integridade das peças estruturais durante uma colisão (CORA; KOÇ, 2014). Portanto, a qualidade, desempenho estrutural, vida útil, projeto de segurança, resistência ao choque, rigidez e integridade de um veículo não dependem apenas das propriedades mecânicas das chapas de aço, mas também da qualidade das soldas (MANLADAN *et al.*, 2017).

A soldagem a ponto por resistência é o principal método de união na indústria automotiva, correspondendo a 90% de todas as juntas de solda em um automóvel (GHATEI KALASHAMI *et al.*, 2020). Faz parte de um grupo de processos nos quais a união de peças metálicas é produzida em superfícies sobrepostas, pressionadas uma contra a outra por meio de eletrodos, até que o calor gerado pela resistência à passagem de corrente elétrica seja suficiente para fundir localmente e soldar a peça. Esse processo envolve aplicação coordenada

dos parâmetros de soldagem, principalmente corrente elétrica e pressão mecânica dos eletrodos, com intensidade e duração adequadas. A pressão exercida pelos eletrodos permite a continuidade do circuito elétrico e o resfriamento da lentilha pelo contato com a peça (MARQUES *et al.*, 2014). O circuito elétrico formado pelo conjunto que contém eletrodos e chapas de aço é constituído por uma série de resistências que possuem uma relação direta com o calor gerado. Através da análise da Figura 15 é possível notar as diversas resistências envolvidas no circuito e a sua relação com a temperatura em cada ponto. Os principais pontos de resistência que constituem o circuito são:

- Ponto 1: resistência elétrica do material que compõe o eletrodo;
- Ponto 2: resistência de contato entre o eletrodo e a chapa. A alta condutibilidade térmica do eletrodo faz com que o calor gerado seja dissipado e, assim, não seja promovida a fusão;
- Ponto 3: resistência elétrica do metal base;
- Ponto 4: resistência elétrica na interface de contato entre as chapas. É o local onde há a maior geração de calor, por possuir a mais elevada resistência elétrica do circuito. Isso faz com que a fusão ocorra e, conseqüentemente, haja a formação da lentilha. Já nas outras regiões, onde a fusão é indesejável, essa produção de calor deve ser minimizada através das condições e parâmetros adequados de soldagem (AURES, 2006).

Figura 15. Resistência elétrica em cada ponto do circuito formado pelo processo RSW, e a temperatura atingida para cada resistência



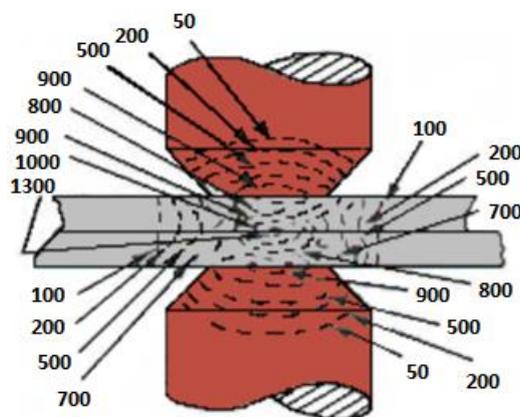
Fonte: O autor

As localidades próximas à zona de fusão são, conseqüentemente, aquecidas a diferentes temperaturas de pico, experimentando diferentes ciclos térmicos e, assim, têm a sua microestrutura alterada. Essas regiões formam a chamada zona afetada pelo calor (ZAC). Diversos fatores podem influenciar de forma dinâmica as características da ZAC, como, por exemplo, aporte de calor, temperatura de pico, tempo de exposição em determinada temperatura e velocidade de resfriamento (MARQUES *et al.*, 2014).

2.4.1 Temperatura de pico (Tp)

Temperatura de pico é a temperatura máxima atingida em uma determinada região durante a soldagem, sendo um forte indicativo da possibilidade de ocorrência de determinadas transformações microestruturais (MARQUES *et al.*, 2014). Prever essas temperaturas pode ajudar a estipular a extensão da ZAC. Messler Jr (2008) acrescenta que as temperaturas máximas atingidas durante a soldagem diminuem com o distanciamento da zona fundida e que, enquanto pontos mais próximos da solda já se encontram em resfriamento, os mais distantes ainda podem estar em aquecimento, o que causa tensões de tração e compressão no material. A Figura 16 ilustra os pontos com as temperaturas instantâneas estimadas durante a finalização da solda por RSW.

Figura 16. Temperaturas instantâneas atingidas na finalização da soldagem por RSW em °C.



Fonte: Adaptado de Aures, 2006.

2.4.2 Zona afetada pelo calor (ZAC)

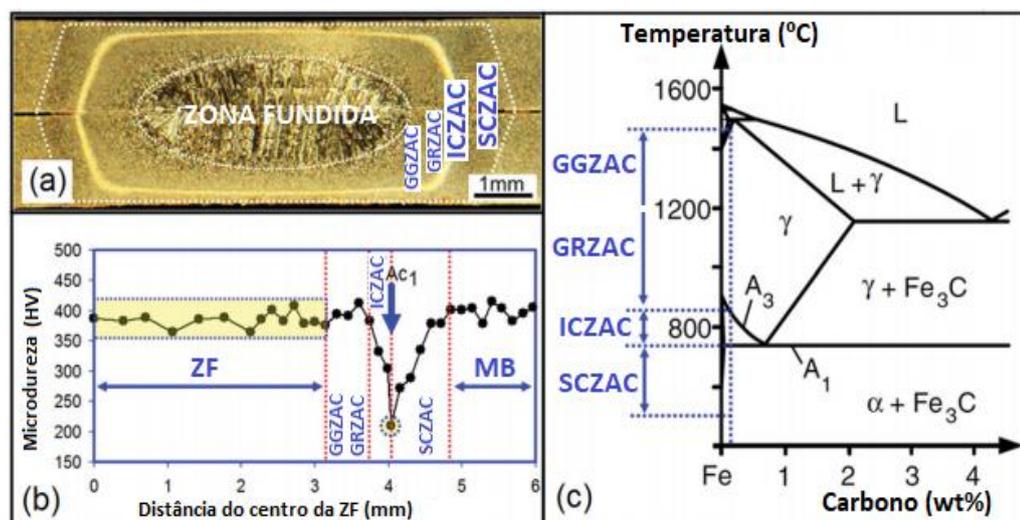
A zona afetada pelo calor é uma região do metal de base que não fundiu, mas experimentou elevadas temperaturas de pico e foi submetida a ciclos térmicos suficientes para causar alterações microestruturais (SILVA, 2018). As características dessa região dependem, principalmente, do tipo de metal de base e da sua temperabilidade, e do processo e procedimento de soldagem, inclusive das velocidades de resfriamento e dos aportes de calor impostos (CHAVEZ; FRANKO, 2011). Da Silva (2010) acrescenta que a espessura do material é

também um fator a ser considerado na microestrutura final da ZAC e nas transformações nela ocorridas e, juntamente com o aporte térmico de soldagem, pode influenciar na temperatura de pico e nos tempos de permanência nas respectivas temperaturas.

O que se espera da ZAC, assim como de qualquer região da solda, é que apresente microestruturas e propriedades mecânicas compatíveis com o metal de base, a fim de não comprometer o desempenho em serviço do material (ANDIA, 2012). Conhecer a composição química do aço, a microestrutura inicial e compreender a influência das diferentes repartições térmicas durante a soldagem pode ajudar a prever a microestrutura final e o perfil de dureza da ZAC (LUENGAS, 2017).

Dancette *et al.* (2011) utilizaram a simulação por elementos finitos, por meio do *software* SORPAS®, para determinar o ciclo térmico experimentado durante a soldagem por RSW de aços *dual phase* e, logo em seguida, aplicaram esses parâmetros no estudo da ZAC, através da simulação termomecânica com a Gleeble®. Com isso, investigaram as regiões subcríticas (SCZAC) e de grãos grosseiros (GGZAC). Já Santos *et al.* (2019), além da região de grãos grosseiros em 1200 °C, experimentaram também a temperatura de pico intercrítica de 900 °C para o aço inoxidável austenítico 316L, com o uso da plataforma Gleeble®. O ciclo térmico foi realizado sem resfriamento forçado, com taxa de 20°C/s. Liang *et al.* (2016) observaram a região de grãos refinados (GRZAC) durante o seu trabalho, após analisarem os resultados microestruturais da ZAC gerada pelo processo de soldagem a ponto por resistência dos aços 22MnB5 e HSLA350, variando apenas o parâmetro corrente de soldagem. A Figura 17 apresenta as sub-regiões da ZAC e o diagrama ferro-carbono com as faixas de temperatura atingidas por cada uma delas, e correlaciona essas regiões com resultados de microdureza.

Figura 17. Sub-regiões da ZAC: (a) macroestrutura da lentilha de solda por RSW, (b) perfil de dureza do aço MS 1400 soldado por RSW e (c) diagrama de fase Fe-C com as faixas de temperatura correspondentes a GGZAC, GRZAC, ICZAC e SCZAC



Fonte: Adaptado de Tamizi *et al.*, 2017

2.4.2.1 *Região de grãos grosseiros (GGZAC)*

É a região adjacente à zona fundida e, devido a elevada temperatura atingida, a estrutura austenítica sofre um considerável crescimento dos grãos, que dependerá, principalmente, do tipo do aço e do aporte de energia. Quanto maior a energia de soldagem, mais grosseira será a granulação. Esse tamanho elevado de grãos austeníticos dificulta a sua transformação durante o resfriamento, elevando, assim, sua temperabilidade (MARQUES *et al.*, 2014). É considerada a região da ZAC mais suscetível a problemas, pois geralmente acarreta dureza elevada, perda de tenacidade e alta suscetibilidade à formação de trincas (DA SILVA, 2010; MARQUES *et al.*, 2014). Elevadas taxas de resfriamento, particularmente em aços ligados ou de alto carbono, resultam em microestrutura totalmente martensítica (BORBA, 2019; MARQUES *et al.*, 2014).

2.4.2.2 *Região de grãos refinados (GRZAC)*

Compreende a porção da solda que sofreu temperatura de pico ligeiramente superior à temperatura de transformação Ac3. Considerando-se que o mecanismo de formação da austenita ocorre preferencialmente nos pontos de maior energia, essa região apresenta crescimento de grão relativamente lento quando comparado a GGZAC. Além disso, como a maioria dos carbonetos e nitretos ainda se encontra presente, funcionando como elementos de ancoragem ao movimento dos contornos de grão, o grão austenítico final apresenta tamanho reduzido (ANDIA, 2012; CARVALHO, 2016).

2.4.2.3 *Região intercrítica (ICZAC)*

Região onde o material sofre transformação parcial da microestrutura original em temperaturas de pico que variam entre Ac1 e Ac3. Já que a temperatura de transformação completa da ferrita em austenita (Ac3) não foi atingida, somente uma parte do material é austenizado, o que resulta em uma microestrutura ferrítico-martensítica (ZHOU *et al.*, 2014). Sendo assim, a microestrutura resultante após o ciclo térmico é difícil de prever, determinando regiões de propriedade mecânica heterogênea (BORBA, 2019; MARQUES *et al.*, 2014). Levando em consideração a taxa de resfriamento e a composição química, as regiões ricas em carbono podem estar associadas à formação do constituinte martensita, configurando, dessa forma, em localidades de baixa tenacidade da ICZAC (BORBA, 2019).

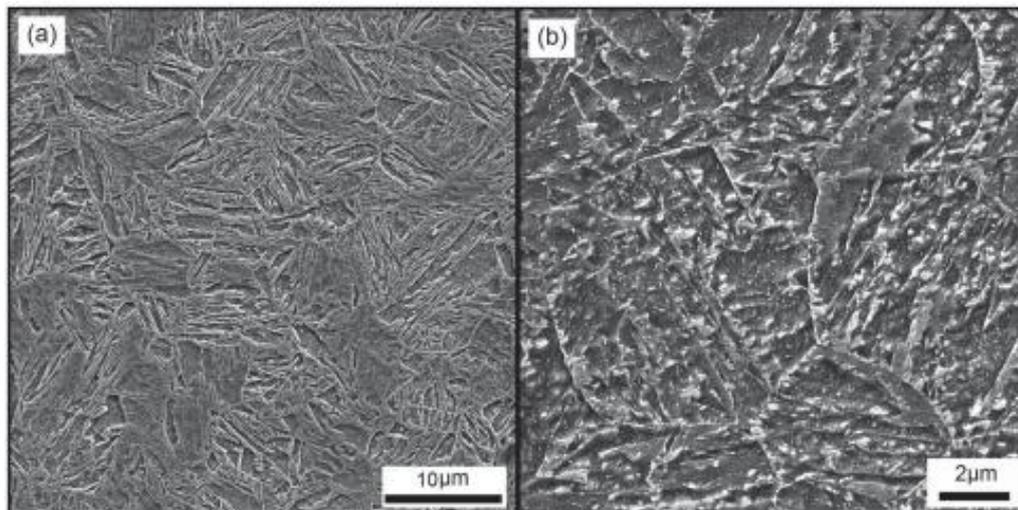
2.4.2.4 *Região subcrítica (SCZAC)*

A região subcrítica é a zona do metal de base aquecida a temperaturas inferiores a Ac1 e, por isso, não sofre transformações de fases. Os constituintes microestruturais e os grãos austeníticos apresentam morfologias semelhantes aos verificados no metal de base. Em aços de microestrutura ferrítica-perlítica, podem ser verificadas regiões com esferoidização da

perlita. Já, no caso de aços temperados, esta região pode sofrer revenimento, acarretando redução da microdureza e da resistência mecânica (BORBA, 2019).

Tamizi *et al.* (2017) estudaram os resultados metalúrgicos e modos de falhas das sub-regiões da ZAC do aço martensítico MS 1400 soldado por RSW, conforme apresentado na Figura 18a. Verificou-se que durante o ciclo térmico de soldagem não houve a formação de austenita na região que atingiu temperaturas abaixo de A_{c1} , mas a martensita sofreu revenimento, determinando, assim, a zona subcrítica, ilustrada na Figura 18b. Liang *et al.* (2016) também observaram esse efeito na ZAC subcrítica ao estudarem a soldagem dissimilar por RSW entre os aços 22MnB5 e HSLA 350. Foi revelada uma redução considerável da dureza nesta região, em relação ao metal de base, e esse efeito foi atribuído ao revenimento da martensita.

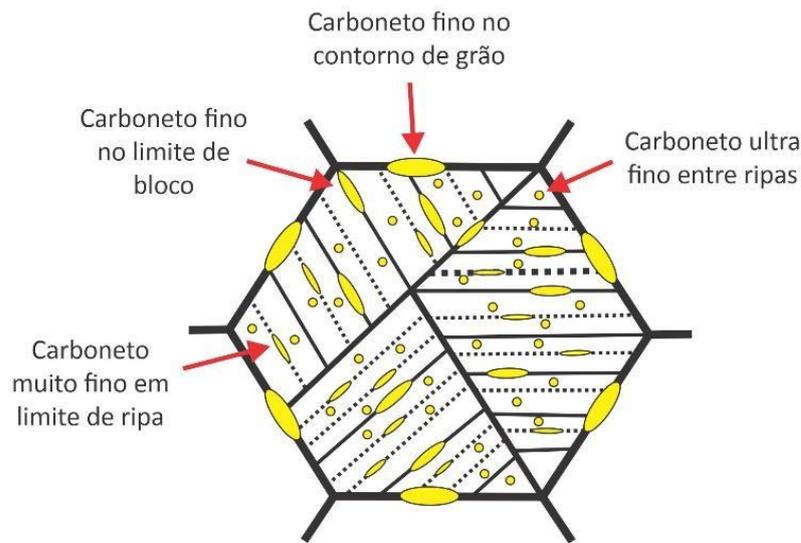
Figura 18. Microestrutura do (a) metal de base e (b) região subcrítica da ZAC.



Fonte: Adaptado de Tamizi *et al.*, 2017.

Liang *et al.* (2016) e Tamizi *et al.* (2017) identificaram, ainda, características importantes na SCZAC, tais como precipitação de carbonetos finos nos contornos de grãos de austenita e contornos de blocos martensíticos, precipitação de carbonetos muito finos em contornos de ripas martensíticas e precipitação de carbonetos ultrafinos no interior das ripas. A Figura 19 ilustra essas localidades do grão austenítico após o revenimento não isotérmico. A precipitação dessas partículas pode ser atribuída à nucleação e crescimento de carbonetos, por meio da difusão de carbono da martensita supersaturada.

Figura 19. Estrutura martensítica temperada durante o revenimento não isotérmico do processo RSW.



Fonte: Adaptado de Tamizi et al., 2017.

2.5 Simulação da ZAC

Diante do avanço tecnológico dos processos de soldagem, acompanhado do desenvolvimento de novos aços, prever os resultados microestruturais e as propriedades mecânicas dos materiais soldados torna-se indispensável para garantir a qualidade e a confiabilidade da junta soldada (ANDIA, 2012). Devido a isso, regiões estreitas e problemáticas como a ZAC, propícias, muitas vezes, à propagação de trincas e à ocorrência de falhas, são grandes alvos de estudos por meio de simulações (SILVA, 2018). Borba (2019) justifica que é difícil correlacionar o efeito de determinados constituintes e de características específicas de cada região com os resultados mecânicos em uma solda real, devido às sub-regiões da ZAC se apresentarem extremamente pequenas e heterogêneas. Acrescenta, ainda, que os métodos de simulação dos ciclos térmicos de soldagem são ferramentas importantes para prever o comportamento da ZAC, por serem de baixo custo e de satisfatória reprodutibilidade, aliados a respostas rápidas e relativamente confiáveis. Levando em consideração que cada processo de soldagem tem as suas particularidades e necessita de diferentes parâmetros de regulagem, conhecê-los se torna indispensável para o sucesso da técnica (BORBA, 2019; LUNDIN; ZHOU, 2009).

As simulações numéricas são realizadas através de *softwares* dedicados, como, por exemplo, ANSYS®, Abaqus®, SysWeld® e SimufactWeld®, que possibilitam modelar fenômenos físicos por meio do processamento numérico. Já os simuladores físicos ou termomecânicos, como, por exemplo, Gleeble®, apresentado na Figura 20, e SmitWeld utilizam-se apenas de processamento e aquisição de dados, de forma que a amostra pode ser encaminhada para ensaios metalográficos e mecânicos após a conclusão da simulação (BORBA, 2019; CARVALHO, 2016; DA SILVA, 2010).

Figura 20. Sistema Gleeble®540



Fonte: O autor

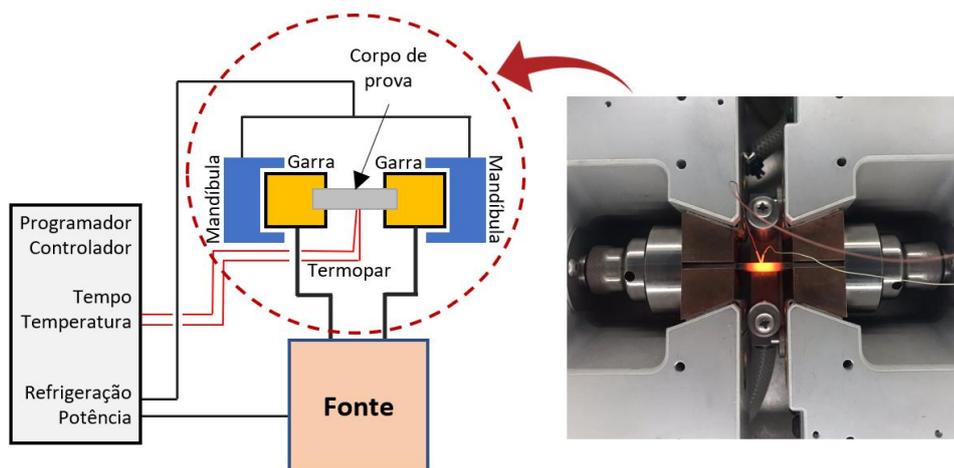
Borba (2019) afirma que, mesmo com uma quantidade considerável de *softwares* numéricos exclusivos para soldagem da ZAC, os fenômenos metalúrgicos e sua influência nas propriedades resultantes da solda são melhor representados através da simulação física. Isso se deve, principalmente, à possibilidade de reproduzir em escala laboratorial regiões características da ZAC muito mais largas do que as obtidas na soldagem real, facilitando a visualização e a realização dos ensaios (LUENGAS, 2017; SILVA, 2018).

O primeiro simulador físico de ciclos térmicos foi construído após a 2ª Guerra Mundial, em 1949, com a necessidade de estudar o comportamento frágil e a baixa ductilidade da ZAC ocorridas em aços considerados de alta resistência na indústria naval. Porém, a consistência dos dados ainda era duvidosa, pois os resultados da simulação se apresentavam, na maioria das vezes, discrepantes em relação às soldas reais. Com isso, estudos aprofundados sobre os fenômenos físicos ocorridos durante a técnica revelaram que gradientes térmicos afetavam a capacidade da rede cristalina em acomodar as micro-deformações geradas durante as transformações de fase. Diante da problemática, o simulador foi equipado com um sistema mecânico capaz de acomodar adequadamente deformações dos corpos de prova expostos ao ciclo térmico, o que trouxe maior confiabilidade aos resultados (MANDZIEJ, 2010). Surgiu, a partir daí, produzido pela *Dynamic Systems Inc.*, o simulador termomecânico Gleeble®, que, a princípio, mostrou-se como uma ferramenta exclusiva para o estudo da soldabilidade, mas que evoluiu para uso em diversos processos industriais, como, por exemplo, conformação a quente, fusão, solidificação, sinterização, dilatométrica, fluência, tratamentos térmicos diversos, entre outros (GLEEBLE®, 2010). Por exemplo, Forrest & Sinfield (2008) utilizaram a Gleeble®3800 para estudar os ciclos de deformação resultantes da torção durante a soldagem por fricção em um aço HSLA. Já Bradas̃kja *et al.* (2008) simularam as micro e macroestruturas resultantes da solidificação e resfriamento do aço S355J2 com a Gleeble®1500D. Shi & Han

(2008), Bayraktar & Kaplan (2004), Matsuda *et al.* (1996), Tian *et al.* (1996) também estudaram a microestrutura e a tenacidade da ZAC com o uso do simulador termomecânico.

A Gleeble® é um sistema servo-hidráulico que processa os dados com auxílio de módulo para aquisição, leitura e transferência de dados através de uma interface computacional. A máquina é equipada com uma câmara a vácuo ou de atmosfera controlada que auxilia no alcance de taxas elevadas de aquecimento e resfriamento, a fim de reproduzir condições térmicas e mecânicas vivenciadas pelo material durante o processamento real (GLEEBLE®, 2018; MANDZIEJ, 2010; SILVA, 2018). As garras, geralmente de cobre, servem para conter diferentes tipos de corpos de prova e fazem parte de um circuito elétrico e, ainda, associadas às mandíbulas refrigeradas a água, contribuem para taxas de resfriamento elevadas (GLEEBLE®, 2018). O ciclo térmico é monitorado e controlado pelo *software* da máquina, que recebe as informações coletadas pelos termopares soldados ao corpo de prova (LUENGAS, 2017). A Figura 21 apresenta os principais componentes do simulador Gleeble®.

Figura 21. Representação esquemática do simulador termomecânico Gleeble®540



Fonte: Adaptado de Santos *et al.*, 2019

É possível a escolha de um dos cinco modelos matemáticos (F(s,d), Hannerz, Rykalin-2D, Rykalin-3D e Rosenthal) para reproduzir o ciclo térmico a ser imposto ao material. O modelo escolhido deve ser compatível com os parâmetros das soldas reais e, por isso, apresenta aumento da complexidade à medida que é elevada a quantidade de variáveis impostas ao processo (ANDIA, 2012; LUENGAS, 2017). Rykalin é o que exige a maior quantidade de variáveis, sendo a temperatura de pico um dado de entrada exclusivo do método. É o modelo matemático mais indicado para chapas finas, nesse caso o Rykalin-2D, pois o fluxo de calor é limitado de acordo com a espessura do corpo de prova. Seguindo o mesmo raciocínio, o Rykalin-3D é ideal para chapas grossas, já que considera a existência de um fluxo tridimensional, o que torna o valor da espessura um parâmetro desnecessário durante a configuração (ANDIA, 2012).

2.6 Temperaturas de transformação Ac1 e Ac3

Definir as temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 é fundamental para a reprodução de ciclos térmicos vivenciados na ZAC, pois a determinação de cada sub-região é dependente delas, conforme apresentado no Quadro 2.

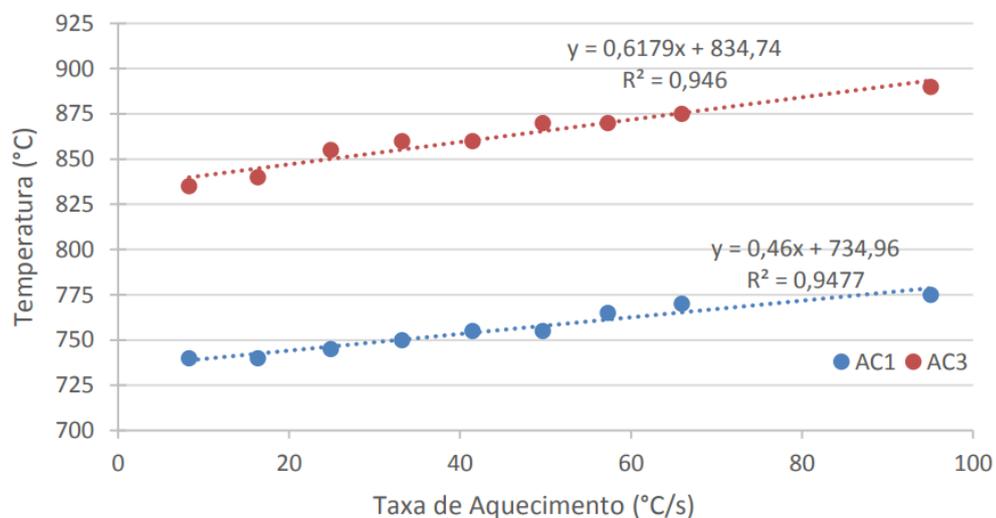
Quadro 2. Relação entre as temperaturas de transformação e as sub-regiões da ZAC

Sub-região da ZAC	Temperatura de Pico (Tp)
Região subcrítica (SCZAC)	$T_p < A_{c1}$
Região intercrítica (ICZAC)	$A_{c1} < T_p < A_{c3}$
Região de grãos refinados (GRZAC)	$T_p > A_{c3}$
Região de grãos grosseiros (GGZAC)	$T_p \gg A_{c3}$

Fonte: Adaptado de Borba, 2019

Ximenes (2018) estabeleceu uma relação importante entre as temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 com a taxa de aquecimento para o aço 22MnB5, criando, a partir daí, equações empíricas. Com isso, ele provou que há uma proporcionalidade direta entre essas variáveis, ou seja, à medida que a taxa de aquecimento é elevada, as temperaturas Ac1 e Ac3 também aumentam em proporção equivalente. O gráfico da Figura 22 mostra essa linearidade, mas é necessária cautela ao utilizar essas equações para taxas elevadas como as ocorridas no processo RSW, já que levariam a valores impraticáveis de Ac1 e Ac3.

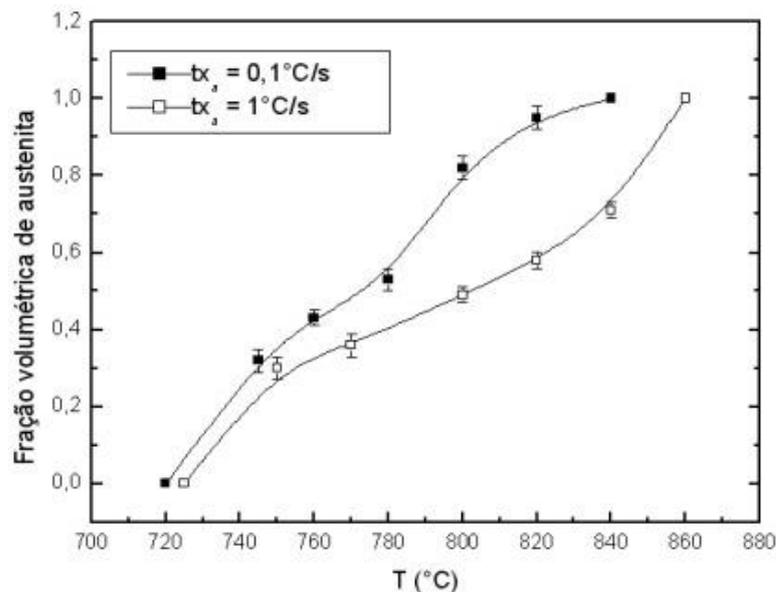
Figura 22. Relação entre as temperaturas de transformação Ac1 e Ac3 com a taxa de aquecimento



Fonte: Adaptado de Ximenes, 2018

A explicação para a interdependência das temperaturas Ac_1 e Ac_3 com a taxa de aquecimento pode estar relacionada com a força motriz termodinâmica necessária para que ocorra a transformação difusional durante o aquecimento contínuo. Sobretudo, para taxas de aquecimento elevadas, o tempo necessário para iniciar a transformação difusional em austenita diminui, o que provoca o aumento da força motriz termodinâmica para o início da transformação, acarretando elevação das temperaturas críticas Ac_1 e Ac_3 (LOPES, 2012). Oliveira *et al.* (2017) acrescentam que a cinética e evolução microestrutural da formação da austenita é influenciada pela composição química, microestrutura inicial e taxa de aquecimento. Já outro efeito da taxa de aquecimento está associado a fração volumétrica da austenita formada, que aumenta com a redução da taxa de aquecimento. O motivo pode estar associado ao tempo de difusão do carbono na fase γ ser maior para taxas de aquecimento menores, fazendo com que, nesse caso, a quantidade de austenita formada seja superior. Na Figura 23 é possível verificar que para taxas de aquecimento menores ($0,1 \text{ }^\circ\text{C/s}$), a fração volumétrica de austenita formada é maior do que a relacionada a taxas maiores ($1,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$) (LOPES, 2012; OLIVEIRA *et al.*, 2007).

Figura 23. Fração volumétrica de austenita formada em função da temperatura, para taxas de aquecimento $0,1 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e $1,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

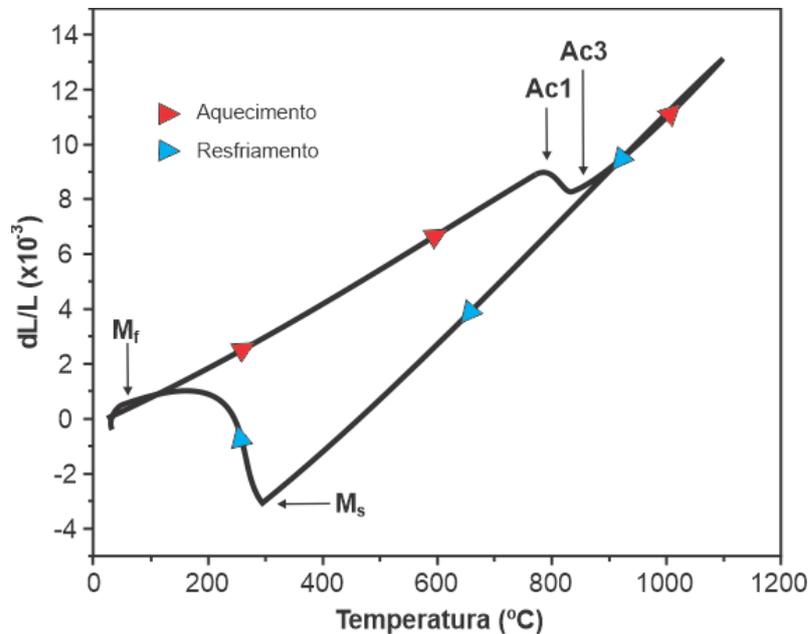


Fonte: Adaptado de Lopes, 2012.

Diversos métodos podem ser utilizados para a definição das temperaturas de transformação em função das taxas de aquecimento. Nos trabalhos de Dancette *et al.* (2011) e Andia (2012) equações empíricas ajudaram neste propósito. Já Luengas (2017), Luengas, Morejón *et al.* (2016) e Rezayat *et al.* (2019) utilizaram o método de elementos finitos (FE). Finalmente Borba (2019), Carvalho (2016), Da Silva (2010) determinaram Ac_1 e Ac_3 através da dilatometria. A Figura 24 ilustra o dilatograma obtido no trabalho de Mariano *et al.* (2007)

para o aço inoxidável martensítico 13Cr4Ni0,1C após aquecimento com taxa de 0,33 °C/s até a temperatura de 1100 °C, seguido de resfriamento com taxa de 30 °C/s até a temperatura ambiente. No aquecimento, é possível observar uma expansão volumétrica relativamente linear, relacionada com o coeficiente de expansão térmica do aço. Em seguida é iniciada uma contração volumétrica devido à mudança microestrutural de CCC para CFC, caracterizando o começo da formação da austenita (Ac1). O final dessa transformação se dá em Ac3, correspondendo ao ponto da curva onde a deformação se torna linear novamente. Durante o resfriamento, é verificada uma expansão volumétrica devido à transformação martensítica (transformação de CFC em TCC), a qual foi iniciada em M_s e concluída em M_f (CHRISTIEN *et al.*, 2013).

Figura 24. Dilatograma obtido após aquecimento com taxa de 0,33 °C/s até 1100 °C e resfriamento com taxa de 30 °C/s até a temperatura ambiente para o aço 13Cr4Ni0,1C



Fonte: Adaptado de Mariano *et al.*, 2007

2.7 Trabalhos correlatos sobre simulação

A Tabela 2 apresenta alguns exemplos de métodos e parâmetros aplicados na reprodução de ciclos térmicos correspondentes à soldagem a ponto por resistência. Métodos que envolvem simulação física, simulação numérica, técnicas de dilatométrica e aplicação de equações empíricas foram utilizados isoladamente ou combinados para uma variedade de aços.

Tabela 2. Trabalhos publicados sobre simulação física e numérica, e os métodos e parâmetros utilizados

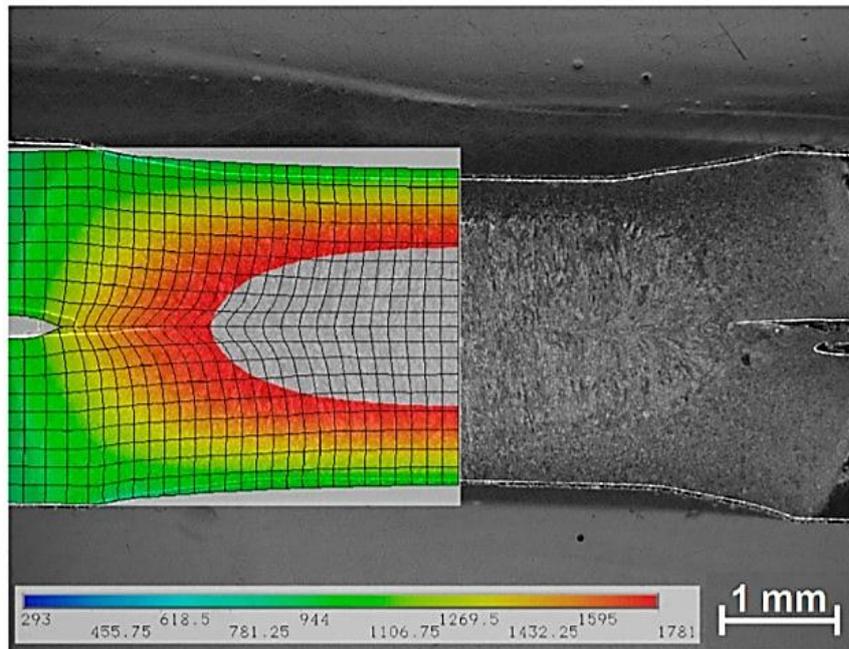
Autor	Método de simulação	Material	Aporte térmico kJ/cm	Ac1/Ac3 °C	Método para definir Ac1 e Ac3	Tpico °C	Taxa aquecimento °C/s	Δt8/5 s	Taxa resfriamento °C/s
AMARAL, 2016	Gleeble® 3500	Sincron BHS 450M	—	704 / 892	Dilatometria	1300	90	4; 10; 25; 70	75; 30; 12; 4,3
ANDIA, 2012	Gleeble® 3800	API 5L X80	12; 25; 30; 40	713 / 874	Equação Empírica	1350	200	15	6
BORBA <i>et al.</i> , 2019	Gleeble®	Aço convencional	4; 12; 50; 80; 180; 330	761 / 931	Dilatometria	1350	100	2; 6; 10; 30; 150; 500	130; 50; 30; 10; 2; 0,5
CARVALHO, 2016	Gleeble® 3800	API 5L X80MS	15; 20; 25; 30	734 / 920	Dilatometria	1400	500	—	—
DA SILVA, 2010	Gleeble® 3500	Aço Naval e Offshore	20	782 / 936	Dilatometria	1350	450	19	16
DANCETTE <i>et al.</i> , 2011	Gleeble® 3500	DP 450/980	—	712 / 821	Equação Empírica	700; 1200	2.000	—	8; 15; 350; 400; 600
KAARS <i>et al.</i> , 2018	JMatPro®	22MnB5 temperado	—	795 / 940	Dilatometria	300; 700; 800; 1200	727	—	—
LU <i>et al.</i> , 2018	Gleeble® 3801	Usibor®1500	—	714 / 823	Dilatometria na Gleeble	350; 400; 500; 650	792	—	1509
LUENGAS <i>et al.</i> , 2016	Gleeble® 3800	Duplex SAF 2205	15; 30	NI / NI	Elementos Finitos (FE)	1350	350	42,5; 169,8	7; 1,8
LUENGAS, 2017	Gleeble® 3800	UNS32304; 32205; 32750	15; 20; 25; 30	NI / NI	Elementos Finitos (FE)	1350	350	42,6; 75,8; 118,4; 170,5	7; 4; 2,5; 1,8
NADERI <i>et al.</i> , 2008	Dilatômetro Baehr 805	22MnB5	—	720 / 880	Dilatometria	—	5	—	25; 100
OLIVEIRA <i>et al.</i> , 2017	Gleeble® 3800	API 5L X100	5; 15; e 30	740 / 956	Dilatometria e FE	1350	200	5,5; 17,7; 38,4	54,5; 16,9; 8,1
REZAYAT <i>et al.</i> , 2019	Gleeble® 3801	Aços DP e Martensíticos	—	725 / 862	Elementos Finitos (FE)	350; 500; 650; 760; 950; 1250	1.350	0,22	1350

Fonte: Base de dados ScienceDirect®

O objetivo do trabalho de Kaars *et al.* (2018) foi complementar os envelopes de dados operacionais disponíveis para o aço 22MnB5 no estado martensítico, por meio de medições, computação numérica e revisão da literatura. Para isso, chapas de aço 22MnB5 recozido foram temperadas em um dilatômetro. Em seguida, as amostras tratadas termicamente passaram por testes de tração a quente em temperaturas de pico de 300 °C, 700 °C, 800 °C e 1200 °C, com o objetivo de determinar curvas de força-alongamento e, por meio de equações empíricas extraídas da literatura, convertê-las em curvas de tensão-deformação. Com o *software* numérico JMatPro®, foram estudadas a composição das fases e as propriedades físicas do material na condição de aquecimento ocorrida durante o teste de tração a quente. Por último, a soldagem a ponto por resistência foi realizada com parâmetros testados na simulação numérica. Os resultados da simulação com o JMatPro® apresentaram boa concordância com os dados experimentais e compilados da literatura quanto às propriedades físicas (módulo de elasticidade, densidade de massa, calor específico e condutividade térmica). Foi verificado, também, que a curva de crescimento de lentilhas de solda, calculada

numericamente, teve equivalência com os resultados experimentais da soldagem real, caracterizando mais um item relevante para a validação das curvas de tensão de fluxo a quente e dos dados termofísicos apresentados. A Figura 25 compara a geometria da lentilha de solda gerada pelo *software* numérico com a lentilha decorrente da soldagem real, destacando os gradientes de temperatura envolvidos no processo.

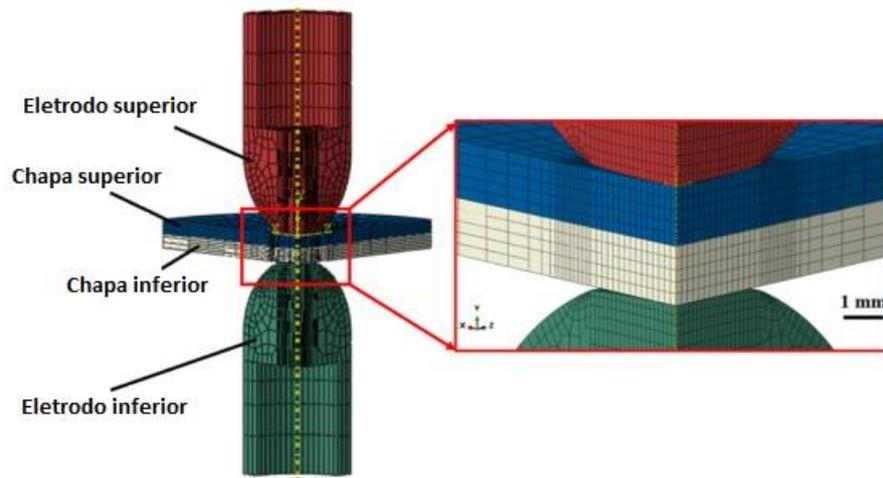
Figura 25. Distribuição de temperatura em Kelvin (K) calculada pelo *software* numérico JMatPro® no final do fluxo de corrente (à esquerda); e a macroestrutura da lentilha de solda gerada por RSW (à direita).



Fonte: Adaptado de Kaars et al., 2018

Lu *et al.* (2018) criaram um modelo eletro-termo-mecânico que incorpora uma fórmula matemática de resistência de contato elétrico retirada da literatura, para o aço ao boro Usibor® 1500 (nome comercial do aço 22MnB5 produzido pela empresa ArcelorMittal) estampado a quente. Uma soldagem real pelo processo RSW foi executada para a união de duas chapas sobrepostas desse aço. A plataforma Gleeble® 3800 foi utilizada na função dilatometria para determinação das temperaturas de transformação Ac1 e Ac3, resultando em 714 °C e 823 °C, respectivamente. Baseado nesses valores, temperaturas de pico correspondentes a região subcrítica da ZAC (SCZAC) foram definidas entre 350 °C e 650 °C e, posteriormente, simuladas fisicamente com taxa de aquecimento de 792 °C/s e de resfriamento de 1.509 °C/s. No *software* numérico Abaqus®, foram empregadas equações que relacionam a resistência elétrica de contato eletrodo/chapa e chapa/chapa em função das variáveis corrente elétrica, diferença de potencial elétrico, pressão do eletrodo e temperatura na interface. A Figura 26 ilustra a geometria e malha do modelo numérico apresentado por Lu *et al.* (2018).

Figura 26. Geometria e malha gerada no software Abaqus® para soldagem RSW em aços Usibor® 1500.

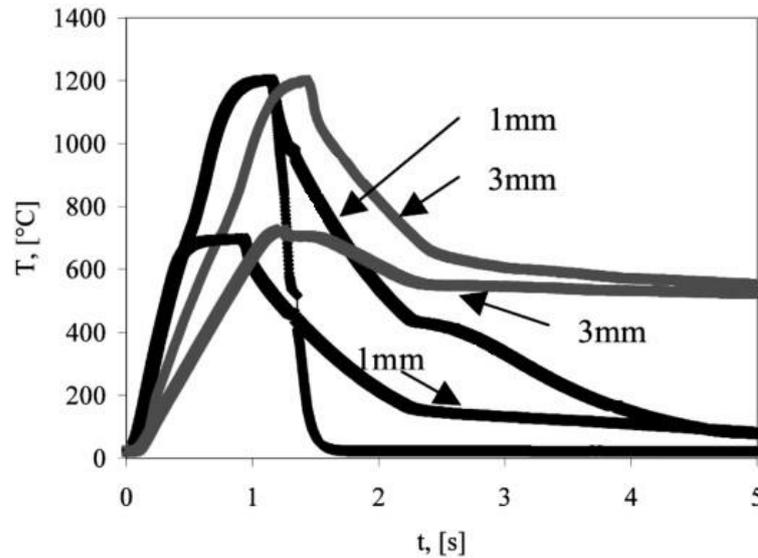


Fonte: Adaptado de Lu et al., 2018

As curvas térmicas geradas pelo Abaqus® foram empregadas para prever o perfil de dureza local no SCZAC, com base na cinética de revenimento descrita pela equação não isotérmica de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Como resultado microestrutural, tanto da soldagem real por RSW quanto da simulação física com a Gleeble®, foi verificado que o revenimento da martensita é mais significativo em temperaturas mais próximas a Ac1 e, conseqüentemente, há uma redução significativa da dureza em relação ao metal de base. O perfil de dureza previsto pela equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov foi consistente ao medido experimentalmente na região SCZAC, o que foi considerado um parâmetro importante para prever a extensão do revenimento. Considerando que os resultados da simulação numérica corresponderam bem aos resultados experimentais, o modelo eletro-termo-mecânico foi validado.

Dancette *et al.* (2011) propuseram, através do software SORPAS®, a simulação numérica do processo de soldagem RSW nos aços DP450 e DP980, com o intuito de determinar os ciclos térmicos experimentados na solda, analisando o efeito da espessura da chapa na magnitude das taxas de aquecimento e de resfriamento. Eles consideraram as resistências elétricas e térmicas nas interfaces chapa/chapa e eletrodo/chapa, convecção natural no ambiente, transferência de calor devido ao resfriamento por água e os parâmetros de soldagem como condições de contorno. Em seguida, esses mesmos ciclos térmicos foram experimentados em um modelo termomecânico com a plataforma Gleeble®3500, a fim de investigar as microestruturas resultantes, os comportamentos constitutivos e a ocorrência das transformações de fase, associando-as às condições de soldagem, zonas das soldas e metal de base. Como pode ser visto na Figura 27, foram simuladas por Dancette *et al.* (2011) as temperaturas de pico de 700 °C e 1200 °C através da plataforma Gleeble®, correspondentes às regiões subcrítica (SCZAC) e de grãos grosseiros da ZAC (GGZAC), respectivamente, para chapas de 1,0 mm e 3,0 mm de espessura.

Figura 27. Ciclos térmicos simulados com a Gleeble® para temperaturas de pico de 700 °C e 1200 °C em chapas de 1,0 mm e 3,0 mm de espessura.



Fonte: Adaptado de Dancette et al., 2018

No resultado da simulação numérica, foi verificado que o ciclo térmico vivenciado por chapas finas (1,0 mm de espessura) foi caracterizado por taxas de aquecimento e resfriamento muito altas, resultando em um curto período de tempo em temperatura acima de 900 °C. Já as chapas grossas (3,0 mm de espessura) acarretaram taxas de aquecimento e resfriamento mais baixas, o que contribuiu para um maior tempo em elevada temperatura e proporcionou a ocorrência de fase difusional. Na simulação física, o revenimento da martensita foi mais evidente na SCZAC do aço DP980, o que levou a redução significativa da resistência à tração e aumento da ductilidade. Para esse mesmo aço, a redução da dureza foi mais pronunciada para o ciclo térmico ocorrido na chapa de 3,0 mm de espessura, devido ao maior tempo em temperatura subcrítica. A baixa quantidade de martensita identificada no ensaio microestrutural do aço DP450 tornou-o pouco sensível ao efeito térmico do revenimento da martensita na SCZAC. Entretanto, na GGZAC do aço DP450, baixas taxas de resfriamento atingidas durante o experimento com chapas grossas promoveram a formação de microestruturas com dureza reduzida em comparação com a martensita. Dancette *et al.* (2011) concluíram que os comportamentos constitutivos locais da ZAC, obtidas por simulação numérica e física, proporcionaram boa correlação com resultados de soldas reais.

Apesar da utilização da simulação física nos artigos expostos na Tabela 2, tratam-se de metodologias e objetivos diferentes dos propostos neste trabalho. Por exemplo, Lu *et al.* (2018) estudaram com a plataforma Gleeble® somente a região subcrítica para o aço 22MnB5 e utilizaram a função dilatométrica da Gleeble® para definir Ac1 e Ac3; Rezayat *et al.* (2019) simularam os ciclos térmicos correspondentes a cada sub-região da ZAC com uso da Gleeble®, para os aços *dual phase* e martensíticos e a determinação das temperaturas de transformação se deu a partir de equações empíricas. Eles empregaram a simulação numérica com o

SORPAS® para gerar os envelopes operacionais utilizados na simulação física e na soldagem real; Andia (2012) aplicou o estudo da GGZAC nos aços API 5L X80, através da plataforma Gleeble®, variando o parâmetro aporte térmico; Luengas (2017) e Luengas *et al.* (2017) também simularam fisicamente a GGZAC, mas, dessa vez, para aços inoxidáveis duplex. Estudaram a influência do aporte térmico e da taxa de resfriamento nas frações volumétricas das fases obtidas e definiram as temperaturas Ac1 e Ac3 através da simulação numérica.

Portanto, através do estudo de trabalhos correlatos, pode-se verificar que há uma diversidade de combinações de parâmetros de processo e metodologias. Mas nenhuma delas utilizou a determinação de envelopes operacionais a partir da compilação de dados da literatura para a parametrização da plataforma Gleeble® para o aço 22MnB5. Um outro fator relevante é que este trabalho busca estudar todas as sub-regiões da ZAC do aço em estudo, o que não foi verificado em nenhuma publicação. Diante do aqui exposto, este trabalho pode agregar como um método relevante e pouco discutido sobre a temática da simulação física da zona afetada pelo calor do aço 22MnB5. Os resultados obtidos poderão ser de grande valia para o setor automotivo, já que partiram de um método alternativo para predição microestrutural da ZAC com viabilidade técnica discutida.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram reproduzidos ciclos térmicos de soldagem por meio do simulador termomecânico Gleeble®540, pertencente ao laboratório de ensaios mecânicos do SENAI CIMATEC (Salvador, BA), através da variação da temperatura de pico (T_p) para valores equivalentes aos atingidos nas subzonas da ZAC dos processos de soldagem a ponto por resistência.

Uma análise do problema de pesquisa foi realizada, de acordo com o Quadro 3, levando em consideração a problemática da imprevisibilidade do processo de soldagem quanto aos resultados microestruturais da ZAC. Os parâmetros de soldagem foram definidos através da coleta de dados extraídos da literatura, de modo a reproduzir regiões simuladas equivalentes a ZAC de soldas reais.

Quadro 3. Análise do problema de pesquisa.

ANÁLISE DO PROBLEMA DE PESQUISA			
Problema geral	Solução geral	Problemas tecnológicos	Soluções tecnológicas
Necessidade de unir chapas de aço 22MnB5 estampadas a quente	Utilização do processo RSW na união de chapas desses materiais	Complexidade no estudo da ZAC devido a dimensões reduzidas, heterogeneidade microestrutural e baixa reprodutibilidade	Obter um maior volume de material com microestrutura mais uniforme para estudo da ZAC, através de métodos termomecânicos de reprodução em escala laboratorial
Por quê?	Ferramentas de reprodução termomecânica da ZAC podem substituir os métodos convencionais com soldas reais para o estudo das sub-regiões		
Como?	Através da simulação física		

Fonte: O autor

3.1 Material

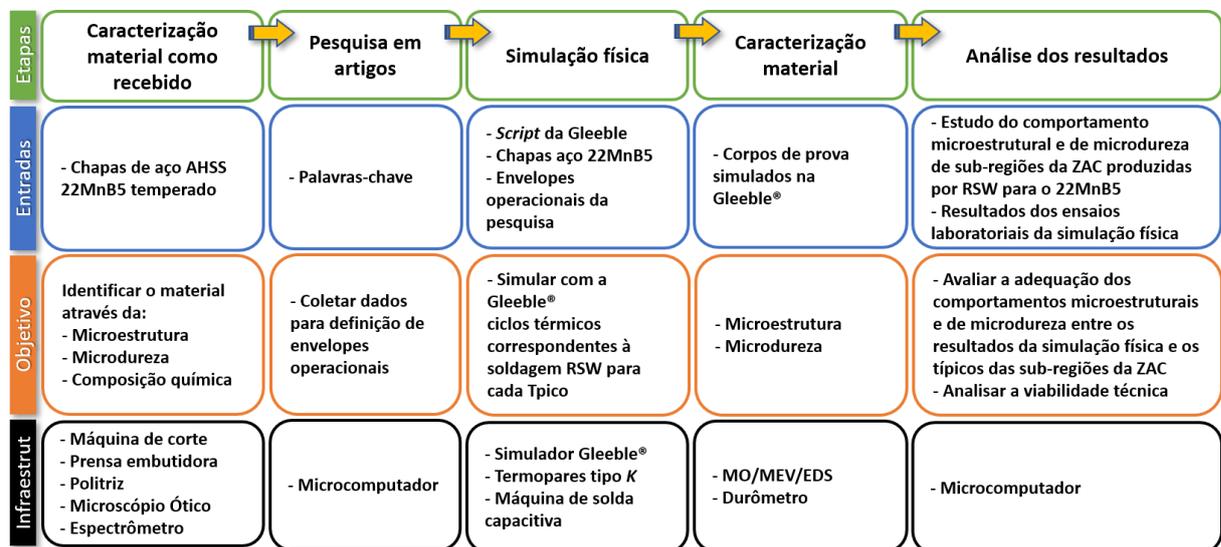
O metal de base utilizado neste estudo foi o aço 22MnB5 recozido, com microestrutura ferrítico-perlítica, produzido pelo processo de laminação a quente e revestido com Zn-Fe de 45 g/m² pelo processo de imersão a quente, com posterior tratamento térmico *galvannealed*. Foi fornecido pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), em forma de chapas de espessura de 1,8 mm, o qual, posteriormente, sofreu tratamento térmico de têmpera pela indústria *Aethra Automotive Systems*. É importante ressaltar que o material foi submetido apenas ao

processo de *die quenching*, ou seja, de têmpera em uma matriz plana arrefecida a água, sem aplicação de deformação por qualquer processo de estampagem.

3.2 Métodos

Conforme o fluxograma da metodologia do trabalho apresentado na Figura 28 o experimento foi iniciado pela caracterização do aço 22MnB5 temperado. As chapas para simulação foram cortadas com disco refrigerado, a fim de que fossem atingidas as dimensões de 60 x 30 x 1,8 mm. Envelopes operacionais foram determinados a partir de dados extraídos de trabalhos publicados sobre soldagem a ponto por resistência em aços AHSS. Através disso, os ciclos térmicos para a simulação física passaram a ser definidos. Na etapa seguinte, ocorreu a reprodução dos corpos de prova por meio da simulação física com a plataforma Gleeble®540, para cada temperatura de pico que representasse as sub-regiões da ZAC (ZAC subcrítica, ZAC intercrítica, ZAC supercrítica de granulometria refinada e ZAC supercrítica de granulometria grosseira). O revestimento galvanizado de Zn-Fe foi mantido durante o experimento, pois considerou-se a hipótese de que a sua presença não causaria interferência no ciclo térmico e na obtenção das temperaturas de pico. O propósito do trabalho é estudar apenas a região próxima ao centro do substrato, após seccionado na direção transversal do corpo de prova.

Figura 28. Fluxograma da metodologia do trabalho



Fonte: O autor

A avaliação da adequação da metodologia proposta com a utilização da plataforma Gleeble® foi realizada através da verificação dos comportamentos microestruturais e de microdureza geradas após a simulação física com comportamentos típicos de cada sub-região

da ZAC do processo de soldagem RSW. Em seguida, uma análise de viabilidade técnica foi efetuada através da comparação da metodologia proposta com a metodologia convencional realizada por meio de soldagem real.

3.2.1 Simulação do ciclo térmico de soldagem

Na Tabela 2, apresentada na seção 2.7, foram expostos inúmeros métodos e combinações de parâmetros utilizados em diversas pesquisas sobre simulação da ZAC. Devido à indisponibilidade de um dilatômetro com possibilidade de aplicação de altas taxas de aquecimento para obtenção das temperaturas Ac1 e Ac3, e considerando que não foram encontradas na literatura equações empíricas para o aço 22MnB5 que abrangessem elevadas taxas de aquecimento, estimativas iniciais foram feitas com base nos dados da Tabela 2.

Levando em conta a análise dos dados coletados de pesquisas experimentais, e considerando as elevadas taxas de aquecimento da soldagem a ponto por resistência, foram adotadas, para a simulação termomecânica, a mesma taxa de aquecimento e temperaturas de transformação utilizadas por Lu *et al.* (2018) (Tabela 3), devido à boa correlação entre esses valores com os resultados obtidos em seu trabalho. Com os valores de Ac1 e Ac3 definidos, foram estabelecidas temperaturas de pico (Tp) correspondentes às sub-regiões da ZAC, conforme apresentado anteriormente no Quadro 2. Em adição às sub-regiões já citadas, foi simulada, também, uma região limítrofe entre SCHAZ e a ICHAZ, ou seja, com temperatura de pico aproximadamente igual a Ac1.

Tabela 3. Parâmetros de taxa de aquecimento e temperaturas de transformação selecionados para etapa de simulação.

Taxa de aquecimento (°C/s)	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)
792	714	823

Fonte: Adaptado de Lu *et al.*, 2018.

Em posse das temperaturas de transformação e das temperaturas de pico características de cada sub-região da ZAC, foram conduzidos diversos testes no simulador Gleeble®540, até a definição de *scripts* adequados que compensassem o *overshoot* térmico inerente ao simulador, ocasionado pela inércia sob taxas de aquecimento consideravelmente elevadas. O objetivo desta etapa foi aferir parâmetros de processo, investigar o comportamento do material quando submetido a elevadas taxas de aquecimento e verificar a operacionalidade da Gleeble®540.

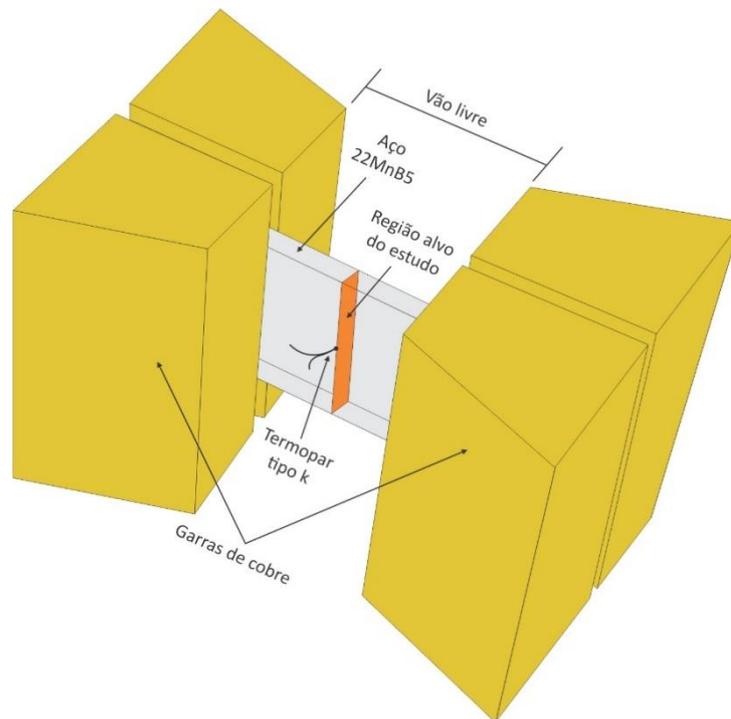
Inicialmente, tentou-se selecionar um modelo matemático pré-definido no próprio *setup* do simulador. O Rykalin-2D foi um deles, porém, o *script* gerado automaticamente pelo modelo não se mostrou adequado para as altas taxas de aquecimento e de resfriamento

impostas pelo processo de soldagem RSW. Por esse motivo, optou-se por gerar manualmente os *scripts* a serem utilizados. Assim, foi possível estabelecer a taxa de resfriamento pela indução de tempos significativamente mais curtos.

Os ensaios na Gleeble[®]540 foram conduzidos utilizando ar comprimido como meio de resfriamento, promovendo taxas de resfriamento máximas próximas a 200 °C/s. Ar comprimido foi inicialmente selecionado como meio de resfriamento para fins de simplificação, uma vez que ensaios com uso de água para o resfriamento demandam tempo para a completa secagem do interior da câmara do simulador entre os experimentos. Caso o ar comprimido não fornecesse taxas de resfriamento suficientemente elevadas para a obtenção de microestruturas representativas das sub-regiões, o meio seria substituído por água. A taxa crítica típica para supressão de transformações difusivas no aço 22MnB5 é da ordem de 27 °C/s, como já visto no diagrama CCT da Figura 8. Por segurança, o critério utilizado para definir a adequação do ar comprimido como meio de resfriamento foi que uma taxa de resfriamento mínima de 50 °C/s deveria ser atingida em temperaturas acima de 400 °C (temperatura aproximada de início da transformação martensítica), garantindo a completa supressão de transformações difusivas durante o resfriamento.

Os corpos de prova foram submetidos ao aporte térmico de 25 kJ/cm, valor normalmente inserido entre as faixas utilizadas nos trabalhos de simulação termomecânica, discutidos e apresentados na seção 2.7. A medição e o controle das temperaturas de pico e das taxas de aquecimento e de resfriamento foram realizados utilizando um termopar tipo K, de cromel-alumel e diâmetro 0,25 mm, fixado no centro do corpo de prova por meio de solda capacitiva com o equipamento DSI *Thermocouple Welder*. Foi aplicado um vão livre de 20 mm entre as garras de cobre do simulador Gleeble[®]. A Figura 29 mostra um desenho esquemático da forma como a amostra foi montada na Gleeble[®]. Em seguida, ensaios definitivos foram feitos e gerou-se um corpo de prova para cada temperatura de pico, que, posteriormente, foi enviado para ensaio de microdureza Vickers e análise microestrutural por microscopia eletrônica de varredura (MEV). O *software* Origin[®] 2019b foi empregado para tratamento dos dados de microdureza.

Figura 29. Desenho esquemático da montagem da amostra nas garras da Gleeble® 540



Fonte: O autor

3.2.2 Caracterização microestrutural

3.2.2.1 Análise química

Antes da reprodução dos ciclos térmicos na Gleeble®, foi necessário conhecer o aço em estudo, através de análise química composicional, microscopia eletrônica de varredura e ensaio de microdureza. O revestimento de Fe-Zn foi removido para possibilitar a análise de composição química com a utilização do espectrômetro óptico FOUNDRY-MASTER PRO, do fabricante Oxford Instruments, através de lixamento com lixa de granulação 180.

3.2.2.2 Preparação metalográfica

As amostras simuladas do aço 22MnB5 foram cortadas perpendicularmente ao seu comprimento, na posição central (mesmo local de posicionamento dos termopares) em máquina policorte com disco refrigerado da marca Arotec, e, posteriormente, embutidas em resina epóxi, para análise de sua seção transversal. Uma amostra da seção transversal das chapas como recebidas também foi preparada, para análise microestrutural do aço 22MnB5 como recebido, na condição temperada. Em seguida, foram submetidas ao processo de lixamento sequencial com lixas d'água de granulações de 180, 220, 360, 600, 800, 1200 e 1500, em lixadeira metalográfica Arotec Aropol 2V-PU. Por fim, ocorreu a etapa de polimento com alumina de 1 μm e 0,3 μm , em equipamento politriz Pantec Polipan-2. As amostras polidas

foram submetidas ao ataque com reagente Nital 2%, por 10 segundos, e levadas ao microscópio óptico Leica Wild M3C com câmera acoplada Zeiss AxioCam ERc 5s para a verificação da qualidade da preparação metalográfica.

3.2.2.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Análises microestruturais da seção transversal do material como recebido e dos corpos de prova resultantes da simulação física foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura com filamento de tungstênio, operado a 20 kV, modelo JEOL® JSM-6510 LV, com detector de espectroscopia por dispersão de energia ThermoFisher® UltraDry. Imagens da microestrutura foram adquiridas utilizando-se sinal de elétrons secundários, com *spot size* SS40 e distância de trabalho de 12-13 mm. Medidas pontuais de composição química por EDS foram adquiridas utilizando-se *spot size* SS60, distância de trabalho de 15 mm e *dead time* de aproximadamente 25%.

3.2.2.4 Ensaio de microdureza

Para o ensaio de microdureza Vickers, sete indentações foram impressas para cada corpo de prova. A carga plena utilizada durante o ensaio foi de 1,0 kgf, por um período de 10 segundos, de forma progressiva. O equipamento utilizado no ensaio foi o durômetro Micro Hardness Tester HMV-2TE, da Shimadzu Corporation e as médias das indentações foram plotadas com o *software* Origin® 2019b, juntamente com seus valores de desvios.

3.2.3 Viabilidade técnica

O Brasil conta com o maior parque industrial de produção siderúrgica da América Latina, com uma capacidade de 51 milhões de toneladas de aço bruto por ano. Dessa capacidade, 31,4 milhões de toneladas (62%) foram produzidos em 2020. Somente a indústria automobilística foi responsável por adquirir um total de 614.793 toneladas de chapas revestidas com zinco destinadas à produção de veículos e ao setor de autopeças (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2021). Através desses números, é possível ter uma dimensão da importância em estudar métodos e técnicas que facilitem o processamento e o estudo desses materiais. Dentre essas técnicas, está a simulação, devido ao potencial de suprir, minimizar e otimizar etapas do estudo dos processos que envolvem uma liga especial (DORNELAS *et al.*, 2020).

Elaborar um procedimento de soldagem pelos métodos convencionais é quase um processo de tentativa e erro, pois se baseia nas melhores práticas e orientações de normas técnicas. Desta forma, é feita a soldagem de chapas de teste, das quais são recolhidos corpos de prova para os ensaios. Os resultados são avaliados apenas de forma qualitativa, muitas vezes, utilizando termos como aprovado ou não aprovado, para faixas extensas de parâmetros de processo. Portanto, não se tem a garantia de que estas técnicas promovam a robustez esperada nos resultados microestruturais e nas propriedades da solda, nem que sejam as mais

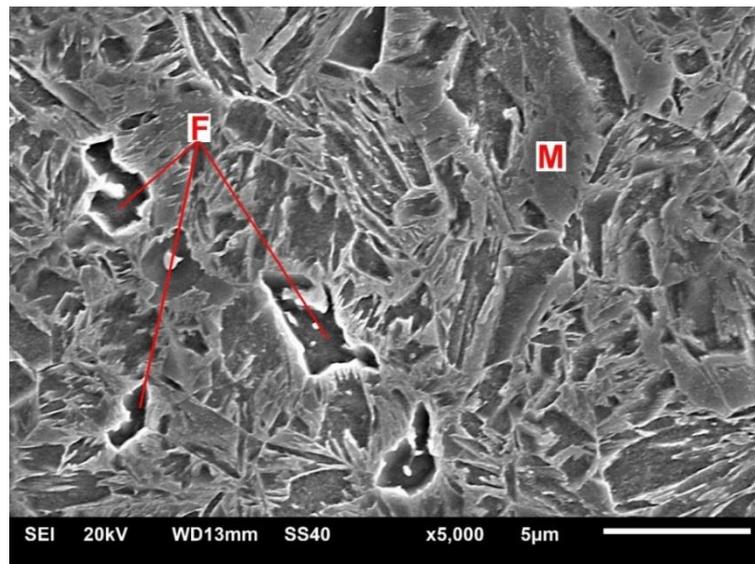
viáveis tecnicamente (AMARAL *et al.*, 2017). E ainda, considerando-se a grande quantidade de lentilhas geradas durante o processo produtivo em curtos períodos, torna-se impraticável obter informações suficientes para avaliação da qualidade dos pontos de solda. A amostragem de lentilhas de solda na linha de montagem ainda é o método mais utilizado nos processos de soldagem a ponto por resistência (AMARAL, 2011). Por isso, estudos de viabilidade técnica são indispensáveis para aplicação de novas tecnologias e práticas que garantam a qualidade, a parametrização adequada e a otimização dos processos de soldagem. A simulação física pode caracterizar-se como uma ferramenta eficaz para que novas alternativas metodológicas sejam elaboradas e viabilizadas (DORNELAS *et al.*, 2020). Discute-se, também, ganhos em agilidade, produtividade e assertividade na parametrização e produção de corpos de prova. Baseado nisso, um dos itens metodológicos deste trabalho trata da viabilidade técnica atingida após a comparação do método utilizado através da plataforma Gleeble® e o método convencional de estudo através de soldas reais. Foram abordados aspectos relevantes, como, por exemplo, quantidades de material e tempo necessários para confecção dos corpos de prova, homogeneidade e volume microestrutural, dispêndio financeiro com a aquisição da plataforma Gleeble®, necessidade de mão de obra especializada e exposição a riscos inerentes a cada processo. Em seguida, as vantagens e desvantagens entre essas metodologias foram expostas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização do material como recebido

O material 22MnB5 como recebido apresentou microestrutura predominantemente martensítica, mas a fase ferrita também se encontrou presente em pequenas quantidades, conforme pode ser visto na Figura 30. Temperaturas intercríticas, pouco abaixo de A_{c3} , podem ter sido atingidas durante a têmpera do aço, conduzindo à obtenção da fase ferrítica. Taxas de resfriamento abaixo da linha crítica também podem caracterizar a causa dessa ocorrência, acarretando transformações difusivas. Uma terceira hipótese considera a aplicação de um tempo de austenitização insuficiente para homogeneização microestrutural. Entretanto, os parâmetros do tratamento térmico não foram disponibilizados, o que impossibilita o apontamento certo de uma causa para a microestrutura obtida.

Figura 30. Microestrutura do aço 22MnB5 temperado (M: martensita; F: ferrita).



Fonte: O autor.

A martensita composta no metal de base é do tipo em ripas, ocorrida devido ao baixo teor de carbono e está associada a maior tenacidade e ductilidade, em relação a martensita em placas (frágil), relacionada a um alto teor de carbono. Austenita retida não foi observada na microestrutura do metal de base. Essa austenita não transformada é mais comum na têmpera dos aços de alto carbono, porque a temperatura final de transformação martensítica (M_f) está abaixo da temperatura ambiente (ANAZAWA *et al.*, 2013; SILVA, 1997).

A composição química obtida por espectroscopia de emissão óptica, apresentada na Tabela 4, está em acordo com a especificação prevista na norma DIN EN 10083-3:2006. A

microdureza do metal de base apresentou resultado típico da fase martensítica, com valores médios de $540 \pm 15,8$ HV.

Tabela 4. Composição química do aço 22MnB5 temperado (porcentagens em peso).

C	Si	P	S	Al	Mn	Cr	Ti	B
0,21	0,23	0,017	<0,0007	0,043	1,08	0,18	0,049	0,0021

Fonte: O autor.

4.2 Definição das temperaturas de pico (Tp)

Com base nas informações da Tabela 3 e do Quadro 2, foram definidas as temperaturas de pico para simulação de cada sub-região da zona termicamente afetada, incluindo a região limítrofe, a partir das temperaturas de transformação Ac1 e Ac3, conforme apresentado na Tabela 5.

Tabela 5. Temperaturas de pico (Tp) referentes às regiões correspondentes da ZAC.

Relação de Tp	Tp (°C)	Regiões da ZAC	Corpo de Prova
$Tp1 < Ac1$	650	SCZAC	CP-SCZAC
$Tp2 \approx Ac1$	700	Limítrofe	CP-LIM
$Ac1 < Tp3 < Ac3$	800	ICZAC	CP-ICZAC
$Tp4 > Ac3$	950	GRZAC	CP-GRZAC
$Tp5 \gg Ac3$	1200	GGZAC	CP-GGZAC

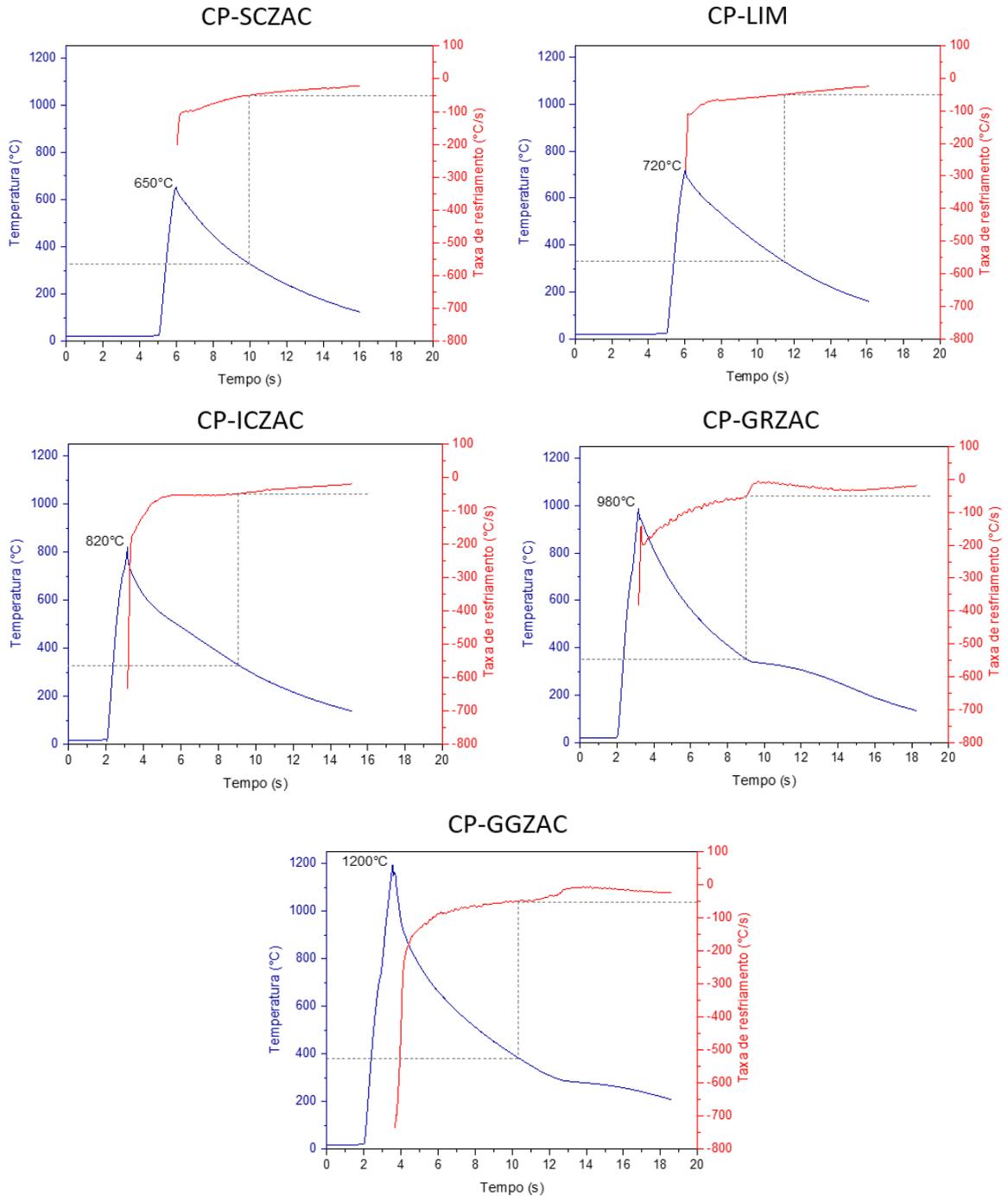
Fonte: O autor.

4.3 Simulação física

Em todos os ensaios a temperatura a qual o resfriamento atingiu taxas abaixo de 50 °C/s foi inferior a 400°C, como pode ser visto na Figura 31. Sendo assim, considerou-se que o resfriamento com ar comprimido, ainda que consideravelmente mais lento que as taxas alcançadas durante o procedimento de soldagem a ponto por resistência, pode ser suficiente para evitar transformações além da martensítica e reproduzir, de forma adequada, as microestruturas obtidas na zona termicamente afetada. Também é possível observar os valores das temperaturas de pico atingidas, as quais diferem ligeiramente das temperaturas definidas na Tabela 5. A tarefa de atingir temperaturas de pico exatas de forma reprodutível foi um desafio, muito provavelmente devido às elevadas solicitações de aquecimento

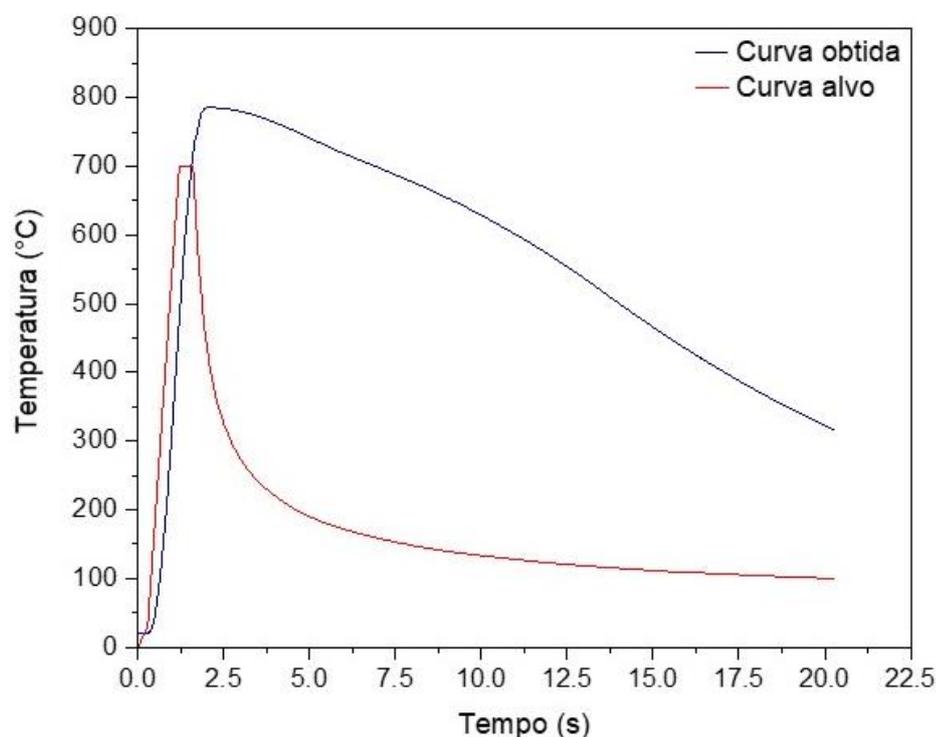
impostas, as quais contribuíram com a ocorrência de *overshoots*. A Figura 32 mostra um exemplo de *overshoot* ocorrido durante os ensaios preliminares, onde buscava-se atingir temperatura de pico de 700 °C, mas esse valor foi extrapolado e, com isso, temperatura próxima a 800 °C foi atingida.

Figura 31. Gráfico temperatura x tempo, destacando a taxa de resfriamento.



Fonte: O autor.

Figura 32. Overshoot térmico ocorrido durante ensaios preliminares na Gleeble®.



Fonte: O autor.

Prováveis variações no processo de montagem das chapas no sistema de garras da Gleeble®540 podem ter influenciado na reprodutibilidade, devido a sua planicidade e por não possuírem reentrâncias para encaixe preciso das chapas. Imprecisões na estratégia de corte dos cupons, que resultaram em ligeira variação de suas dimensões, também, podem ter contribuído para a dificuldade em atingir com precisão as temperaturas definidas.

Por fim, o revestimento de Zn-Fe pode ter constituído um obstáculo à adequada soldabilidade do termopar à superfície dos corpos de prova, devido à baixa temperatura de fusão do zinco e a sua maciez, o que dificulta a aderência do termopar na amostra. Diversos ensaios foram perdidos devido à sua soltura, como pode ser visto na Tabela 6. Assim, variabilidades relacionadas à qualidade da junção dos termopares também podem ter contribuído para a variação de temperaturas de pico entre ensaios que seguiram um mesmo programa de execução. Isso mostra que a presença do revestimento, contrariamente ao pressuposto inicial, pode influenciar a reprodutibilidade dos resultados obtidos. Porém, o revestimento foi mantido para que as condições reais de processamento fossem mantidas tanto quanto possível. A Figura 33 ilustra os corpos de prova simulados na Gleeble®540, cortados na região transversal (alvo do estudo), que apresentaram os comportamentos mais adequados para representação de cada sub-região, destacados na Tabela 6.

Tabela 6. Resultados dos ensaios realizados na Gleeble®540. T50 é a temperatura a qual a taxa de aquecimento caiu de 50 °C. Em destaque, as amostras selecionadas para análise de cada sub-região da ZAC.

Amostra	Taxa aquecimento conseguida (°C/s)	Taxa aquecimento desejada (°C/s)	Tpico atingida (°C)	Tpico desejada (°C)	T50 (°C)
SCZAC 01*	717	792	650	650	325
LIM 01	Termopar soltou		—		—
LIM 02	745	792	720	700	331
LIM 03	Termopar soltou		—		—
LIM 04*	764		720		328
ICZAC 01	Superaquecimento		—		—
ICZAC 02	Superaquecimento		—		—
ICZAC 03	Termopar soltou		—		—
ICZAC 04	740	792	822	800	370
ICZAC 05	799		905		360
ICZAC 06	767		876		335
ICZAC 07	792		916		357
ICZAC 08*	747		820		324
GRZAC 01	Termopar soltou		—		—
GRZAC 02	Termopar soltou		—		—
GRZAC 03	790	792	987	950	360
GRZAC 04	Termopar soltou		—		—
GRZAC 05*	831		980		348
GGZAC 01	Termopar soltou		—		—
GGZAC 02	741		1176		400
GGZAC 03	Termopar soltou		—		—
GGZAC 04	Termopar soltou	792	—	1200	—
GGZAC 05	Termopar soltou		—		—
GGZAC 06	741		1196		375
GGZAC 07*	758		1200		381

Fonte: O autor

* Amostras selecionadas para análise de cada sub-região da ZAC

Figura 33. Corpos de prova após ensaio dos ciclos térmicos na Gleeble®540 e posterior corte na seção transversal (centro do corpo de prova).

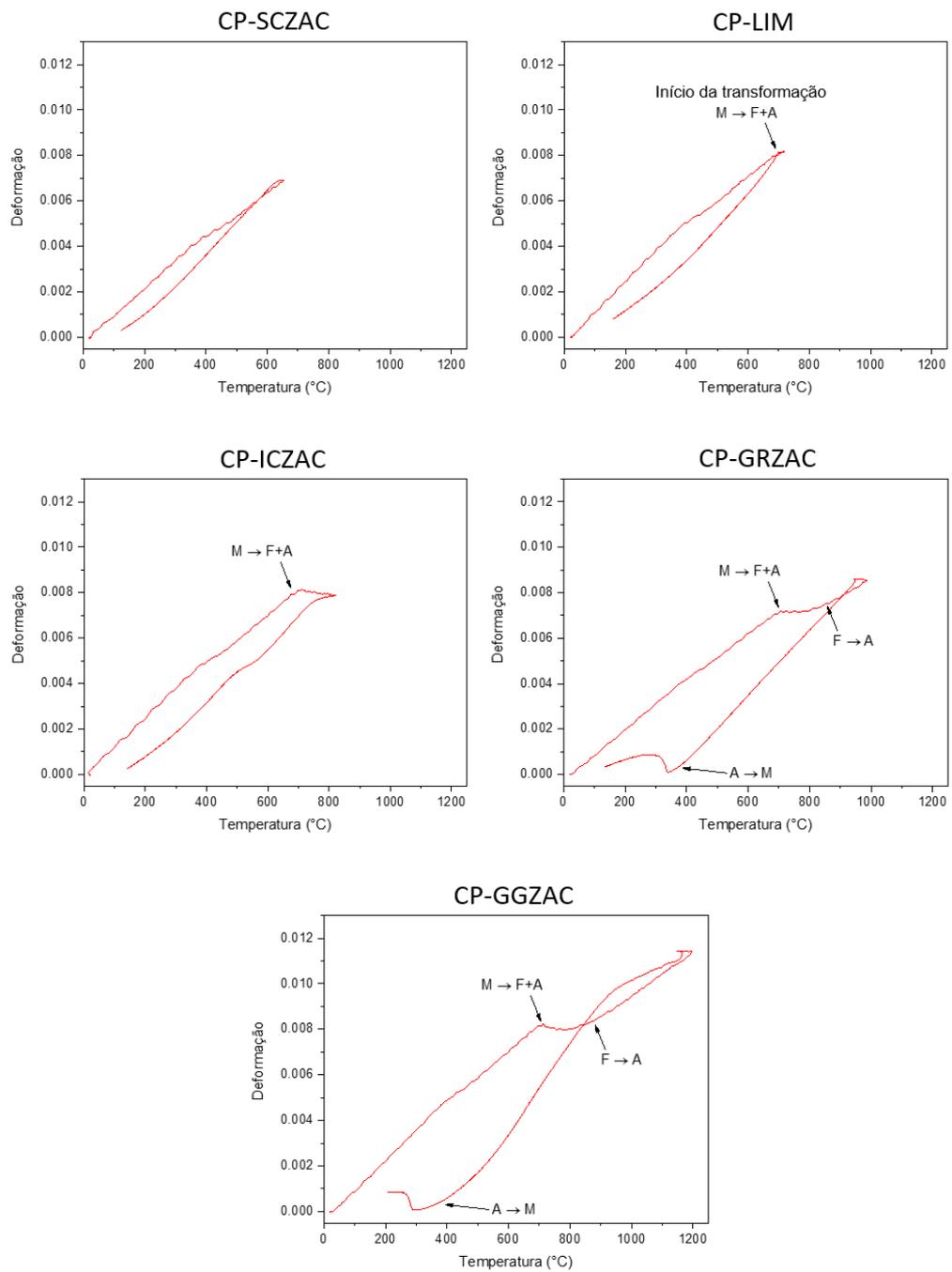


Fonte: O autor.

Para verificação da adequação das temperaturas definidas aos objetivos propostos, os dados de *stroke* (deslocamento absoluto das garras) da Gleeble® foram analisados, sendo transformados em deformação através da normalização pelo comprimento dos corpos de prova (≈ 60 mm), a fim de se obter dados dilatométricos dos ensaios, conforme mostrado na Figura 34. É importante ressaltar que os dados de dilatação não são confiáveis para análise quantitativa, pois nenhuma calibração foi feita levando em conta a real dimensão dos corpos de prova, sendo úteis apenas para verificação qualitativa das transformações ocorridas. O fato é que essas curvas geradas a partir do estudo do deslocamento das garras da Gleeble® têm comportamentos semelhantes aos verificados nas curvas da cinética de transformação de fase confeccionadas por meio de dilatômetros estudadas por Mariano *et al.* (2007) e exibidas, anteriormente, na Figura 24, apesar do material de base e taxas de aquecimento e resfriamento serem diferentes.

Nas amostras das regiões GGZAC e GRZAC, foi possível observar a ocorrência das transformações martensita (M) \rightarrow ferrita (F) + austenita (A) e F \rightarrow A durante o aquecimento, e A \rightarrow M durante o resfriamento. Já na amostra da região ICZAC, observou-se que apenas a transformação M \rightarrow F + A ocorreu durante o aquecimento, e não houve transformação martensítica no resfriamento. Na região limítrofe, por estar no final do campo subcrítico, houve indício de início da decomposição da martensita. Por fim, nas amostras da região SCZAC, não se verificou nenhuma transformação, indicando que a microestrutura martensítica foi mantida.

Figura 34. Deformações medidas pelo deslocamento das garras da Gleeble® durante o aquecimento



Fonte: O autor

4.4 Caracterização das amostras simuladas

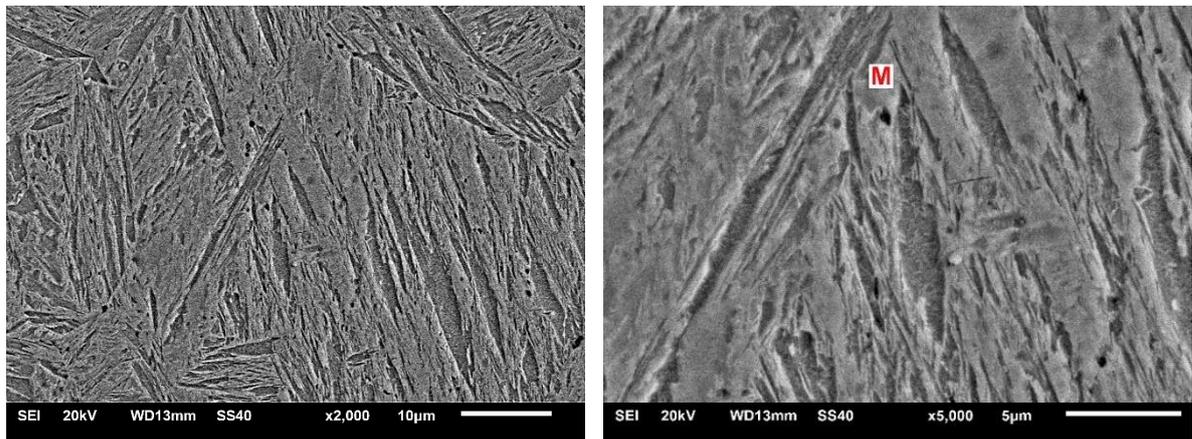
Esta seção discute a microestrutura e microdureza das amostras simuladas fisicamente, analisadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e ensaio de microdureza Vickers.

4.4.1 Microscopia eletrônica de varredura

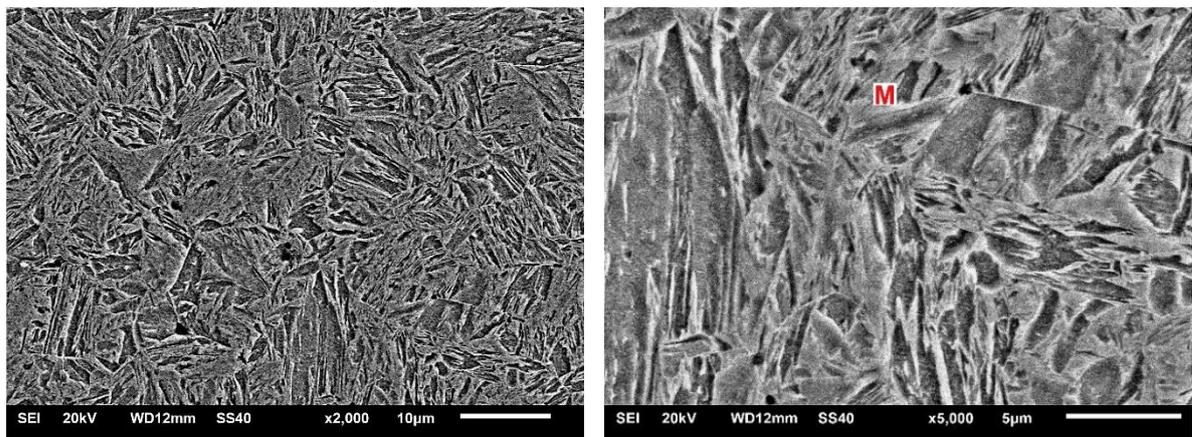
As microestruturas obtidas após simulação de cada ciclo térmico são apresentadas na Figura 35. Na região GRZAC houve transformação austenítica completa, devido à temperatura superior a A_{c3} . Mas isso não foi suficiente para promover o crescimento de grãos, já que o tempo de permanência na temperatura de pico foi, conseqüentemente, mais curto, em comparação com GGZAC que apresentou grãos maiores. Isso pode ser verificado pela diferença entre as morfologias das ripas martensíticas: na amostra CP-GRZAC, as ripas se apresentam menores, mais refinadas e curtas, enquanto na condição CP-GGZAC, elas se apresentam mais grosseiras e alongadas. Portanto, é plausível afirmar que, na amostra CP-GGZAC, os grãos austeníticos sofreram crescimento mais acentuado do que em CP-GRZAC.

Figura 35. Microestrutura dos corpos de prova CP-GGZAC e CP-GRZAC (M: martensita)

CP-GGZAC



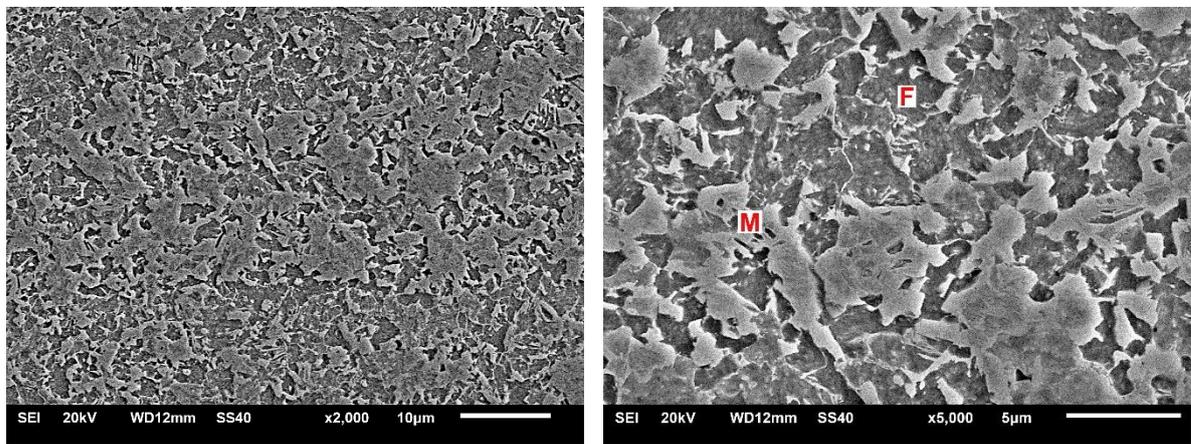
CP-GRZAC



Fonte: O autor

Já em CP-ICZAC, fase dupla composta de ferrita e martensita foi obtida, resultante da austenização parcial ocorrida entre as temperaturas de transformação Ac1 e Ac3. A transformação martensítica ocorreu durante o resfriamento rápido, onde a austenita na mistura se converteu em martensita. A extensão da martensita na região intercrítica é determinada pela assinatura térmica, ou seja, temperaturas de pico e tempo de exposição acima de Ac1 (REZAYAT *et al.*, 2019). Portanto, como a temperatura de pico experimentada foi de 820 °C, valor muito próximo de Ac3 (823 °C), era esperada uma maior extensão de martensita. Mas, foi compensada, possivelmente, pelo tempo curto de manutenção na temperatura de pico, devido ao aquecimento rápido, seguido de imediato resfriamento com taxa bem acima da crítica. Esses fatores, de certa forma, foram responsáveis por um equilíbrio na extensão das fases martensita e ferrita na ICZAC, conforme pode ser visto na Figura 36.

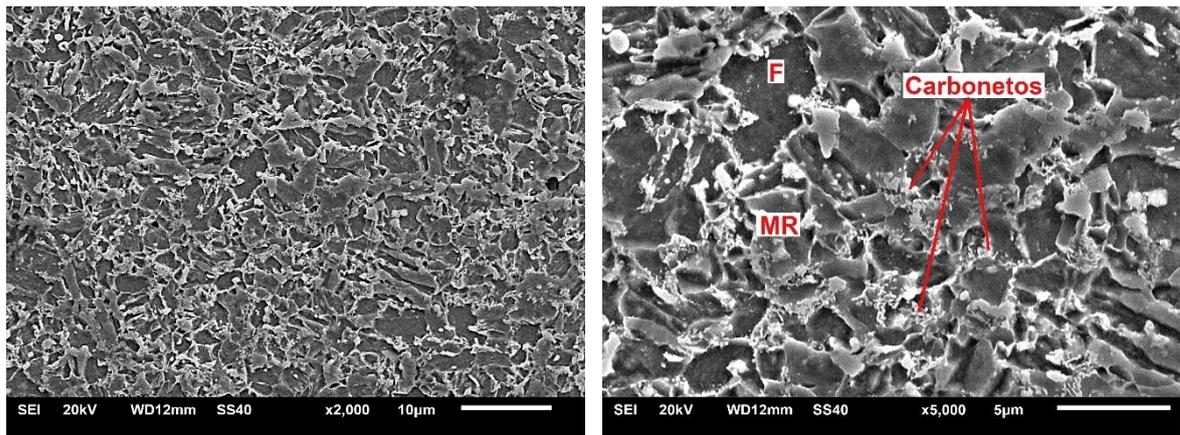
Figura 36. Microestrutura do corpo de prova CP-ICZAC (M: martensita; F: ferrita)



Fonte: O autor

Em CP-LIM, apresentado na Figura 37, por ter atingido temperatura de pico próxima a Ac1 (final do campo subcrítico), houve a formação de uma microestrutura mista composta de ferrita, decorrente da austenização parcial, além de martensita revenida com a presença de carbonetos precipitados, específica da zona subcrítica. Características semelhantes foram observadas no estudo realizado por Baltazar Hernandez *et al.* (2010), onde, após a soldagem por resistência a ponto, a região limítrofe, distante 100 µm da região atingida pela temperatura Ac1, apresentou as fases ferrita e martensita revenida com presença de partículas submicrométricas resultantes da nucleação e crescimento de carbonetos. Segundo Magalhães *et al.* (2015) e Tamizi *et al.* (2017), a fração volumétrica de ferrita depende do pico de temperatura experimentado no campo intercrítico. Através disso, verifica-se que, para a região limítrofe, a temperatura de pico próxima a Ac1 resultou em uma grande extensão da fase ferrítica, logo, de forma complementar, pouca ou nenhuma quantidade de martensita era esperada.

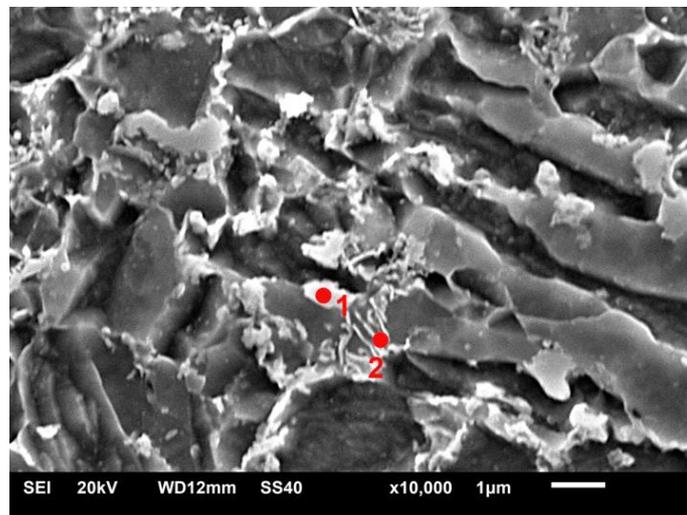
Figura 37. Microestrutura do corpo de prova CP-LIM (F: ferrita; MR: martensita revenida).



Fonte: O autor.

Os resultados do ensaio das medidas pontuais de EDS (Figura 38) realizado na amostra CP-LIM mostram presença de precipitados enriquecidos com carbono, quando levado em consideração a composição inicial do carbono no aço, de acordo com a composição química já exposta na Tabela 4. Sugere-se, com isso, que houve a constituição de carbonetos com outros elementos presentes nessas localidades, como Cr, Mn e Fe, o que, de certa forma, evidencia revenimento da martensita, com conseqüente rejeição de carbono.

Figura 38. Composição dos pontos 1 e 2 realizadas por meio do EDS na amostra CP-LIM

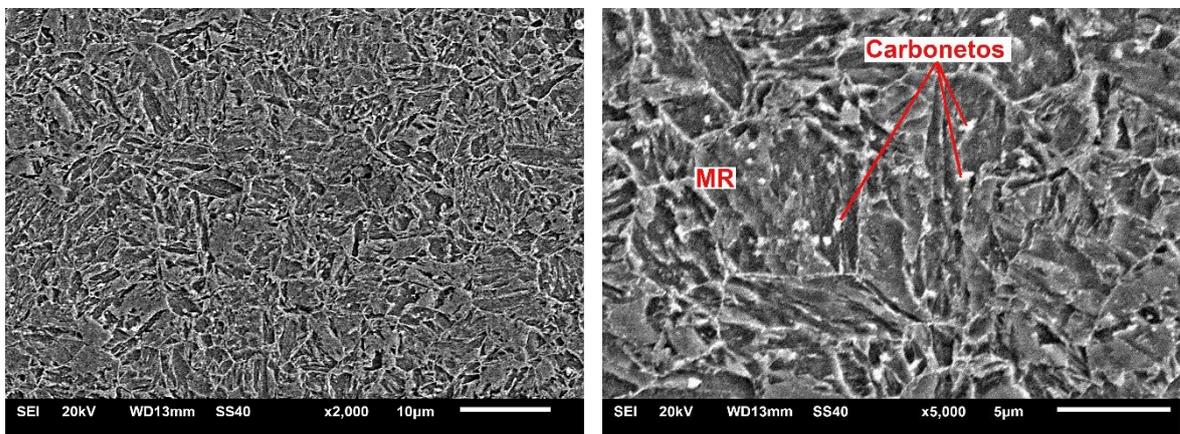


	C-K (%p)	Cr-K (%p)	Mn-K (%p)	Fe-K (%p)
Ponto 1	3,22 ± 0,11	0,21 ± 0,02	1,62 ± 0,10	94,95 ± 0,31
Ponto 2	5,99 ± 0,12	0,19 ± 0,02	1,40 ± 0,10	92,41 ± 0,31

Fonte: O autor

Na CP-SCZAC, região adjacente ao metal de base, a austenita não pôde se formar devido a temperaturas inferiores a A_{c1} . A ocorrência do revenimento da martensita foi evidenciada ao observar-se a presença de grande quantidade de carbonetos precipitados, ocasionada pela difusão de carbono da martensita supersaturada, mas dessa vez em menor quantidade quando comparada a CP-LIM. Baltazar Hernandez *et al.* (2010) revelaram que partículas submicrométricas, atribuídas à nucleação e ao crescimento de carbonetos de ferro na martensita revenida, ocorrem em menor fração à medida que a distância de A_{c1} em direção ao metal base é elevada. A Figura 39 exibe a microestrutura da região SCZAC e destaca a presença desses carbonetos distribuídos nos grãos martensíticos.

Figura 39. Microestrutura do corpo de prova CP-SCZAC (M: martensita; F: ferrita; MR: martensita revenida)



Fonte: O autor

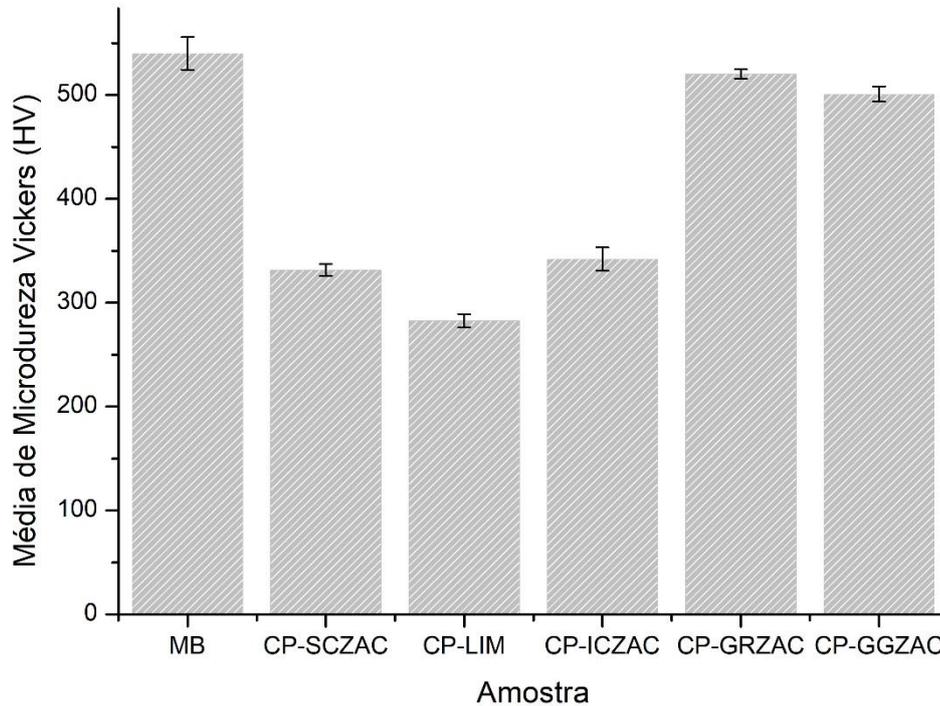
4.4.2 Microdureza Vickers

Os resultados de microdureza Vickers ajudaram a reforçar o entendimento das fases ocorridas nas sub-regiões da ZAC. De acordo com Zhou *et al.* (2014), microdurezas maiores que 450 HV estão relacionadas a uma microestrutura martensítica completa, enquanto valores entre 200 e 400 HV associam-se a microestruturas heterogêneas, compostas por outras fases além da martensita, como, por exemplo, bainita, ferrita e martensita revenida.

O gráfico da Figura 40 apresenta um comparativo entre as microdurezas das sub-regiões da ZAC. Os grãos mais finos da GRZAC podem ter promovido maior nível de dureza em relação à região GGZAC, já que há a presença de mais contornos de grãos. Além disso, embora essas regiões sejam totalmente martensíticas, a microestrutura martensítica específica, no que diz respeito ao tamanho das ripas, por exemplo, varia entre as duas regiões, sendo a martensita da região GRZAC mais refinada que a da região GGZAC. Ambas as regiões apresentaram níveis de dureza semelhantes ao do metal base (MB), mostrando que a

presença de ilhas dispersas de ferrita, evidenciadas na Figura 30, não foi suficiente para exercer impacto negativo significativo na dureza final do material.

Figura 40. Valores médios de microdureza Vickers dos corpos de prova.



Fonte: O autor

A fase ferrítica existente na microestrutura de ICZAC contribuiu com a redução considerável da microdureza em relação ao metal de base. Considerando-se, também, a presença da fase martensítica, o resultado da microdureza dessa região da ZAC foi intermediária entre as duas fases. Lu *et al.* (2018) consideram a dureza da ICZAC como uma função linear da temperatura de pico local, ou seja, ela é dependente da fração volumétrica de martensita e ferrita gerada. Já a microestrutura composta por martensita revenida ocorrida em SCZAC, fez com que o valor médio da microdureza dessa região se apresentasse em torno de 39% inferior ao metal de base. Uma outra contribuição para a menor dureza na SCZAC é a redução das densidades de discordância que foram formadas durante a transformação martensítica original (REZAYAT *et al.*, 2019). Na região limítrofe, devido à microestrutura composta por ferrita e martensita revenida, apresentou a maior redução de microdureza entre as amostras, quando comparada ao metal de base. Segundo Tamizi *et al.* (2017), a dureza mínima na ZAC corresponde a região onde se experimenta a temperatura Ac1, ou seja, onde a taxa de revenimento da martensita é mais alta.

4.5 Viabilidade técnica

A metodologia de estudo da ZAC por meio da simulação física traz como ganho, em relação a utilização da soldagem convencional, uma menor quantidade de metal de base, pois não é necessário sobrepor uma chapa na outra para a geração do corpo de prova. Além disso, para replicar a mesma condição de soldagem para o mesmo material, basta cortar as chapas e efetuar a simulação física, levando em consideração o mesmo *setup* da máquina e as mesmas dimensões dos corpos de prova determinadas na metodologia. Já para materiais diferentes, um estudo equivalente ao apresentado neste trabalho deverá ser feito, por meio da compilação de parâmetros extraídos da literatura, seguido da simulação física e da interpretação dos resultados. Nesse caso, o efeito do *overshoot* térmico deve ser compensado através de ensaios preliminares.

Ao se considerar o estudo por meio de soldas reais por RSW, deve-se levar em consideração a necessidade de efetuar a soldagem até que a lentilha seja formada nas dimensões ideais (tamanho e indentação) e sem a expulsão de material da zona fundida. A partir de uma certa quantidade de lentilhas geradas nessa condição, algumas são retiradas como amostragem. Portanto, uma grande quantidade de material pode ser perdida até que a calibração ideal seja estabelecida.

A metodologia proposta neste trabalho mostrou que a simulação física é uma ferramenta notável para o estudo da ZAC, pois possui a vantagem de reproduzir uma microestrutura homogênea dentro de um grande volume de material. Já as pesquisas laboratoriais, a partir de soldas reais, experimentam uma ZAC extremamente pequena e heterogênea.

Utilizar uma metodologia que envolva a simulação com a plataforma Gleeble® pode ser inicialmente dispendioso, pois o investimento para adquirir o equipamento é elevado, além de requerer mão de obra especializada para a operação. Mas, uma vez instalado, o simulador pode ser aplicado para diversos processos utilizados na indústria automotiva, como, por exemplo, conformação a quente, sinterização, dilatometria, fluência, tratamentos térmicos e soldagem, o que, a médio prazo, pode compensar o valor investido. Grandes siderúrgicas, como a ArcelorMittal, já utilizam a plataforma Gleeble® na predição dos seus processos.

A menor exposição aos riscos inerentes ao ambiente industrial, como a presença de gases, fumos metálicos, radiação, centelhas e superfícies aquecidas, é uma característica positiva do uso da simulação física. Essa vantagem provém de um sistema automatizado, com atmosfera controlada e protegido por intertravamentos que, além de garantir a integridade da máquina, reduz o risco de acidente às pessoas.

Através da metodologia proposta neste trabalho, pode-se considerar que a simulação física por meio da plataforma Gleeble® traz vantagens e desvantagens, com relação às técnicas

convencionais realizadas a partir de soldagens reais para estudo da ZAC, conforme listadas no Quadro 4. A partir da análise de viabilidade técnica, fica evidenciado o grande potencial da metodologia proposta em trazer ganhos para o setor automotivo em produtividade, custo e segurança.

Quadro 4. Vantagens e desvantagens em utilizar a metodologia via simulação física, em comparação com um estudo convencional utilizando somente o processo de soldagem

Vantagens	Desvantagens
Reproduz microestrutura homogênea em um grande volume de material, o que pode trazer ganhos em produtividade	Devido ao <i>overshoot</i> de temperatura há uma dificuldade em configurar o simulador para taxas de aquecimento elevadas
Menor quantidade de material para possibilitar o estudo de processos de soldagem por RSW, pois não é necessário uso chapas sobrepostas. Isso pode impactar nos custos do processo produtivo	Revestimento do aço dificulta a fixação do termopar
Na simulação física há basicamente uma resistência elétrica de interface no circuito (garras/chapa), diferente de RSW que possui diversas resistências a serem consideradas e manipuladas para geração de corpos de prova (resistência inerente ao tipo de eletrodo, resistência eletrodo/chapa e resistência chapa/chapa)	Tecnologia de difícil acesso, devido ao custo elevado do simulador Gleeble®
Menor exposição aos riscos inerentes ao ambiente industrial de soldagem (ruídos, vibrações, fumos metálicos, poeiras, gases e temperaturas elevadas)	

Fonte: O autor

5 CONCLUSÃO

O efeito de ciclos térmicos simulados fisicamente para diferentes picos de temperatura, correspondentes ao processo de soldagem a ponto por resistência nas propriedades constitutivas e na microdureza de cada sub-região da ZAC, foi investigada. Com base nos resultados, pode-se tirar as seguintes conclusões:

- Em virtude dos resultados apresentados, conclui-se que a metodologia utilizada, por meio da compilação de parâmetros de processos extraídos da literatura, do estudo das deformações medidas pelo deslocamento das garras da Gleeble[®], da definição do meio de resfriamento, além da simulação física propriamente dita, possibilitou obter resultados microestruturais e de microdureza com boa concordância com o que ocorre na literatura;
- O *overshoot* de temperatura ocorrido durante a simulação física fez com que algumas temperaturas de pico definidas durante a configuração na plataforma Gleeble[®] fossem excedidas. O efeito causado pelo *overshoot* comprometeu, em parte, a reprodutibilidade da metodologia, mas não foi suficiente para deslocar as temperaturas de pico das faixas que correspondem à cada sub-região da ZAC;
- Além disso, outro inconveniente verificado durante o experimento foi a dificuldade em soldar os termopares à chapa, através da soldagem capacitiva, prejudicada, possivelmente, pela presença do revestimento de Zn-Fe;
- A microestrutura das sub-regiões da ZAC simuladas na Gleeble[®] foram bastante representativas em relação a microestruturas produzidas durante processos convencionais por meio da soldagem. A GGZAC e a GRZAC foram caracterizadas por uma fase puramente martensítica. A microdureza nessas regiões foi correspondente à fase martensita, com valor médio maior em GRZAC, devido a maior quantidade de contorno de grãos;
- Na ICZAC, houve a formação da ferrita, resultante da austenização parcial. Essa fase contribuiu com uma queda na microdureza em 36%, quando comparado ao metal de base;
- Já em SCZAC, o efeito da microestrutura composta por martensita revenida, devido a temperaturas inferiores a Ac1, levou a microdurezas reduzidas, em torno de 39% menores do que no metal de base;
- O efeito do revenimento da martensita e da formação da fase ferrítica fez com que a LIM atingisse os mais reduzidos valores de microdureza entre as sub-regiões da ZAC, em torno de 48% menores do que as ocorridas no metal de base;

- A análise de viabilidade técnica mostrou que a metodologia proposta trouxe resultados satisfatórios ao reproduzir com sucesso todas as sub-regiões da ZAC por meio da simulação física. Durante a análise de vantagens e desvantagens, foram confrontados pontos relevantes entre os métodos baseados na simulação com a plataforma Gleeble® e nas técnicas convencionais por meio de soldas reais, revelando um grande potencial da metodologia proposta em gerar ganhos em termo de produtividade, custo e segurança para o setor automotivo.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

Alguns trabalhos futuros são recomendados como maior contribuição para o conhecimento científico e tecnológico por metodologias que envolvam a simulação física da zona afetada pelo calor dos aços AHSS. Desse modo, sugere-se:

- I. Efetuar ensaios destrutivos de tração e impacto a fim de estudar os modos de falha correspondentes a cada sub-região da ZAC simulada fisicamente;
- II. Efetuar ensaios de corrosão com o objetivo de verificar a resistência à corrosão de cada sub-região da ZAC simulada, já que cada fase formada pode afetar essa propriedade;
- III. Experimentar maiores taxas de resfriamento durante a simulação, como, por exemplo, através do uso de água na câmara da Gleeble®, e verificar os seus efeitos na microestrutura;
- IV. Experimentar outras temperaturas de pico enquadradas em cada sub-região da ZAC;
- V. Utilizar a metodologia para outros aços avançados de alta resistência;
- VI. Adequar a metodologia para outros processos de soldagem.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ADONYI, Y.; BLODGETT, O. Heat-affected zone characterization by physical simulations. **Welding journal**, 85, n. 10, p. 42-47, 2006.
- AGUIAR, D. J. M. d. **Estudo da formação e reversão de martensita induzida por deformação na austenita de dois aços inoxidáveis dúplex**. Universidade de São Paulo, 2012.
- ALMEIDA, B.; SILVA, M.; FOCOSI, T.; JUNIOR, C.; GUINANCIO, C.; JR, B.; DONATO, M. Processo de Austempera desenvolvido a partir do aço 22MnB5 da CSN. **72nd ABM Annual Congress**, 72, n. 2294-5327, p. 2880-2891, 2017.
- AMARAL, F. F. **Monitoramento da Qualidade na Soldagem a Ponto por Resistência Elétrica de Chapas de Aço Galvanizadas Baseado em Análise de Experimentos**. Universidade Federal de Itajubá, Minas Gerais, 2011.
- AMARAL, T. d. S.; CARBONI, M. C.; SCOTTI, A. Avaliação da Aplicação de um Atlas de Soldagem de um Aço Bainítico Microligado ao Nióbio. **Soldagem & Inspeção**, 22, n. 2, p. 163-173, 2017.
- ANAZAWA, R. M.; ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S. Determinação da austenita retida em um aço multifásico por microscopia óptica e difração de raios X. **Revista brasileira de aplicações de vácuo**, 2013.
- ANDIA, J. L. M. **Caracterização Microestrutural, Mecânica e Simulação Física da ZTA em Aço API X80**. PUC-Rio, 2012.
- ANDRADE CENTENO, D. M. **Estudo das microestruturas e propriedades obtidas por tratamentos intercríticos e por tratamento de estampagem a quente em um aço Dual Phase classe 600**. Universidade de São Paulo, 2018.
- AURES, J. E. V. **Estudo da formação, geometria e resistência do ponto de soldagem por resistência: uma abordagem estatística**. Universidade de Brasília, 2006.
- BACIC JUNIOR, M. **Análise da soldabilidade do aço 22MnB5 no processo de solda ponto por resistência**. Universidade Federal de Itajubá, Minas Gerais, 2016.
- BALDIM, A. C.; COSTA, S. C. d.; HINCAPIÉ, C. A. A.; FONSECA, R.; AGUIAR, T. C. S. Metodologia Não Destrutiva de Determinação da Indentação no Processo de Soldagem a Ponto por Resistência Elétrica em Chapas de Aços Galvanizados. **Soldagem & Inspeção**, 22, n. 2, p. 139-146, 2017.
- BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.; PANDA, S. K.; OKITA, Y.; ZHOU, N. Y. A study on heat affected zone softening in resistance spot welded dual phase steel by nanoindentation. **Journal of Materials Science**, 45, n. 6, p. 1638-1647, 2010.

- BAYRAKTAR, E.; KAPLAN, D. Mechanical and metallurgical investigation of martensite–austenite constituents in simulated welding conditions. **Journal of materials processing technology**, 153, p. 87-92, 2004.
- BORBA, T. M. D. **Avaliação do efeito de diferentes aportes de calor na microestrutura e tenacidade da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor de aço TMCP**. Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, 2019.
- BRADASŤKJA, B.; KORUZA, J.; FAZARINC, M.; KNAP, M.; TURK, R. A laboratory test for simulation of solidification on gleeble 1500d thermo-mechanical simulator. **Materials and Geoenvironment**, 55, n. 1, p. 31, 2008.
- BRASIL, A. **Instituto Aço Brasil: Anuário Estatístico 2021**. Rio de Janeiro: 2021. 88 p.
- CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 9 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018.
- CARVALHO, L. d. P. **Análise da Soldabilidade de Aço API 5L X80MS Por Meio de Simulação Física**., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, 2016.
- CASTRO, M. R. d. **O efeito bake hardening na estampagem a quente e a estrutura veicular**. Universidade de São Paulo, 2017.
- CHAVEZ, S.; FRANKO, G. **Simulação física e caracterização de zonas afetadas pelo calor de aços API 5L grau X80**. Universidade de São Paulo, 2011.
- CHRISTIEN, F.; TELLING, M.; KNIGHT, K. A comparison of dilatometry and in-situ neutron diffraction in tracking bulk phase transformations in a martensitic stainless steel. **Materials characterization**, 82, p. 50-57, 2013.
- COLPAERT, H.; DA COSTA, A. L. V. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns: 4 ed.** São Paulo: Blucher, 2008.
- CORA, Ö. N.; KOÇ, M. **Promises and Problems of Ultra/Advanced High Strength Steel (U/AHSS) Utilization in Auto Industry: Bursa, Turkey: 7th Automotive Technologies Congress (OTEKON 2014)**, 2014. p. 1-8.
- CUI, B.; PENG, Y.; ZHAO, L.; PENG, M.; AN, T.; MA, C. Effect of heat input on microstructure and toughness of coarse grained heat affected zone of Q890 Steel. **ISIJ International**, 56, n. 1, p. 132-139, 2016.
- CUNHA FILHO, P. **Obtenção e Caracterização Microestrutural da Liga Cu-14al-4ni com Efeito Memória de Forma**. Universidade Federal de Pernambuco, Pernambuco, 2002.
- DA COSTA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais: 4 ed.** São Paulo: Blucher, 2021.
- DA SILVA, R. F. **Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado**. Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, 2010.

- DANCETTE, S.; MASSARDIER-JOURDAN, V.; FABRÈGUE, D.; MERLIN, J.; DUPUY, T.; BOUZEKRI, M. HAZ microstructures and local mechanical properties of high strength steels resistance spot welds. **ISIJ international**, 51, n. 1, p. 99-107, 2011.
- DE COOMAN, B. C.; SPEER, J. G. **Fundamentals of steel product physical metallurgy**: Association for Iron & Steel Technology, 2011.
- DE COSTA, L. D. L.; BRITO, A. M. G.; ROSIAK, A.; SCHAEFFER, L. Study of the applicability of 22MnB5 sheet metal as protective masks to improve tool life in hot forging process. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 107, n. 1, p. 39-47, 2020.
- DE FREITAS, P. S. **Tratamento térmico dos metais**: Da teoria à prática. São Paulo: SENAI-SP Editora, 2019.
- DE MIRANDA, G. P.; MODENESI, P. J.; MARRA, K. M. **Estudo da soldabilidade a ponto por resistência entre os aços 22MnB5 e DP800**. Universidade Federal de Minas Gerais, 2015.
- DORNELAS, P. H. G.; DA CRUZ PAYÃO FILHO, J.; FARIAS, F. W. C.; E OLIVEIRA, V. H. P. M.; DE OLIVEIRA MORAES, D.; JÚNIOR, P. Z. FEM-thermodynamic simulation methodology to predict the influence of t8/5 on the coarse grain heat-affected zone of a Cr-Mo low-alloy steel pipe. **Journal of Manufacturing Processes**, 60, p. 520-529, 2020.
- DOS SANTOS, C. N. **Aspectos cristalográficos da transformação martensítica de uma liga Fe-27% Ni**. Instituto Militar de Engenharia, 2008.
- EFTEKHARIMILANI, P.; GAO, H.; HUIZENGA, R.; VAN DER AA, E.; AMIRTHALINGAM, M.; RICHARDSON, I.; HERMANS, M. Residual stress measurements and model validation of single and double pulse resistance spot welded advanced high strength steel. **Mathematical Modelling of Weld Phenomena**, 12, 2018.
- EL-SHENAWY, E. H. Physical simulation technology for thermo-mechanical processing of metallic alloys using Gleeble system. **Materials Today: Proceedings**, 28, p. 998-1004, 2020.
- FORREST, D. R.; SINFIELD, M. F. **Numerical simulation of Gleeble torsion testing of HSLA-65 steel**. Naval Surface Warfare Center Carderock DIV Bethesda MD West Bethesda United States. United States. 2008.
- GHATEI KALASHAMI, A.; HAN, X.; GOODWIN, F.; ZHOU, N. Y. The influence of modified annealing during the galvanizing process on the resistance spot welding of the CMn1.8Si advanced high strength steel. **Surface and Coatings Technology**, 381, p. 125181, 2020.
- GLEEBLE®. Gleeble Systems and Applications. **Dynamic Systems Inc, New York**, 2010.
- GLEEBLE®. Thermal-Mechanical Simulators. **A Complete Family of Research Tools to Improve Materials, Optimize Processes & Increase Profits**, 2018.
- GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte e Conformação de Metais**, 4, n. 44, p. 26-57, 2008.

- GUIMARÃES, J. Conceituação, cinética e morfologia da transformação martensítica em aços. **Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales**, 1, n. 1, p. 3-9, 1981.
- HUALLPA, E. A. **Caracterização da transformação martensítica em temperaturas criogênicas**. Universidade de São Paulo, 2011.
- JABBARI, M.; BARAN, I.; MOHANTY, S.; COMMINAL, R.; SONNE, M. R.; NIELSEN, M. W.; SPANGENBERG, J.; HATTEL, J. H. Multiphysics modelling of manufacturing processes: A review. **Advances in mechanical engineering**, 10, n. 5, 2018.
- KAARS, J.; MAYR, P.; KOPPE, K. Determining Material Data for Welding Simulation of Presshardened Steel. **Metals**, 8, n. 10, p. 740, 2018.
- KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. **Journal of Materials Processing Technology**, 210, n. 15, p. 2103-2118, 2010.
- KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. Advanced high-strength steels application guidelines V6. **WorldAutoSteel**, 6, 2017.
- KITAHARA, H.; UEJI, R.; TSUJI, N.; MINAMINO, Y. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel. **Acta materialia**, 54, n. 5, p. 1279-1288, 2006.
- LIANG, X.; YUAN, X.; WANG, H.; LI, X.; LI, C.; PAN, X. Microstructure, mechanical properties and failure mechanisms of resistance spot welding joints between ultra high strength steel 22MnB5 and galvanized steel HSLA350. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing**, 17, n. 12, p. 1659-1664, 2016.
- LONGHI, A.; BUTTON, S. T. Estampagem a quente de recortes de chapas de aço ao boro soldadas a laser. **7º Congresso Brasileiro de Engenharia de fabricação**, 20, p. 194-196, 2013.
- LOPES, M. M. B. **Efeito da fração de martensita na cinética de formação da austenita em um aço de baixo carbono**. Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais, 2012.
- LU, Y.; PEER, A.; ABKE, T.; KIMCHI, M.; ZHANG, W. Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding. **Materials & Design**, 155, p. 170-184, 2018.
- LUENGAS, L. O. **Simulação Física e Caracterização Microestrutural e Mecânica da Zona Termicamente Afetada (ZTA) em Aços Inoxidáveis Duplex**. PUC-Rio, 2017.
- LUENGAS, L. O.; MOREJÓN, J. A. P.; REZENDE, M. C.; DE SOUZA BOTT, I. Análise microestrutural da ZTA simulada na Gleeble do aço duplex SAF 2205. **71º Congresso Anual ABM**, 2016.
- LUNDIN, C.; ZHOU, C. A comparison of published HAZ thermal simulation methods used to derive weld HAZ thermal cycles. **Acta Metallurgica Sinica**, 13, n. 1, p. 223-232, 2009.

- MAGALHÃES, A. S.; MARTINS, S. C. S.; PINTO, M. F.; AGUILAR, M. T. P.; DE SOUZA COSTA, M. C. M.; LOPES, W.; CORRÊA, E. C. S. Influência da temperatura intercrítica na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço bifásico. **70º congresso anual da ABM week**, p. 1076-1085, 2015.
- MAKI, T. Morphology and substructure of martensite in steels. **Phase transformations in steels**, p. 34-58, 2012.
- MAKI, T.; TSUZAKI, K.; TAMURA, I. The morphology of microstructure composed of lath martensites in steels. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, 20, n. 4, p. 207-214, 1980.
- MANDZIEJ, S. T. Physical simulation of metallurgical processes. **Materials and technology**, 44, n. 3, p. 105-119, 2010.
- MANLADAN, S. M.; YUSOF, F.; RAMESH, S.; FADZIL, M.; LUO, Z.; AO, S. A review on resistance spot welding of aluminum alloys. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 90, n. 1, p. 605-634, 2017.
- MARIANO, N. A.; PEREIRA, V. F.; RODRIGUES, C. A. D.; DI LORENZO, P. L.; ROLLO, J. M. D. d. A. Caracterização da temperabilidade e das curvas de transformação de fases de aços inoxidáveis martensíticos do tipo FeCrNi. **Rem: Revista Escola de Minas**, 60, n. 1, p. 163-167, 2007.
- MARQUES, P.; MODENESI, P.; BRACARENSE, A. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3 ed. 2014.
- MATSUDA, F.; IKEUCHI, K.; LIAO, J. **Effect of weld thermal cycles on the HAZ toughness of SQV-2A pressure vessel steel**. ASM International, Materials Park, OH (United States), 1996.
- MELLO, L. d. R. **Estudo da relação C/A em aços com diferentes teores de carbono temperados em água**. Universidade Federal do Ceará, Ceará, 2019.
- MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; GEIGER, M. Characterisation of the flow properties of the quenchenable ultra high strength steel 22MnB5. **CIRP annals**, 55, n. 1, p. 229-232, 2006.
- MESSLER JR, R. W. **Principles of welding: processes, physics, chemistry, and metallurgy**: John Wiley & Sons, 2008.
- MORITO, S.; YOSHIDA, H.; MAKI, T.; HUANG, X. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels. **Materials Science and Engineering: A**, 438, p. 237-240, 2006.
- NADERI, M.; BLECK, W. **Hot stamping of ultra high strength steels**. Lehrstuhl und Institut für Eisenhüttenkunde. 2008.

- OLIVEIRA, A. S.; SANTOS, R. O. d.; SILVA, B. C. d. S.; GUARIEIRO, L. L. N.; ANGERHAUSEN, M.; REISGEN, U.; SAMPAIO, R. R.; MACHADO, B. A. S.; DROGUETT, E. L.; SILVA, P. H. F. d. A detailed forecast of the technologies based on lifecycle analysis of gmaw and cmt welding processes. **Sustainability**, 13, n. 7, p. 3766, 2021.
- OLIVEIRA, D. V. F. **O uso da simulação física através do aquecimento a joule no estudo da fragilização por metal líquido (LME) em chapas galvanneal 22MnB5**. SENAI CIMATEC, Salvador, 2020.
- OLIVEIRA, F. L. G.; ANDRADE, M. S.; COTA, A. B. Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel. **Materials Characterization**, 58, n. 3, p. 256-261, 2007.
- OLIVEIRA, V.; FILHO, J.; GIRÃO, I.; RAMOS, I. Estudo da zona afetada pelo calor de aço API 5L X100 com simulação computacional e física. **72º Congresso Anual da ABM week**, p. 2085-2096, 2017.
- PENG, W.-J.; WU, G.-X.; LI, R.-B.; JIANG, P.-G.; ZHANG, J.-Y. Effect of Ni-interlayer on zinc-assisted liquid-metal-induced-embrittlement susceptibility of 22MnB5 galvanized steel. **Surface and Coatings Technology**, 422, p. 127550, 2021.
- RAZMPOOSH, M.; KHAN, M. S.; KALASHAMI, A. G.; MACWAN, A.; BIRO, E.; ZHOU, Y. Effects of laser beam defocusing on high-strain-rate tensile behavior of press-hardened Zn-coated 22MnB5 steel welds. **Optics & Laser Technology**, 141, p. 107116, 2021.
- RECLA, T. A. R. **Estudo da Soldabilidade de Materiais Dissimilares pelo processo RSW utilizando um Aço Eletro galvanizado e o Aço 22MnB5**. Universidade Federal de Itajubá, Minas Gerais, 2016.
- REZAYAT, H.; GHASSEMI-ARMAKI, H.; BHAT, S.; SRIRAM, S.; BABU, S. Constitutive properties and plastic instabilities in the heat-affected zones of advanced high-strength steel spot welds. **Journal of materials science**, 54, n. 7, p. 5825-5843, 2019.
- SANTOS, T. A.; SANTOS, R. C. d.; MARTINS, W. d. P.; NASCIMENTO, C. C. F. d. Avaliação da susceptibilidade à corrosão de um aço inoxidável AISI 316L submetido à simulação térmica com o uso da Gleeble. **Matéria (Rio de Janeiro)**, 24, n. 3, 2019.
- SHI, Y.; HAN, Z. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel. **Journal of materials processing technology**, 207, n. 1-3, p. 30-39, 2008.
- SILVA, F. H. A. **Simulação física de zona termicamente afetada por soldagem em aço microligado com alto nióbio e baixo manganês**. Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais, 2018.
- SILVA, V. F. d. **Influência da austenita retida no crescimento de trincas curtas superficiais por fadiga em camada cementada de aço SAE 8620**. Universidade de São Paulo, 1997.

- SOSSA, J. W. Z.; MARRO, F. P.; ALZATE, B. A.; SALAZAR, F. M. V.; PATIÑO, A. F. A. S-Curve analysis and technology life cycle. Application in series of data of articles and patents. **Revista Espacios**, 37, n. 7, 2016.
- SUSKI, C. A. Estudo da influência da adição de Boro nos aços de baixo carbono. **Revista do Parafuso**, 2008.
- TAMARELLI, C. AHSS 101: the evolving use of advanced high strength steels for automotive applications. **Steel Market Development Institute**, p. 45, 2011.
- TAMIZI, M.; POURANVARI, M.; MOVAHEDI, M. Welding metallurgy of martensitic advanced high strength steels during resistance spot welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, 22, n. 4, p. 327-335, 2017.
- TAYLOR, M.; TAYLOR, A. The technology life cycle: Conceptualization and managerial implications. **International journal of production economics**, 140, n. 1, p. 541-553, 2012.
- TIAN, D.; KARJALAINEN, L. P.; QIAN, B.; CHEN, X. Correlation between microstructural features of granular bainite, roughness of fracture surface and toughness of simulated CGHAZ in QT type HSLA steels. **Scandinavian journal of metallurgy**, 25, n. 2, p. 87-94, 1996.
- TURETTA, A. Investigation on thermal, mechanical and microstructural properties of quenchenable high strenght steels in hot stamping operations. 2008.
- XIMENES, D. A. d. C. **Simulação física e caracterização microestrutural de chapas de aço ao Boro com revestimentos Zn-Fe para aplicação em processos de estampagem a quente**: Universidade Federal Fluminense: 2018.
- ZHOU, J.; WANG, B.-y.; HUANG, M.-d.; CUI, D. Effect of hot stamping parameters on the mechanical properties and microstructure of cold-rolled 22MnB5 steel strips. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**, 21, n. 6, p. 544-555, 2014.