

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

GABRIEL BERGER DA MATA

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO FSSW SOBRE A ESTRUTURA
DE SOLDAS PRODUZIDAS EM AÇO TRIP 800 GALVANIZADO**

BELO HORIZONTE

2022

GABRIEL BERGER DA MATA

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO FSSW SOBRE A ESTRUTURA DE
SOLDAS PRODUZIDAS EM AÇO TRIP 800 GALVANIZADO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação de Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

BELO HORIZONTE

2022

GABRIEL BERGER DA MATA

**INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO FSSW SOBRE A ESTRUTURA
DE SOLDAS PRODUZIDAS EM AÇO TRIP 800 GALVANIZADO**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Graduação de Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais

Aprovado em ____/____/____

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz – Orientador

Prof^ª. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus pais, Monika e Armindo e à minha avó, Maria D'Aparecida pelo apoio, amor, incentivo e por terem me fornecido as condições necessárias para que meus sonhos fossem realizados. Ao meu irmão, João Paulo por estar sempre ao meu lado e ter me auxiliado nessa caminhada.

Ao meu orientador Cláudio Turani Vaz, por toda dedicação, oportunidade, direcionamento, compartilhamento de informações e auxílio durante todo o período em que este trabalho foi desenvolvido.

Ao CEFET-MG, por disponibilizar da estrutura, experiência e recursos necessários para a conclusão desta etapa em minha formação.

Aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais e de toda a instituição, pelos ensinamentos, conversas, aulas ministradas e momentos durante todos esses anos.

Aos meus colegas e amigos feitos nesta instituição, pelo apoio, convívio diário, ensinamentos, conversas e momentos de descontração.

A todos amigos, familiares, colegas com quem convivi durante esse tempo e colaboraram indiretamente com o desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

Os aços TRIP apresentam-se como ótimos materiais a serem utilizados na fabricação de componentes automotivos por apresentarem o potencial de reduzir em até 20% a massa de um veículo assim como obter melhor desempenho em testes de colisão sem aumento considerável de custo de produção em relação aos aços geralmente utilizados nesse setor. Nesse contexto, o objetivo deste estudo foi investigar a influência de parâmetros da soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica, velocidade de rotação do pino e tempo de mistura, sobre a estrutura da solda obtida em chapas de aço TRIP 800 galvanizadas. Lentes estereoscópicas foram utilizadas com o objetivo de analisar de forma abrangente as regiões de solda, o microscópio eletrônico de varredura e espectroscopia por energia dispersiva para detalhar a microestrutura das regiões de solda e finalmente, foi feita uma análise de dureza das diferentes regiões por meio de um durômetro Vickers. Quanto à análise macrográfica, com o aumento na velocidade de rotação do pino e tempo de mistura durante a soldagem, ou seja, com maiores energias de soldagem, verificou-se uma tendência maior de ocorrência de descontinuidades nas soldas e um aumento de área ZM. Para velocidades de rotação mais altas notou-se uma deformação na região de solda que esteve em contato com o pino, indicando um possível desgaste do material desse ou coalescimento excessivo do metal. A microestrutura das diferentes regiões da solda foi similar à encontrada por pesquisadores em estudos com o mesmo aço. Na ZM observou-se uma estrutura predominantemente martensítica, em que o aumento da velocidade de rotação e tempo de mistura resultaram em aumento no comprimento das ripas. Não foram observadas alterações significativas na microestrutura das demais regiões em decorrência da variação dos parâmetros de processo empregados. Pela análise da descontinuidade por EDS foi observado que não houve a presença de uma concentração de zinco nas regiões onde a temperatura atingida foi mais alta. Por fim, a análise de dureza deste trabalho permitiu avaliar a coerência dos resultados com a microestrutura obtidas nas diferentes regiões de solda.

Palavras chave: aços galvanizados, caracterização microestrutural, efeito TRIP, propriedades mecânicas, soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica.

ABSTRACT

TRIP steels are suitable to be used in the automotive components manufacturing because they reduce up to 20% of vehicle mass and provide better performance in crash tests without a considerable increase in production cost compared to the steels generally used in this sector. In this context, the study objective was to investigate the influence of friction stir spot welding parameters, pin rotation speed and stirring time, on the weld structure obtained in galvanized TRIP 800 steel plates. Stereoscopic lenses were used in order to comprehensively analyze the weld regions, scanning electron microscopy and energy dispersive spectroscopy to detail the microstructure of the weld regions and finally, a hardness analysis of the different regions was performed using a Vickers Durometer. Considering the macrographic analysis, the pin rotation speed and mixture time increasing, ie, with a higher welding energy, there is a tendency of occurrence of discontinuity in the welds and a ZM area raising. For the higher rotation speed, it is noted a deformation in the region of the weld that was in contact with the pin, indicating a possible wear of the material or excessive coalescence of the metal. It was verified by the weld microstructure, which the results obtained in this work were like the observations made by other researchers involving this steel. The MZ microstructure was mainly martensitic where the rotation speed and mix time increasing promotes lath martensite length. Microstructural changes as consequence of welding parameters modification were not observed on the TMAZ and TAZ. By the EDS discontinuity analysis, it wasn't observed the presence of a zinc concentration in the regions where the temperature reached was higher. Finally, the hardness measures were consistent to the microstructure obtained in the different weld regions.

Keywords: galvanized steels, microstructural characterization, TRIP effect, mechanical properties, friction stir spot welding.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Localização das três gerações de AHSS em um gráfico de resistência à tração versus alongamento	17
Figura 2 - Microestrutura esquemática de um aço TRIP	19
Figura 3 - Ilustração esquemática do efeito TRIP durante a deformação	22
Figura 4 - Tratamento térmico em duas etapas para um aço TRIP	23
Figura 5 - Mudanças estruturais durante o tratamento IBT e subsequente têmpera.....	24
Figura 6 - Esquematização de seção transversal de uma junta em um processo de soldagem por fusão	25
Figura 7 - Esquematização do processo de soldagem por resistência a ponto	26
Figura 8 - Etapas básicas de um processo de soldagem por fricção	28
Figura 9 - Esquematização do processo FSW	30
Figura 10 - Etapas do processo de FSSW	32
Figura 11 - Exemplo de macroestrutura observada em um processo FSSW para um aço TRIP I - ZM; II - ZTMA; III - ZTA	34
Figura 12 - Fluxograma das etapas de trabalho.....	35
Figura 13 - Esquematização de uma amostra soldada por FSSW de aço TRIP 800	36
Figura 14 - Amostra cortada e embutida de aço TRIP 800 utilizada no trabalho	38
Figura 15 - Indentações das amostras para o ensaio de microdureza	40
Figura 16 - Aspectos gerais das soldas obtidas por FSSW das seções transversais das amostras divididas de acordo com os parâmetros de soldagem (ataque com Nital 3%)	41
Figura 17 - Área da ZM em função dos parâmetros de soldagem, velocidade de rotação do pino e tempo de mistura.....	42
Figura 18 - Área da ZTMA em função dos parâmetros de soldagem, velocidade de rotação do pino e tempo de mistura	43
Figura 19 - Área da ZTA em função dos parâmetros de soldagem, velocidade de rotação do pino e tempo de mistura	44
Figura 20 - Microestrutura do metal base de aço TRIP 800 das amostras.....	45
Figura 21 - Comparação de microestrutura na ZM considerando a velocidade de rotação e tempo de mistura das amostras	46
Figura 22 - Comparação de microestrutura na ZTMA considerando a velocidade de rotação e tempo de mistura.....	48

Figura 23 - Comparação de microestrutura na ZTA considerando a velocidade de rotação e tempo de mistura.....	50
Figura 24 - Imagem com ênfase na descontinuidade. MEV, ampliação 40x.....	51
Figura 25 - Macrografia de solda rompida devido às condições de maior aporte de energia – Amostra 13	51
Figura 26 - Comparação de microestrutura dos constituintes em regiões distintas.....	52
Figura 27 - Dureza Vickers (HV100) em função da velocidade de rotação do pino (rpm) e tempo de mistura (s)	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço TRIP 800	37
Tabela 2 - Parâmetros de soldagem utilizados para as amostras	37
Tabela 3 - Dureza média (HV100) das amostras considerando os parâmetros de processo	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	Aço Avançado de Alta Resistência ou <i>Advanced High Strenght Steel</i>
AUST.SS	Aço Inoxidável Austenítico ou <i>Austenitic Stainless Steel</i>
CFB	Aço Bainítico Livre de Carboneto ou <i>Carbide Free Bainitic Steel</i>
CP	Aço de Fase Complexa ou <i>Complex-Phase Steel</i>
DP	Aço de Fase Dupla ou <i>Dual Phase Steel</i>
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva ou <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
FSSW	Soldagem a Ponto por Fricção e Mistura Mecânica ou <i>Friction Stir Spot Welding</i>
FSW	Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica ou <i>Friction Stir Welding</i>
FW	Soldagem por Fricção ou <i>Friction Welding</i>
IBT	Transformação Bainítica Isotérmica ou <i>Isothermal Bainitic Transformation</i>
L-IP	Aço Leve com Plasticidade Induzida ou <i>Lightweight Steel With Induced Plasticity</i>
LASER	Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação ou <i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
LFW	Soldagem por Fricção Linear ou <i>Linear Friction Welding</i>
MART	Aços com Matriz Martensítica ou <i>Martensitic Steels</i>
MB	Metal de Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
OFW	Soldagem por Fricção Orbital ou <i>Orbital Friction Welding</i>
Q&P	Têmpera e Partição ou <i>Quench and Partioning</i>
RFW	Soldagem por Fricção Rotacional ou <i>Rotary Friction Welding</i>
RSW	Soldagem a Ponto por Resistência ou <i>Resistence Spot Welding</i>
TRIP	Transformação Induzida por Plasticidade ou <i>Transformation Induced Plasticity</i>
TWI	<i>The Welding Institute</i>
TWIP	Transformação Induzida por Maclação ou <i>Twinning Induced Plasticity</i>
ZM	Zona de Mistura
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcentagem
°C	Grau Celsius
μm	Micrómetro
α	Ferrita
γ	Austenita (estrutura cúbica de face centrada)
γ _r	Austenita retida ou residual
Ac ₁	Temperatura de início da formação austenítica durante aquecimento
Ac ₃	Temperatura de fim de formação austenítica durante aquecimento
B	Bainita
C	Carbono
CO ₂	Dióxido de carbono
E	Módulo de elasticidade
gf	Gramas força
GPa	Giga Pascal
HV100	Microdureza Vickers 100gf
kg	Quilograma
L ₀	Comprimento inicial
M	Martensita
M/A	Martensita-austenita retida
Ms	Temperatura inicial da transformação martensítica
M _f	Temperatura final da transformação martensítica
mm	Milímetro
MPa	Mega Pascal
rpm	Rotações por minuto
s	Segundos
t	Tempo
\bar{x}	Média aritmética

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	12
2	OBJETIVOS.....	14
2.1	OBJETIVO GERAL.....	14
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	14
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
3.1	PROPRIEDADES DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA.....	15
3.2	GERAÇÕES DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	17
3.3	TRANSFORMAÇÃO INDUZIDA POR PLASTICIDADE (TRIP).....	18
3.3.1	<i>Mecanismo de deformação e propriedades em aços TRIP.....</i>	<i>20</i>
3.3.2	<i>Processamento termomecânico de aços TRIP.....</i>	<i>22</i>
3.4	METALURGIA E PROCESSOS DE SOLDAGEM	24
3.4.1	<i>Processos de soldagem por fusão.....</i>	<i>25</i>
3.4.2	<i>Processos de soldagem no estado sólido.....</i>	<i>26</i>
3.4.2.1	<i>Soldagem por fricção (FW).....</i>	<i>27</i>
3.4.2.2	<i>Soldagem por fricção e mistura mecânica (FSW).....</i>	<i>29</i>
3.4.2.3	<i>Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (FSSW)</i>	<i>32</i>
3.5	A SOLDAGEM DE AÇOS TRIP PELO PROCESSO FSSW.....	33
4	MATERIAIS E MÉTODOS	35
4.1	DESCRIÇÃO DO TRABALHO	35
4.2	MATERIAL.....	36
4.3	ANÁLISES MACRO E MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS	38
4.4	ANÁLISE DE DUREZA DAS AMOSTRAS	39
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	41
5.1	ANÁLISE MACROESTRUTURAL DAS SOLDAS.....	41
5.2	EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DAS SOLDAS	44
5.3	INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS DE PROCESSO EM RELAÇÃO À MICRODUREZA DAS AMOSTRAS	53
6	CONCLUSÃO	56
	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	57
	ANEXO I – MEDIDAS DAS ÁREAS DAS REGIÕES DE SOLDA.....	61
	ANEXO II – HV100 DAS AMOSTRAS EM FUNÇÃO DA REGIÃO DE SOLDA.....	62

1 INTRODUÇÃO

A utilização de aços avançados de alta resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steels*) têm despertado e recebido considerável atenção na indústria automotiva por permitir a redução do peso, diminuindo a emissão de poluentes atmosféricos responsáveis pelo aquecimento global por meio da economia de combustível dos veículos e melhorando a segurança dos passageiros (MAZZAFERRO et al., 2009; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020).

Aços com matriz martensítica (MART), *complex-phase* (CP), *dual phase* (DP) e os que apresentam o efeito de plasticidade induzida por transformação (TRIP) fazem parte desse grupo de AHSS que apresentam resistência superior a 500 MPa e que são capazes de manter adequada ductilidade para sua utilização em veículos (MAZZAFERRO et al., 2009).

Conforme exposto por Mazzaferro et al. (2009), os aços TRIP demonstram-se ótimos candidatos a serem utilizados na fabricação de componentes automotivos por apresentar o potencial de reduzir em até um quinto da massa total do veículo. Assim como, devido às suas características de alta resistência, conformabilidade e capacidade de absorção de energia, obter um melhor desempenho em testes de colisão em relação aos aços normalmente utilizados além de não promoverem um aumento considerável no custo de fabricação.

As elevadas temperaturas alcançadas nos processos de soldagem a ponto por resistência elétrica e LASER, os mais comuns utilizados na indústria automobilística, resultam em altas taxas de resfriamento na região da solda. Essa variação rápida de temperatura do material, favorece o surgimento de estruturas martensíticas, de alta dureza e fragilidade, e que são capazes de proporcionar a ocorrência de fraturas frágeis quando o material soldado é submetido a aplicação de solicitações mecânicas subsequentes (MAZZAFERRO et al., 2009).

Dessa forma, o processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (*Friction Stir Spot Welding* – FSSW) apresenta-se como uma alternativa interessante em relação aos processos de soldagem comumente utilizados na indústria automotiva, uma vez que possibilita a produção de uma solda empregando temperaturas inferiores à de fusão do material. A aplicação de temperaturas inferiores dificulta a formação em maior escala da microestrutura martensítica, cujas características apresentam limitações quanto à sua utilização na indústria de automóveis.

Além disso, comparando as características da junta soldada pelo processo de soldagem a ponto por fricção com os processos habituais de soldagem utilizados na indústria, o mesmo torna-se atraente para utilização na fabricação de carrocerias dos veículos (BAEK et al., 2010; MAZZAFERRO et al., 2009).

Entretanto, verifica-se ainda alguns desafios técnicos na soldagem a ponto por fricção dessa classe de aço envolvendo tanto as alterações microestruturais decorrentes do ciclo térmico quanto à influência da camada de zinco presente na superfície, cuja temperatura de fusão é inferior que o aço, é capaz de alterar a forma e o comportamento da solda durante o processo (BAEK et al., 2010).

O objetivo deste trabalho é investigar a influência de parâmetros de soldagem (velocidade de rotação e tempo de mistura) sobre a microestrutura da solda obtida em chapas de aço TRIP 800 galvanizadas, uma vez que são fornecidas dessa forma para evitar a corrosão do material tanto no processamento quanto em serviço. A análise macro e microestrutural em relação aos parâmetros de soldagem possibilita a verificar como a distribuição do filme de zinco se manifesta na solda produzida.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho foi estudar a influência da velocidade de rotação e tempo de mistura do processo FSSW sobre a estrutura de soldas produzidas em aços TRIP 800 galvanizados.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Realizar a análise macro e microestrutural de soldas produzidas pelo processo FSSW em aços TRIP 800 galvanizados empregando diferentes velocidades de rotação e tempos de mistura;
- Avaliar a dureza das diferentes regiões das soldas produzidas sob as diferentes condições de soldagem;
- Estudar o efeito dos parâmetros do processo, velocidade de rotação do pino e tempo de mistura, em relação à formação e a morfologia da camada intermetálica do aço.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 PROPRIEDADES DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

AHSS são aços que apresentam resistência a tração igual ou superior a 500 MPa, limite de escoamento igual ou superior a 300 MPa e presença de microestruturas complexas multifásicas, podendo apresentar ferrita, martensita, bainita e austenita retida (BOUAZIZ; ZUROB; HUANG, 2013; DEMERI, 2013; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

O desenvolvimento dos AHSS ocorreu no início dos anos 80 com o objetivo de competir em custo, desempenho e propriedades mecânicas com outros materiais mais leves, assim como melhorar a segurança dos passageiros, devido à sua maior capacidade de absorção de energia cinética provocada durante uma colisão (BOUAZIZ; ZUROB; HUANG, 2013; DEMERI, 2013; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

A manipulação das microestruturas dos AHSS permite a obtenção de materiais com propriedades mecânicas impressionantes, como expressiva resistência à tração, elevada ductilidade e boa conformabilidade para serem utilizados na produção de carrocerias dos automóveis (BOUAZIZ; ZUROB; HUANG, 2013; DEMERI, 2013).

Entre as propriedades e critérios de desempenho desejados na produção dos componentes automobilísticos, destacam-se a conformabilidade do material, rigidez adequada, elevada resistência mecânica e à fadiga e *crashworthiness*, sendo esta propriedade relacionada com a capacidade do material em absorver energia em um cenário de colisão física (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

Um elevado expoente de encruamento é responsável pela capacidade de uma chapa metálica se alongar assim pela capacidade do aço em distribuir uniformemente a tensão na presença de um gradiente de tensão. Por apresentar uma maior taxa de encruamento inicial e maior resistência à tração, os AHSS apresentam a capacidade de conformabilidade superior aos aços tradicionalmente utilizados na indústria e, portanto, se encaixam como substitutos adequados para a produção das peças automotivas (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

A rigidez de um material é determinada através de seu módulo de elasticidade (E), isso é, a razão entre tensão e deformação quando a deformação é totalmente elástica assim como a sua geometria. Os AHSS oferecem maior flexibilidade para otimizar a rigidez devido à sua conformabilidade apropriada e consequente modificação da componente de geometria para obtenção dessa propriedade superior em relação aos aços convencionais (CALLISTER; RETHWISCH, 2014; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

A resistência de um componente depende de sua geometria assim como sua resistência a tração e escoamento. Os AHSS apresentam, devido à sua conformabilidade e características de encruamento, a possibilidade de obtenção de componentes com alta resistência na elaboração de um projeto de uma carroceria de um veículo (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

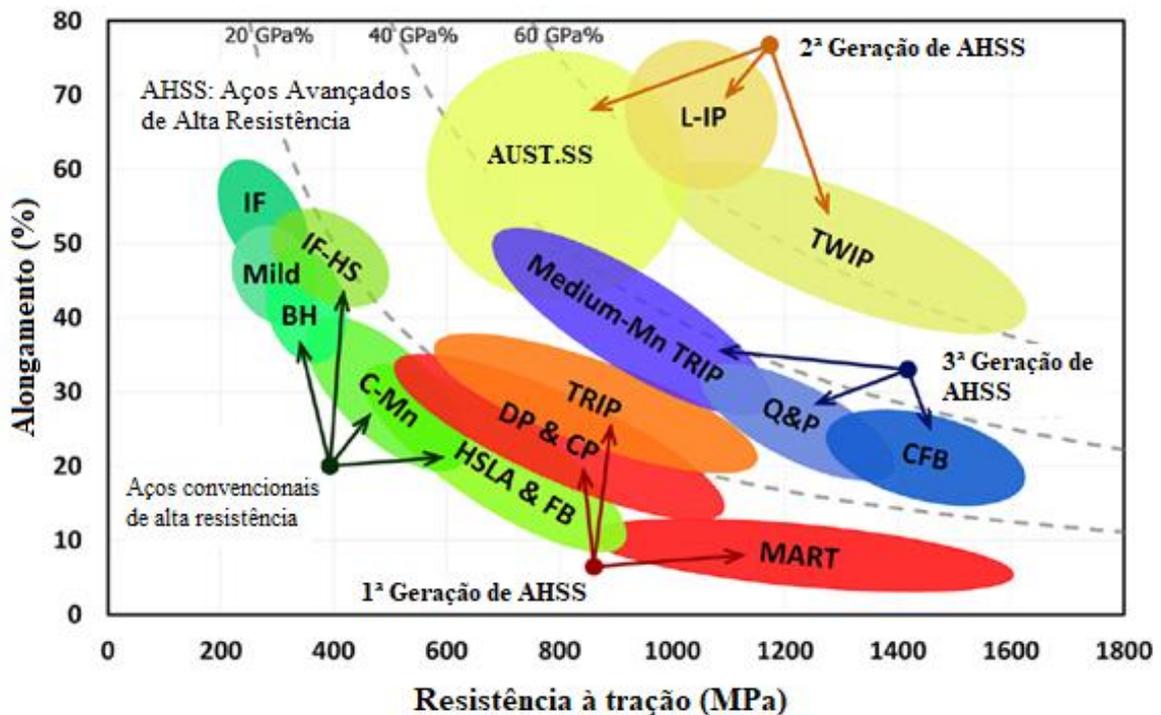
A resistência à fadiga de um material é o limite de tensão que um material pode tolerar, sem falhar, para um determinado número de ciclos, e está relacionado de acordo com sua geometria, espessura, aplicação de cargas e limite de durabilidade. Devido à sua alta resistência aliada a um encruamento superior, os AHSS também apresentam resistência à fadiga superior que a de aços convencionais, acrescentando portanto, mais uma propriedade que os tornam mais interessantes em aplicações na indústria automotiva (CALLISTER; RETHWISCH, 2014; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

Crashworthiness é uma propriedade explicada pela capacidade de absorção de energia de um aço em um cenário de colisão, avaliada através da área sob as curvas de tensão-deformação do material. O elevado desempenho dos AHSS em relação aos aços convencionais é associado a uma maior taxa de encruamento e alta tensão de fluxo e que está relacionada com a distribuição de uma tensão mais uniforme em um evento de colisão dos materiais. Tal propriedade está diretamente associada às questões de segurança e por isso se encaixam nas prioridades desejadas na fabricação dos componentes automotivos (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

3.2 GERAÇÕES DOS AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

As localizações de três gerações de classes AHSS são demonstradas na Figura 1. através de um gráfico de alongamento (%) *versus* resistência à tração (MPa). A primeira geração inclui os aços DP, TRIP, CP e MART e são caracterizados por apresentarem uma maior resistência mecânica e melhor ductilidade que os aços convencionais sem um aumento significativo no custo de fabricação, além de serem bem desenvolvidos e utilizados na indústria automotiva (TISZA, 2021; ZHAO; JIANG, 2018).

Figura 1 - Localização das três gerações de AHSS em um gráfico de resistência à tração versus alongamento



Fonte: Adaptado de SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020.

Os aços de segunda geração, representados no canto superior direito do gráfico, são caracterizados por apresentarem propriedades mecânicas superiores aos aços de primeira geração, sendo extremamente resistentes e de elevada conformabilidade, capazes de proporcionar notável redução de massa considerando as peças de difícil conformação. Esses aços são os de transformação induzida por maclação (TWIP), o inoxidável austenítico (AUST.SS) e o aço leve com plasticidade induzida (L-IP). Entretanto, a presença de elementos

de liga de elevado custo, como cromo e níquel, dificultam sua adoção devido ao aumento expressivo do custo de produção (ZHAO; JIANG, 2018).

A região intermediária do gráfico é representada pelos AHSS de terceira geração, capazes de combinar uma resistência mecânica e ductilidade superior em relação aos aços da primeira geração aliado a um menor custo que os de segunda geração. Esses aços são representados pelo aço bainítico livre de carboneto (CFB), pelo aço de médio manganês TRIP e pelo aço de têmpera e partição (*quench and partitioning* - Q&P) e estão atualmente em desenvolvimento e pesquisa, sendo candidatos promissores para futuras aplicações na indústria automotiva (SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020; ZHAO; JIANG, 2018).

A utilização de AHSS na indústria automotiva poderia reduzir a emissão de poluentes atmosféricos em um total de 8 kg de gases do efeito estufa (equivalentes do CO₂), a cada uso de 1 kg de AHSS em um carro de cinco passageiros, de acordo com um estudo feito pela *World Steel Association*. Essa redução corresponde a uma redução de 5,7% nas emissões dos gases relacionados ao aquecimento global ao longo de todo o ciclo de vida do automóvel (ZHAO; JIANG, 2018).

3.3 TRANSFORMAÇÃO INDUZIDA POR PLASTICIDADE (TRIP)

Os aços que apresentam o efeito TRIP são ligas de ferro-carbono que apresentam cerca de 0,1 a 0,4% em peso de carbono, e outros elementos de liga, como silício, titânio, alumínio, níquel, vanádio e manganês. A presença de metais como silício e alumínio é principalmente utilizada para estabilização da fase austenita em temperatura ambiente, enquanto que metais como titânio, níquel e vanádio estão presentes para melhorar a resistência do aço (DEMERI, 2013).

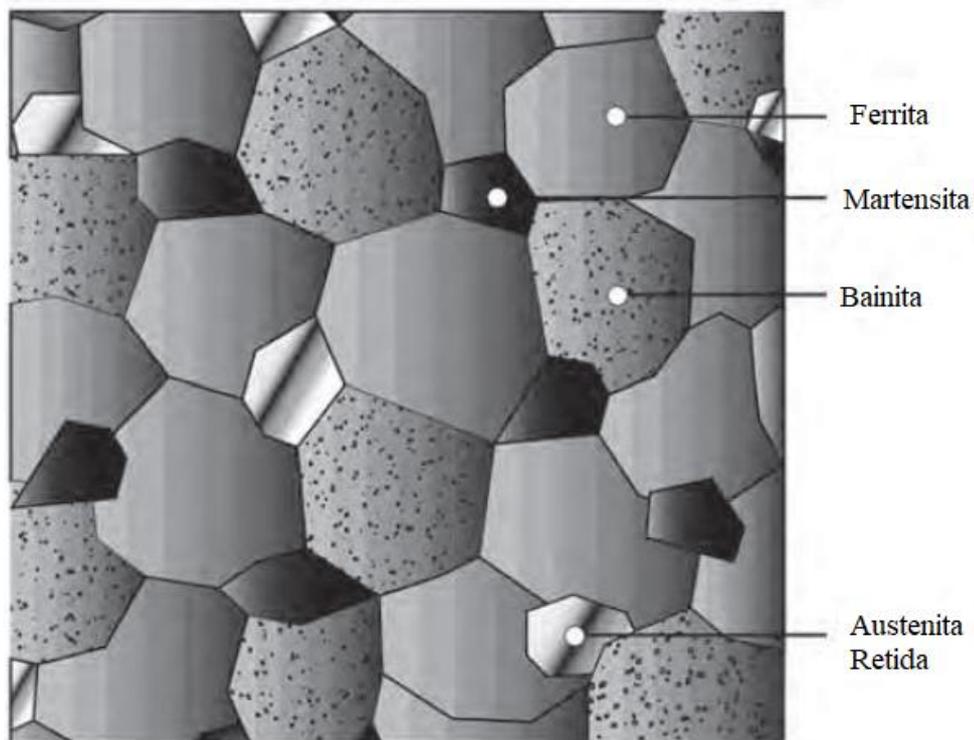
Os aços TRIP apresentam uma microestrutura composta de uma matriz de ferrita/bainita e cerca de 5 a 20% da fração volumétrica de austenita retida metaestável. Durante a transformação plástica do material, a austenita retida é progressivamente transformada em martensita, o que implica no aumento significativo de sua resistência mecânica e ductilidade. Essa combinação de fases, concedem aos aços TRIP uma elevada conformabilidade da austenita nos estágios iniciais do processo de estampagem, seguido por uma alta resistência da martensita no final do

processo, o que torna esses materiais como candidatos atraentes para aplicações em estruturas leves (DE COOMAN, 2004; MAZZAFERRO et al., 2009; DEMERI, 2013).

Devido às extremas taxas de formação de martensita, o fenômeno TRIP ocorre em altas taxas de deformação, similar ao que ocorre durante as condições de colisão de veículos. Logo, os aços TRIP são visivelmente considerados para aplicações em que há uma exigência máxima de absorção de energia proveniente das colisões (DE COOMAN, 2004; MAZZAFERRO et al., 2009; DEMERI, 2013).

A microestrutura esquemática de um aço TRIP pode ser verificada na Figura 2 em que algumas microestruturas de austenita retida se transformaram em martensita (DEMERI, 2013).

Figura 2 - Microestrutura esquemática de um aço TRIP



Fonte: Adaptado de DEMERI, 2013.

3.3.1 Mecanismo de deformação e propriedades em aços TRIP

O efeito TRIP pode ser definido pelo aumento da resistência mecânica e ductilidade através da transformação da austenita retida em martensita durante a deformação plástica. Por ser uma transformação que requer certa quantidade de tensão para iniciar a transformação de fase nos planos cristalinos, se dá de modo instantâneo e sem difusão (DEMERI, 2013; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020).

A transformação da austenita retida em martensita está relacionada com o teor de carbono do aço. Em baixos níveis de carbono, a transformação é quase imediata na deformação, o que aumenta a taxa de endurecimento e de conformabilidade durante a estampagem do aço, enquanto que em aços de alto carbono a austenita retida é mais estável e permanece na peça final (DEMERI, 2013; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020).

A estabilização ideal da austenita retida é um fator importante para que haja um bom equilíbrio entre resistência e ductilidade para se alcançar o efeito TRIP e é sua quantidade que se apresenta como um fator chave no controle das propriedades mecânicas finais do aço. Verifica-se que um aumento na fração volumétrica de austenita retida aumenta o coeficiente de encruamento do aço, entretanto, uma alta quantidade não induz necessariamente um alongamento uniforme elevado, uma vez que se faz necessário um teor de carbono suficiente para estabilizar essa grande quantidade (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008; ZHAO; JIANG, 2018).

Caso a austenita retida sofra transformação em deformações muito baixas ou se for muito resistente a essa, então o efeito TRIP será mínimo. Dessa forma, a quantidade de tensão para iniciar o fenômeno está relacionada com a estabilidade da austenita retida, que por sua vez, quanto mais estável, mais tardia será a transformação austenita-martensita durante a deformação (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008; ZHAO; JIANG, 2018).

Muitos fatores como teor de carbono, tamanho de grão e morfologia de austenita retida, composição química do aço e fase circunvizinha, afetam a estabilidade da fase. O principal parâmetro que representa a estabilidade da austenita retida é a temperatura inicial da transformação martensítica, M_s . Quanto menor essa temperatura, maior a estabilidade da

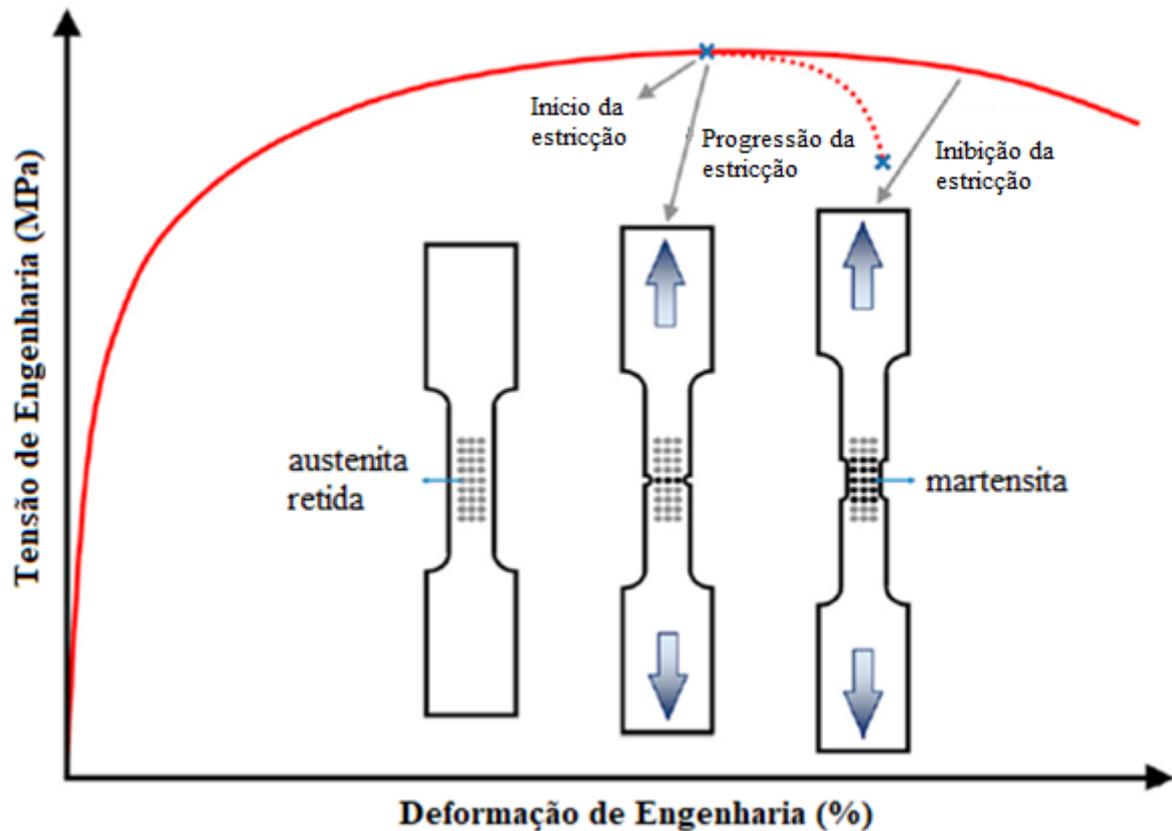
austenita. Já a estabilidade química está relacionada com a supersaturação do carbono na austenita retida enquanto que o tamanho e a morfologia da austenita controla a estabilidade mecânica do aço (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008; ZHAO; JIANG, 2018).

O teor de carbono determina a força motriz química para a transformação da austenita retida em martensita. Um maior teor de carbono induz um aumento da fração volumétrica de austenita retida na microestrutura final e quanto maior a quantidade de carbono enriquecido nesta estrutura, menor será a M_s . Para garantir a estabilidade térmica e mecânica da austenita retida, o teor de carbono deve ser alto o suficiente e se manter em uma faixa apropriada. Foi verificado que um teor de cerca de 1% ou mais elevado é desejado para que essa estabilização ocorra (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008; ZHAO; JIANG, 2018).

A austenita retida é o constituinte mais importante nesse mecanismo, conforme observado esquematicamente na Figura 3, através de sua transformação em martensita, há uma inibição da estrição do material. A necessidade de produção de aços com um teor suficientemente alto de austenita muito estável é o desafio tecnológico crucial na produção de aços TRIP (DEMERI, 2013; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020).

As principais propriedades mecânicas obtidas através do efeito TRIP em aços, como verificado, é o aumento da resistência mecânica aliado a uma boa ductilidade. A resistência à tração desses aços varia de 500 a 1050 MPa e o alongamento total de 12 a 32%, além de ser verificado o aumento da resistência ao escoamento devido ao endurecimento por recozimento (DEMERI, 2013).

Figura 3 - Ilustração esquemática do efeito TRIP durante a deformação

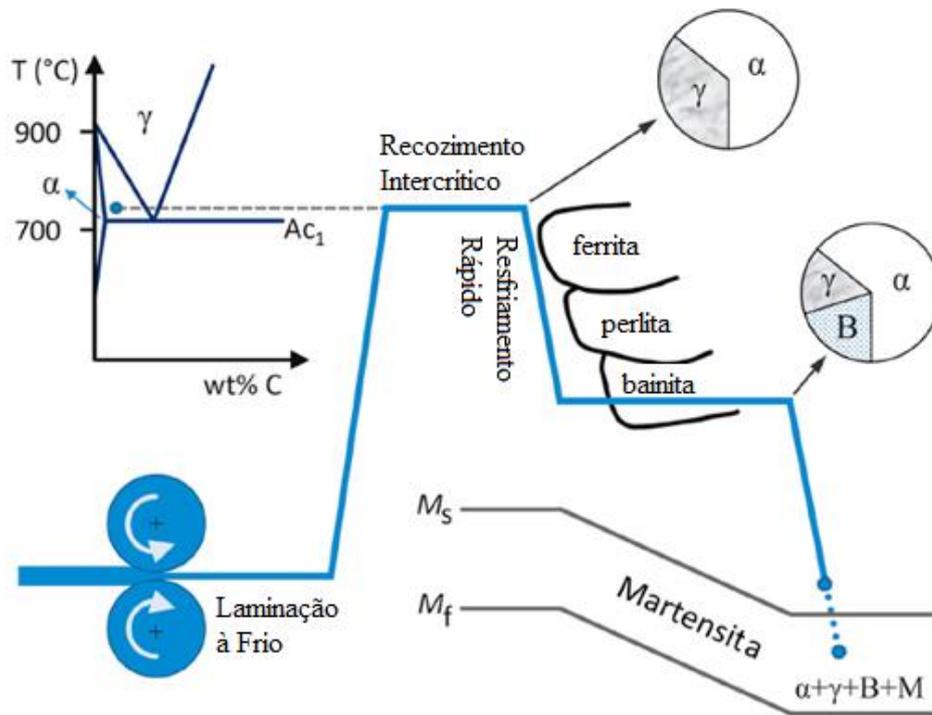


Fonte: Adaptado de SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020.

3.3.2 Processamento termomecânico de aços TRIP

Através da laminação do aço a frio, seguido de um recozimento utilizando tratamento térmico em duas etapas, conforme ilustrado na Figura 4, é obtida a microestrutura complexa dos aços TRIP. Durante o aquecimento da chapa deformada a frio até a região intercrítica, a ferrita recristaliza e ocorre, posteriormente nesta região, a transformação da perlita e de certa quantidade de ferrita em austenita. Para aumentar o teor de carbono na austenita e para limitar o crescimento de grão, recomenda-se a temperatura de recozimento intercrítico logo acima de A_{c1} , temperatura de início da formação austenítica, durante aquecimento conforme demonstrado observado na imagem. Finalmente, aguarda-se o tempo necessário para que ocorra a dissolução suficiente de carbonetos. Entretanto, se esse for muito longo, poderá ocorrer crescimento dos grãos interferindo na estabilidade da austenita (DEMERI, 2013; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020).

Figura 4 - Tratamento térmico em duas etapas para um aço TRIP

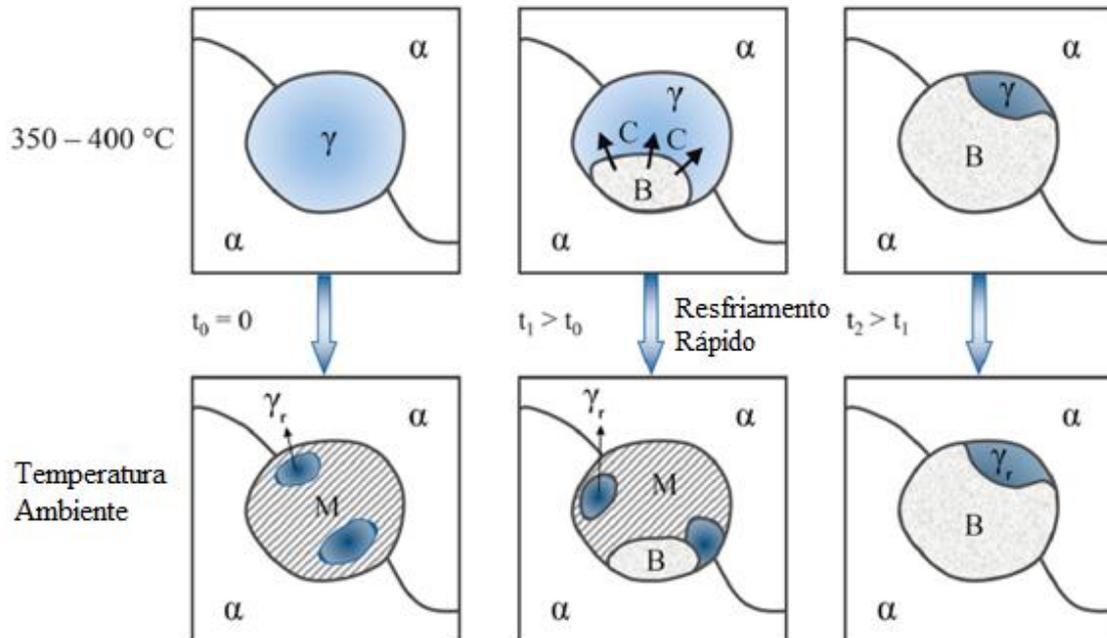


Fonte: Adaptado de SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020.

Na segunda etapa do tratamento térmico (após o recozimento intercrítico) é promovido um resfriamento rápido até a temperatura desejada de modo a evitar formação de ferrita e/ou perlita adicional. Esse é o tratamento de austêmpera para transformação bainítica isotérmica (IBT) na faixa de bainita superior (entre 350 e 400 $^{\circ}\text{C}$). Conforme evidenciado na Figura 4 e nas evoluções microestruturais durante a IBT, esquematizada na Figura 5, a austenita se transforma parcialmente em bainita livre de carbeto e a austenita residual é enriquecida por átomos de carbono que são rejeitados da bainita, tornando-se mais estável e reduzindo as temperaturas de transformação martensítica inicial (M_s) e final (M_f) (DING; HEDSTRÖM; LI, 2016; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020).

O tempo de IBT está diretamente relacionado com a quantidade de bainita e o teor de carbono da austenita residual, assim como a mudança nas temperaturas M_s e M_f afeta a transformação martensítica da austenita residual durante o resfriamento final até a temperatura ambiente. Como resultado, a austenita residual pode ser parcial ou totalmente retida, o que depende do tempo de retenção. O grande efeito do tempo IBT nas propriedades mecânicas dos aços TRIP tem sido referido principalmente às diferenças na fração de austenita retida e sua estabilidade (SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020; VERLINDEN et al., 2014).

Figura 5 - Mudanças estruturais durante o tratamento IBT e subsequente têmpera



Legenda: Ferrita (α); Austenita (γ); Austenita residual (γ_r); Martensita (M); Bainita (B); Carbono: (C); tempo (t).
 Fonte: Adaptado de SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020.

Os aços TRIP também podem ser produzidos por laminação a quente, sendo neste caso laminado na região da austenita ou na região intercrítica, devendo ser adequadamente resfriado em uma temperatura de “acabamento de têmpera”, principalmente em torno de 400 °C. Durante esse resfriamento, a ferrita pode ser formada, mas a formação de perlita deve ser suprimida. Durante o recozimento na região da bainita, a austenita residual se transforma parcialmente em bainita, e os átomos de carbono rejeitados estabilizam a austenita remanescente. Após resfriamento adicional, alguma quantidade de austenita será retida à temperatura ambiente, encerrando o processo (DING; HEDSTRÖM; LI, 2016; SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020).

3.4 METALURGIA E PROCESSOS DE SOLDAGEM

A soldagem de metais pode ser definida como um processo de união entre duas partes metálicas através de suas superfícies de contato por uma aplicação de calor e/ou de pressão. A solda é resultado desse processo e a soldagem pode ser dividida em duas categorias principais: a

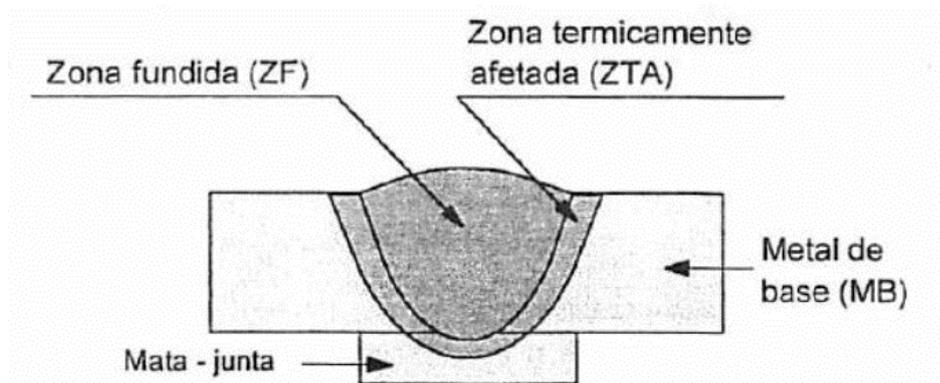
soldagem por fusão e a soldagem no estado sólido (DEMERI, 2013; WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

3.4.1 Processos de soldagem por fusão

Os processos de soldagem por fusão há transformação para o estado líquido na região de união das partes metálicas com ou sem adição de metal de adição na junta. Nesses processos verifica-se uma repartição térmica da solda em três regiões básicas (DEMERI, 2013; WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

A primeira região, a zona fundida (ZF), é a região onde ocorreu a fusão e solidificação do material durante o processo, apresentando temperaturas superiores à temperatura de fusão do metal de base. A segunda região, a zona termicamente afetada (ZTA), é a região não fundida do metal de base, mas que devido as temperaturas serem intermediárias entre a temperatura crítica do material e a temperatura de fusão, apresentam alterações na microestrutura e propriedades. Por fim, a terceira região, a metal de base (MB), é a região mais afastada do cordão de solda e que não é afetada pelo processo. As regiões de uma solda por fusão podem ser observadas através da esquematização na Figura 6 (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

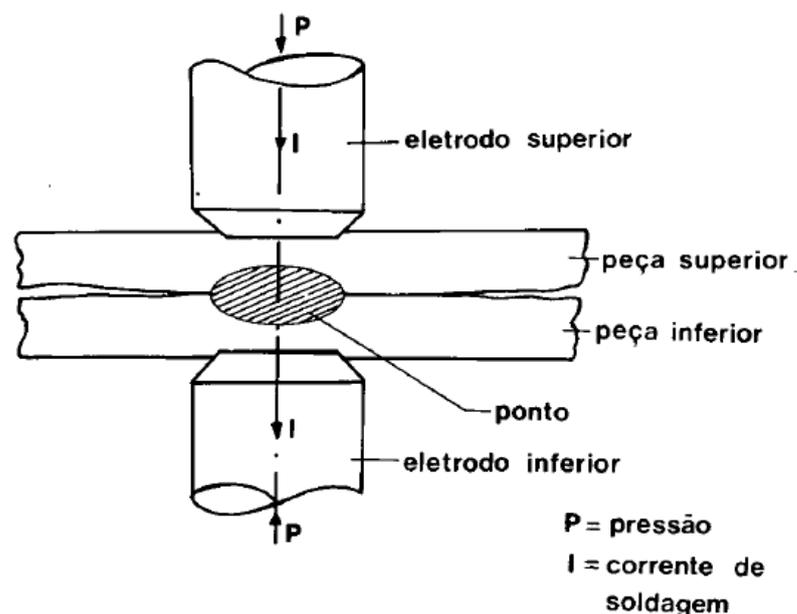
Figura 6 - Esquematização de seção transversal de uma junta em um processo de soldagem por fusão



Fonte: MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011.

Os processos de soldagem por fusão mais utilizados na indústria automotiva incluem o de soldagem a arco, soldagem a laser e principalmente soldagem a ponto por resistência. A soldagem a ponto por resistência (*Resistance Spot Welding – RSW*), esquematizada na Figura 7, é um processo que utiliza da geração de calor, através da resistência à passagem de corrente elétrica (efeito Joule) e pela aplicação de pressão para realizar a coalescência dos metais em superfícies sobrepostas ou em contato topo a topo, sendo que a solda é obtida na região entre um par de eletrodos (DEMERI, 2013; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Figura 7 - Esquemática do processo de soldagem por resistência a ponto



Fonte: WAINER; BRANDI; MELLO, 1992.

3.4.2 Processos de soldagem no estado sólido

Os processos de soldagem no estado sólido envolvem um conjunto de técnicas de união nas quais produzem a coalescência entre os materiais em temperaturas inferiores às temperaturas de fusão dos mesmos, possibilitando a união entre eles no estado sólido. A aplicação de calor não é necessária no processo de soldagem no estado sólido, entretanto, a utilização de pressão externa, assim como movimento relativo, pode ser indispensável para a produção de uma solda adequada (AKCA; GÜRSEL, 2016; AKINLABI; MAHAMOOD, 2020).

As vantagens dos processos de soldagem no estado sólido envolvem a formação de uma solda livre de defeitos microestruturais, como poros, inclusões não-metálicas e segregação de elementos de soldagem. Permitem a obtenção de soldas com propriedades mecânicas similares às dos metais utilizados, há a possibilidade de união de materiais dissimilares e por fim, não é requerido o uso de consumíveis, como gases de proteção, metais de adição e fluxos. No entanto, esses processos também apresentam algumas desvantagens, como por exemplo, a necessidade de uma preparação completa das superfícies, isso é, remoção de óxidos, escovação e lixamento delas, além de utilizar equipamentos de alto custo financeiro (AKCA; GÜRSEL, 2016; BERGMANN et al., 2013).

A soldagem por fricção, por pressão a frio, por difusão, por explosão, por pulso magnético e por ultrassom fazem parte das técnicas utilizadas e definidas como soldagens no estado sólido. O controle adequado dos parâmetros de processo (tempo, temperatura e pressão) resulta na coalescência dos materiais de base sem a ocorrência da fusão ou com uma fusão insignificante na interface nesses processos (AKCA; GÜRSEL, 2016).

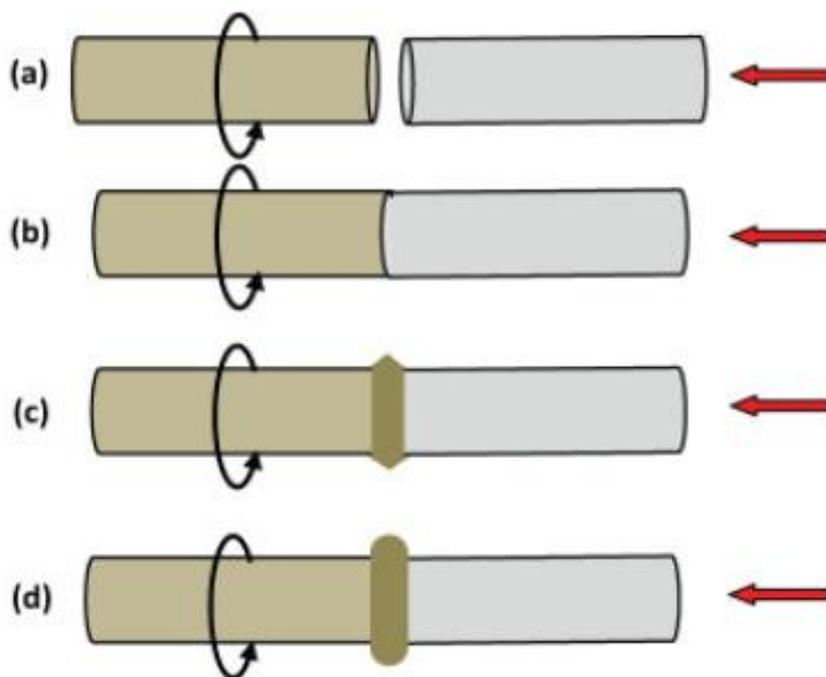
3.4.2.1 Soldagem por fricção (FW)

A soldagem por fricção (*Friction Welding – FW*) é um processo de soldagem no estado sólido para a união de materiais através do calor de fricção que é gerado na interface pelo movimento relativo de um componente em relação à um outro sob a atuação de uma pressão. Ao manter uma das peças em uma posição estacionária, enquanto a outra é rotacionada contra a primeira aplicando-se uma pressão axial, obtém-se o movimento relativo entre os materiais a serem soldados. Após atingir um período de tempo suficiente e uma velocidade de rotação desejada, o giro é interrompido e aplica-se mais pressão por um determinado intervalo de tempo para permitir a união metalúrgica dos materiais (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020; LI et al., 2016).

As etapas básicas de um processo FW estão representadas esquematicamente na Figura 8. Existem basicamente três tipos de variações de FW: rotacional, linear e orbital. A soldagem por fricção rotacional (*Rotary Friction Welding - RFW*) é o processo mais comum e antigo utilizado em que um componente é rotacionado em seu eixo, enquanto o outro se mantém estacionário para se unirem através de uma pressão de fricção. Na soldagem por fricção linear (*Linear*

Friction Welding – LFW), as partes se movem através de uma pressão de fricção que atua relativamente umas às outras de forma recíproca por um pequeno deslocamento linear no plano da solda a ser realizada. A terceira variação, a soldagem por fricção orbital (*Orbital Friction Welding – OFW*), é uma combinação das duas primeiras, isso é, as partes a serem unidas são rotacionadas em torno de seus eixos longitudinais no mesmo sentido e com a mesma velocidade angular, sendo esta, constante. Os dois eixos são paralelos com um pequeno deslocamento de amplitude entre eles (MAALEKIAN, 2007; UDAY et al., 2010).

Figura 8 - Etapas básicas de um processo de soldagem por fricção



Fonte: UDAY et al., 2010.

Na soldagem por fricção, os parâmetros fundamentais que controlam as características da solda são a velocidade relativa entre as peças, o tempo do processo e a força axial. Esses parâmetros determinam a quantidade de energia fornecida à solda e a taxa de geração de calor na interface, sendo este um valor não constante durante as diferentes fases do ciclo de soldagem (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020; MAALEKIAN, 2007).

Geralmente, o processo de soldagem por fricção envolve três etapas básicas. A primeira delas, o estágio de aquecimento, envolve o aquecimento das partes através do movimento relativo entre eles e o contato com a aplicação de uma força de compressão axial. Nessa etapa ocorre

uma diminuição na tensão de fluxo do material devido ao calor gerado por atrito nas superfícies de contato e posterior aumento de temperatura dos componentes na interface de atrito. A segunda etapa, ocorre quando o material é incapaz de suportar a carga de compressão aplicada e flui plasticamente ao redor da solda. Por fim, a terceira etapa é quando o processo é completado pela interrupção do movimento relativo e pela aplicação de um alta força compressiva, denominada etapa de forjamento (MAALEKIAN, 2007; UDAY et al., 2010).

Patenteado em 1991 e com primeiras aplicações na fabricação de alumínio, a soldagem por fricção e mistura mecânica (*Friction Stir Welding* - FSW) também é um processo que produz uma região plastificada do material. A qualidade de solda nesse processo é excelente, sem nenhuma porosidade assim como por apresentarem propriedades mecânicas das peças soldadas tão boas quanto fossem obtidas por soldagem por fusão (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020; UDAY et al., 2010).

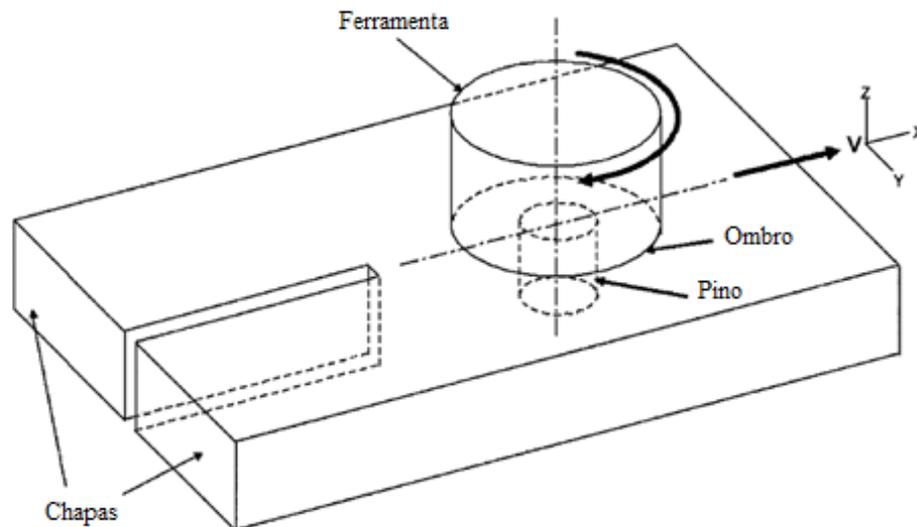
3.4.2.2 Soldagem por fricção e mistura mecânica (FSW)

Inventada no The Welding Institute (TWI), a FSW surgiu como uma técnica de soldagem no estado sólido sendo principalmente aplicada em ligas de alumínio. Posteriormente, o processo se mostrou eficaz na união de materiais diferentes, uma vez que se apresentarem temperaturas de fusão muito distintas não podem ser soldados por fusão, bem como para aplicações em materiais que apresentem espessuras diferentes (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020; HE; GU; BALL, 2014; MISHRA; MA, 2005).

No processo FSW, uma ferramenta rotativa não consumível, que consiste em um ombro normal ao eixo de rotação da ferramenta e de um pino de menor diâmetro conectado a ele, é inserida nas bordas adjacentes dos materiais a serem unidos e atravessada ao longo da linha de união, conforme esquematizado na Figura 9. Conforme a ferramenta se move ao longo da costura, o material amolecido, devido ao aquecimento, flui ao redor do pino para sua parte traseira, onde é consolidado para criar uma solda no estado sólido. As altas deformações e energias térmicas experimentadas pelo metal base durante a agitação causam a recristalização dinâmica, isso é, a formação de novos grãos finos e equiaxiais na zona de solda. A formação de uma microestrutura

fina nas soldas por esse processo produz boas propriedades mecânicas no local da união (HE; GU; BALL, 2014; MISHRA; MA, 2005; ULYSSE, 2002).

Figura 9 - Esquemática do processo FSW



Fonte: Adaptado de ULYSSE, 2002.

As propriedades e desempenho das juntas feitas por FSW são determinadas pela microestrutura dos materiais, que por sua vez está relacionada com os parâmetros de soldagem utilizados no processo. Ao contrário do que se observa em processos de soldagem por fusão, a FSW necessita do controle de apenas alguns parâmetros do processo. Os principais parâmetros do processo FSW são a velocidade de rotação, a velocidade de deslocamento, a força axial do ombro da ferramenta sobre a peça e o ângulo de contato entre a ferramenta e a peça (HE; GU; BALL, 2014; MISHRA; MA, 2005; NANDAN; DEBROY; BHADSHIA, 2008).

A velocidade de rotação e de deslocamento apresentam influência direta na geração de calor durante o processo de soldagem, e por isso devem ser adequadamente otimizados para garantir uma soldagem bem sucedida e eficiente. O aumento da velocidade de rotação ou a redução da velocidade de deslocamento implica na produção de uma solda de temperatura mais elevada. É importante que o material ao redor da ferramenta esteja em uma temperatura para permitir o extenso fluxo plástico de forma a minimizar as forças atuantes na ferramenta. Se as temperaturas estiverem abaixo do necessário, vazios ou outros defeitos podem ser desenvolvidos na solda, assim como causar danos à ferramenta devido as condições inapropriadas exigidas. Por outro lado, o aporte excessivo de calor pode causar defeito de

liquefação em materiais de baixo ponto de fusão. Dessa forma, o controle dessas velocidades deve ser ajustado adequadamente para a produção de uma solda com as propriedades finais desejadas (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020; HE; GU; BALL, 2014).

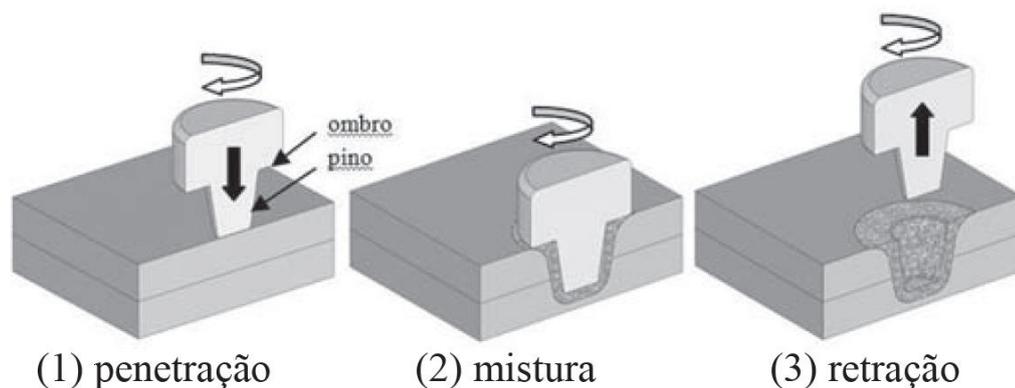
O ângulo de contato entre a ferramenta e a peça são importantes para garantir que o material seja agitado pelo pino rotacionado eficientemente da frente para trás do pino, além disso, a inclinação utilizada evita problemas que poderiam afetar a junta devido às forças verticais para baixo aplicadas no processo. A força axial do ombro da ferramenta sobre a peça, que está relacionada com a profundidade de inserção nas peças de trabalho também deve ser ajustada no processo. Quando a profundidade de inserção é muito rasa, o ombro da ferramenta não entra em contato com a superfície original da peça, logo o ombro rotativo não consegue mover o material agitado de forma eficiente da frente para trás do pino, resultando na geração de soldas com canal interno ou ranhuras na superfície. Entretanto, quando a profundidade de inserção é muito profunda, o ombro da ferramenta mergulha na peça de trabalho criando rebarbas excessivas o que leva a formação de uma solda significativamente côncava e conseqüentemente levando ao afinamento local das peças soldadas (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020; MISHRA; MA, 2005).

Além dos parâmetros do processo, a geometria, a seleção de material, a capacidade de carga e mecanismos de degradação da ferramenta afetam significativamente a geração de calor, o fluxo de deformação plástica, a profundidade de inserção, a uniformidade, propriedades mecânicas e microestrutura das soldas produzidas por FSW. O ombro gera a maior parte do calor e evita que o material plastificado escape da peça de trabalho, enquanto o ombro e o pino da ferramenta afetam o fluxo do material. O material da ferramenta deve apresentar alta resistência ao desgaste para produzir uma solda com bom acabamento superficial e também deve conduzir menos calor reduzindo as perdas do processo. Devido a evolução do processo, a geometria da ferramenta evoluiu significativamente com a adição de recursos complexos para alterar o fluxo de material, misturar e reduzir as cargas do processo de forma a otimizá-lo (AKINLABI; MAHAMOOD, 2020; HE; GU; BALL, 2014; MISHRA; MA, 2005; RAI et al., 2011).

3.4.2.3 Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (FSSW)

A soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (*Friction Stir Spot Welding – FSSW*) é uma derivação do processo FSW, sendo a diferença a inexistência do movimento translacional da ferramenta durante o FSSW. O mecanismo fundamental do processo FSSW é demonstrado na Figura 10. A ferramenta rotativa, composta de um pino e ombro é inserida em chapas sobrepostas com a aplicação de determinada pressão, gerando calor de fricção entre a ferramenta e as peças de trabalho e, portanto, plastificando o material das chapas. O pino penetra totalmente nas chapas, até que o ombro toca a superfície da chapa superior, sendo que ao atingir certa profundidade, a ferramenta se mantém em rotação durante um determinado período de tempo, plastificando e misturando mecanicamente os materiais a serem unidos até a retirada da ferramenta (MAZZAFERRO et al., 2009; PAN, 2007).

Figura 10 - Etapas do processo de FSSW



Fonte: MAZZAFERRO et al., 2009.

A união dos materiais pelo processo FSSW se assemelha ao FSW no sentido de que também ocorre por extrusão e forjamento do material em altas taxas de deformação. As interações entre os processos que determinam a transferência de calor e massa, afetam as taxas de aquecimento e resfriamento, deformação plástica e escoamento, levando aos fenômenos de recristalização. Há uma maior complexidade no processo FSSW no sentido de que o tempo real de soldagem em si é menor, mas a dinâmica do processo se concentra nos estágios transitórios de inserção da ferramenta, mistura de materiais e retração da ferramenta (SHEN; DING; GERLICH, 2020).

O FSSW é um processo que se mostra vantajoso em relação aos processos convencionais utilizados na indústria automotiva, como o RSW, do ponto de vista ambiental e por apresentar uma redução na demanda de energia e por isso ganha espaço como potencial substituto desses processos convencionais. Comparado ao RSW, o FSSW pode produzir uma solda de resistência superior e mais consistente, uma vez que o FSSW não é sensível ao desgaste da ferramenta e às condições da superfície. Similar ao processo FSW, as temperaturas atingidas durante o FSSW se mantem inferior ao ponto de fusão do metal, e assim permite evitar defeitos associados à posterior solidificação do metal, como porosidade, distorção térmica, trincas, entre outros. Outra característica interessante do processo é a sua possibilidade de oferecer benefícios para união de polímeros, ligas de alumínio, magnésio, cobre, compósitos de matriz metálica, aços, combinações de diferentes de metais/compósitos e metais não ferrosos/ferrosos (SHEN; DING; GERLICH, 2020).

3.5 A SOLDAGEM DE AÇOS TRIP PELO PROCESSO FSSW

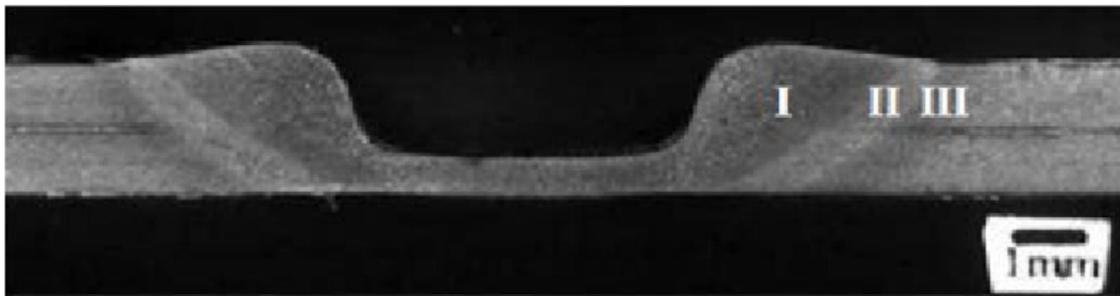
A união de aços TRIP tem sido um campo de grande preocupação, sendo a soldagem por fusão a mais estudada. Muitos desses estudos, indicam haver diversos problemas associados à união do aço TRIP por soldagem por fusão, como formação de inclusões ou partículas de óxidos (principalmente de Al ou Si) nas técnicas mais utilizadas para esse tipo de soldagem, como a laser e RSW. Diversas tentativas para melhorar as propriedades dos aços TRIP soldados por fusão foram realizadas, mas muitos problemas continuam por resolver (AMIRTHALINGAM; HERMANS; RICHARDSON, 2010; LOMHOLT et al., 2011; PENG et al., 2010).

A FSSW já adquiriu algum interesse na literatura como uma técnica de união para soldagem de aço TRIP. A conformabilidade é cerca de 20% superior quando comparada a uma soldagem a laser, a distribuição de dureza é mais uniforme, devido às menores temperaturas atingidas no processo FSSW, porosidades são raras. Nesse sentido, o processo FSSW se propõe como um método de junção promissor para aços TRIP (LOMHOLT et al., 2011; MILES et al., 2006, 2009).

A estrutura de uma solda FSSW para um aço TRIP, é composta por uma zona de mistura (ZM), onde a temperatura atingida e a deformação plástica causam transformações microestruturais e

mistura dos materiais das chapas. Uma zona termomecanicamente afetada (ZTMA), caracterizada por elevado pico de temperatura atingido juntamente com deformação plástica (em menor escala ao ser comparada com a ZM) onde pode ocorrer recristalização. Por fim, a zona termicamente afetada (ZTA), que não sofre deformação plástica, mas que pode apresentar diferentes mudanças microestruturais devido ao gradiente térmico conforme exemplificado na Figura 11 em um processo FSSW realizado a 1600rpm em um aço TRIP (MAZZAFERRO et al., 2009; SHEN; DING; GERLICH, 2020; YANG et al., 2010).

Figura 11 - Exemplo de macroestrutura observada em um processo FSSW para um aço TRIP
I - ZM; II - ZTMA; III - ZTA



Fonte: LOMHOLT et al., 2011.

Além das propriedades de solda, o consumo de energia e de investimento são importantes para garantir a viabilidade do processo FSSW para soldagem de aços TRIP. Nesse sentido, verifica-se um consumo de cerca de 2,5% da energia necessária de uma soldagem a laser, se mostrando como uma vantagem crucial na indústria automotiva, que requer uma quantidade elevada de soldas em um veículo. Em comparação com o RSW, há evidências que a substituição deste processo pelo FSSW produz uma redução de 90% em energia e 40% em custos de investimento (LOMHOLT et al., 2011; MISHRA; MA, 2005).

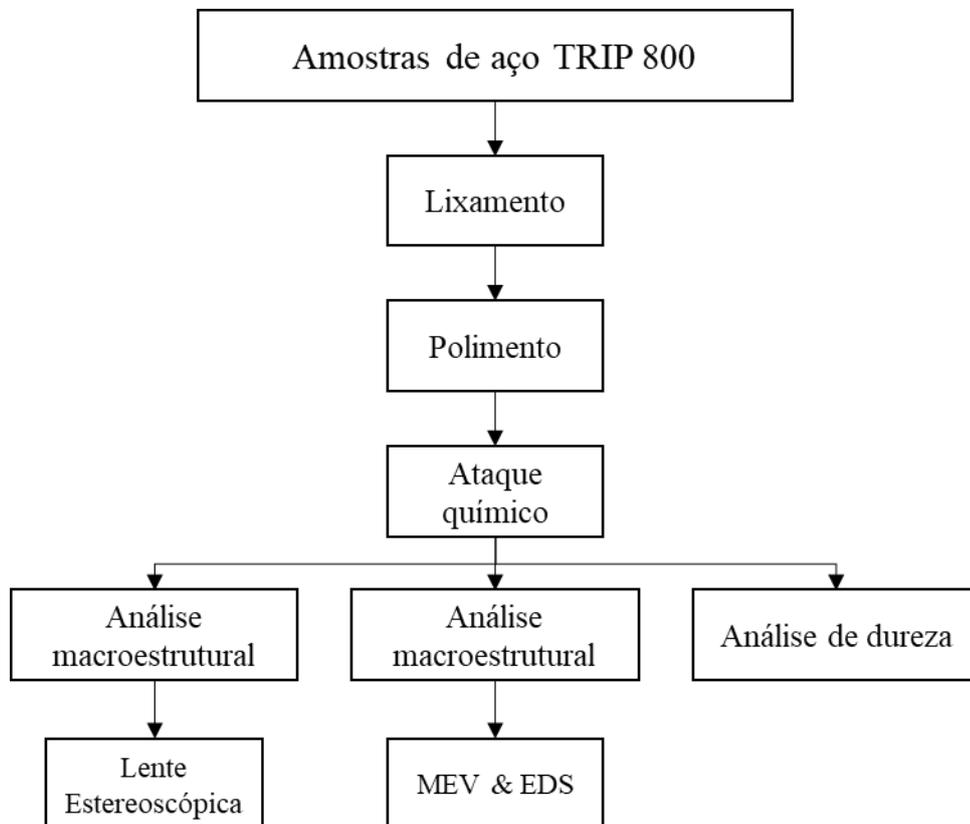
A principal desvantagem do FSSW é a duração de cada ciclo de solda, que é maior que em qualquer uma das técnicas de soldagem por fusão, entretanto, se as vantagens econômicas e ecológicas se apresentam com nível interessante de competitividade, a importância do tempo de soldagem pode ser relevada (BAKAVOS; PRANGNELL, 2009; LOMHOLT et al., 2011).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 DESCRIÇÃO DO TRABALHO

A metodologia do trabalho consistiu na análise macroestrutural e microestrutural de amostras cortadas e embutidas de aço TRIP 800 em relação às suas regiões de solda e camada de galvanização, e ainda a avaliação de dureza, conforme estruturado no fluxograma da Figura 12.

Figura 12 - Fluxograma das etapas de trabalho



Fonte: Autoria própria.

Em primeiro momento, as amostras passaram por um processo de lixamento, seguidas por polimento e finalmente um ataque químico. Através da utilização de lentes estereoscópicas, foram analisadas e identificadas as regiões da solda de forma geral, sem a preocupação de detalhar seus constituintes e fases de cada região.

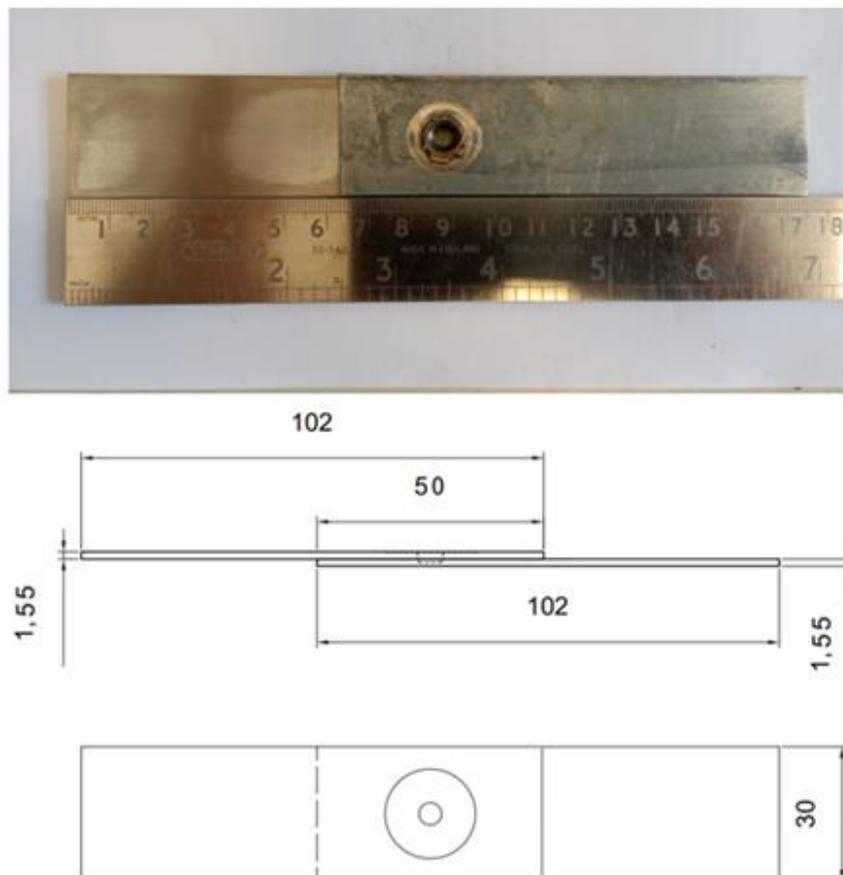
Em seguida, a análise microestrutural foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por energia dispersiva (EDS), com o objetivo de analisar mais detalhadamente as regiões de solda, assim como o filme de zinco das amostras.

Por fim, realizou-se uma análise de dureza das amostras com um microdurômetro.

4.2 MATERIAL

Neste trabalho foram utilizadas amostras de aço TRIP 800 soldadas pelo processo de FSSW com dimensões de 102 mm de comprimento, 30 mm de largura e 1,55 mm de espessura com a configuração de junta sobreposta, conforme esquematizado na Figura 13.

Figura 13 - Esquematização de uma amostra soldada por FSSW de aço TRIP 800



Fonte: Autoria própria.

De acordo com trabalho previamente realizado utilizando este material, verifica-se na Tabela 1 a composição química desse aço.

Tabela 1 - Composição química do aço TRIP 800

Elemento	C	Si	Mn	Al	P	S	Cu
% em peso	0,30	2,2	2,5	0,010	0,090	0,0150	0,20

Fonte: Adaptado de AGUIAR, 2016.

A Tabela 2 apresenta os parâmetros de soldagem (velocidade de rotação e tempo de mistura) das 14 amostras utilizadas nesse estudo.

Tabela 2 - Parâmetros de soldagem utilizados para as amostras

Amostra	Parâmetros de Soldagem	
	Velocidade de rotação (rpm)	Tempo de mistura (s)
1 / 2 / 3	1600	2
4 / 5		4
7 / 9	2000	2
10 / 11 / 12		4
13	2400	2
16 / 17 / 18		4

Fonte: Autoria própria.

As amostras de numeração 6, 8, 14 e 15 foram descartadas neste trabalho uma vez que a solda se rompeu durante o processo de FSSW. Além disso, verificou-se que para as Amostras 10, 11 e 12 houve um desgaste de ferramenta, enquanto que para as amostras 13, 16, 17 e 18 houve um desgaste severo na ferramenta de soldagem.

Na Figura 14 é apresentada uma das amostras cortadas e embutidas deste trabalho que foram submetidas a análise macro, microestrutural e de dureza Vickers, conforme procedimentos descritos a seguir.

Figura 14 - Amostra cortada e embutida de aço TRIP 800 utilizada no trabalho



Fonte: Autoria própria.

4.3 ANÁLISES MACRO E MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS

A análise estrutural consistiu na avaliação da macro e microestrutura e da presença de zinco das amostras soldadas.

A preparação para análise macroestrutural foi conduzida através de um lixamento das 14 amostras utilizando uma lixa #600 na lixadeira metalográfica de marca Arotec, modelo AROPOL VV200-PU, com auxílio de lubrificação constante com água, em sentido transversal à solda, por cerca de 1 minuto.

Em seguida, foi realizado o polimento das amostras através de uma politriz de marca STRUERS, modelo DP 9, velocidade de rotação de 125 rpm, utilizando um pano de polimento e pasta de diamante de granulometrias 9 μm e 3 μm por cerca de 8 minutos para cada polimento.

Neste processo, as amostras foram constantemente lubrificadas com álcool para polimento e realizou-se deslocando as amostras no sentido contrário ao sentido de rotação do pano.

Por fim, as amostras foram submetidas aos ataques utilizando o reagente Nital 3% por cerca de 10 segundos com o auxílio de um algodão embebido com a solução. As amostras foram então colocadas sobre a lente de um microscópio estereoscópio de marca Zeiss, modelo Stemi 2000-C, e obtidas as imagens da região de solda com ampliação de 12,5 vezes para o centro da solda e com a ampliação de 32 e 50 vezes para as regiões esquerda e direita da região de solda.

A partir das imagens obtidas, empregando-se o software *ImageJ*, foi realizada a calibração por meio da espessura da chapa e assim possibilitou determinar, utilizando o método de seleções de polígonos, este que permite, após calibração, traçar segmentos de reta ao redor das regiões de solda com o objetivo de obter o perímetro da região e assim, realizar o cálculo das áreas correspondentes da ZM, ZTMA e ZTA e as respectivas influências dos parâmetros de soldagem em seus resultados. As áreas das regiões mencionadas foram coletadas três vezes e determinou-se a média e o desvio padrão correspondente.

Considerando a caracterização microestrutural, as amostras foram submetidas à metalização com ouro e à análise de MEV com um microscópio eletrônico da marca Shimadzu, modelo SSX-550 e através do *software* SuperScan SS-550. Foram obtidas imagens de uma amostra para cada condição de soldagem (amostras 3, 4, 9, 10, 13 e 17), considerando as três regiões (ZM, ZTMA e ZTA) com ampliações de 2000, 3500 e 5000x, assim como imagens do metal de base das amostras nas ampliações citadas além de uma em 1000x.

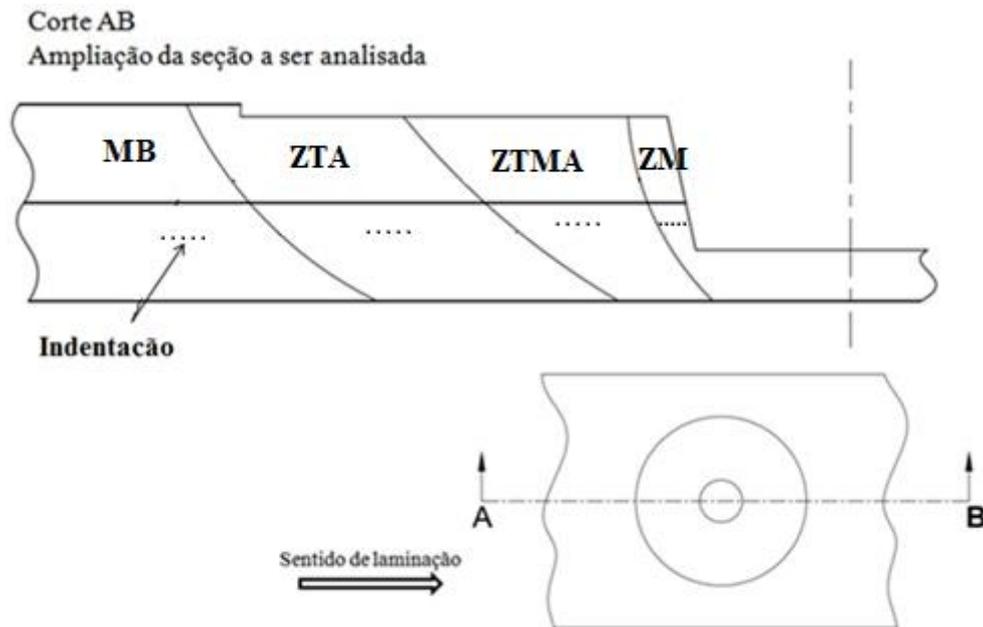
Imagens foram realizadas com elétrons secundários (EDS) utilizando tempo de análise de 30 minutos para avaliar, em detalhes, diferentes regiões da solda das amostras, onde foi identificada a descontinuidade de modo a verificar a presença ou não de zinco associada à galvanização na superfície do aço.

4.4 ANÁLISE DE DUREZA DAS AMOSTRAS

A avaliação de dureza das diferentes regiões da solda nas amostras (ZM, ZTMA, ZTA e MB) foram feitas através de um durômetro Vickers, da marca Shimadzu, modelo HMV-2/HMV-2T. A Figura 15 revela como foram realizadas as indentações dos corpos de prova durante o ensaio.

As amostras foram as mesmas utilizadas para a análise macro e micrográfica, representando uma de cada parâmetro de processo utilizado durante a soldagem. A carga utilizada no penetrador foi de 100 gf e um tempo de carregamento de 15 segundos durante os ensaios. Foram realizadas 5 medições considerando cada região (ZM, ZTMA, ZTA), assim como para o metal base. As medidas foram realizadas como um perfil nas zonas em que a área superficial fosse mais extensa e que não houvesse interferência da microestrutura da região vizinha, e de forma aleatória em áreas menores, de forma a manter a análise dureza de acordo com a proximidade entre as medições e a microestrutura predominante verificada em cada região. Em seguida foram calculados os valores médios assim como o desvio padrão.

Figura 15 - Indentações das amostras para o ensaio de microdureza



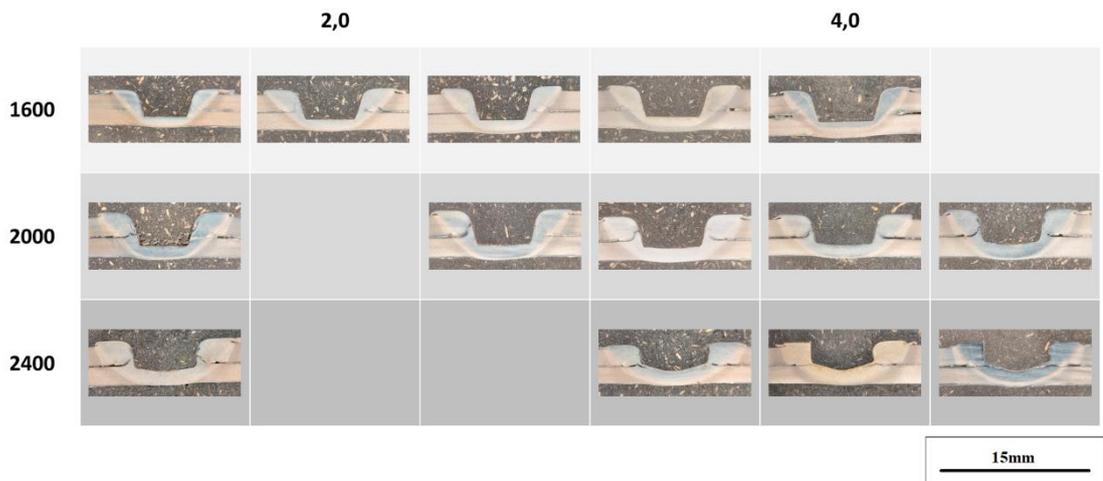
Fonte: Autoria própria.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 ANÁLISE MACROESTRUTURAL DAS SOLDAS

As imagens obtidas através da lente estereoscópica, observadas na Figura 16, foram separadas de acordo com a numeração das amostras, que por sua vez estavam divididas de acordo com os parâmetros de soldagem utilizados, sendo estes a velocidade de rotação (1600, 2000 e 2400rpm) e o tempo de mistura (2,0 e 4,0s).

Figura 16 - Aspectos gerais das soldas obtidas por FSSW das seções transversais das amostras divididas de acordo com os parâmetros de soldagem (ataque com Nital 3%)

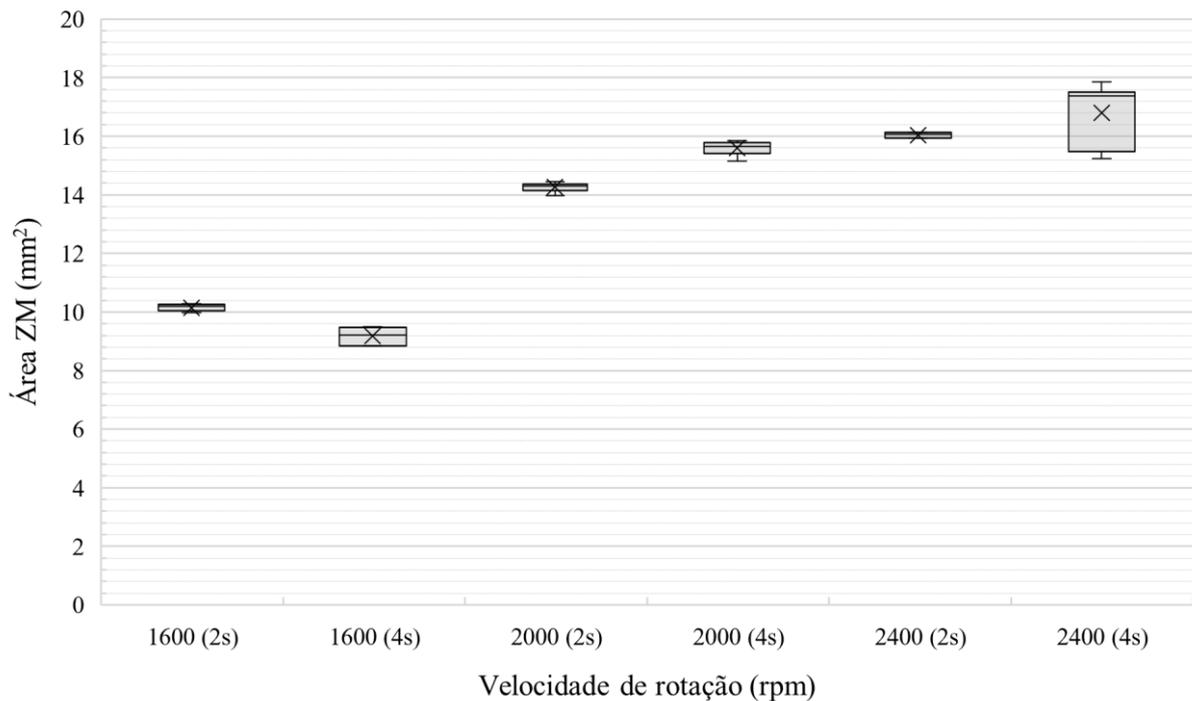


Fonte: Autoria própria.

Através das fotografias, verifica-se que independente dos parâmetros utilizados, há o surgimento de diferentes zonas após o processo, que são distinguidas pelas transições de coloração e tonalidade após o ataque com Nital 3%, em ZM, ZTMA e ZTA. Outro aspecto importante diz respeito à formação de uma descontinuidade a partir da superfície entre as chapas que se propaga em direção ao centro da solda pela ZTA, ZTMA e ZM. Essa ocorrência foi observada em menor escala nas amostras produzidas empregando a velocidade de 1600rpm e tempo de mistura de 2,0 e 4,0s.

Com auxílio do software *ImageJ* calculou-se as áreas das respectivas regiões e suas informações estão apresentados nos gráficos das Figuras 17, 18 e 19 de acordo com os parâmetros de soldagem utilizados. Os valores medidos das áreas são apresentados no Anexo I ao final deste trabalho.

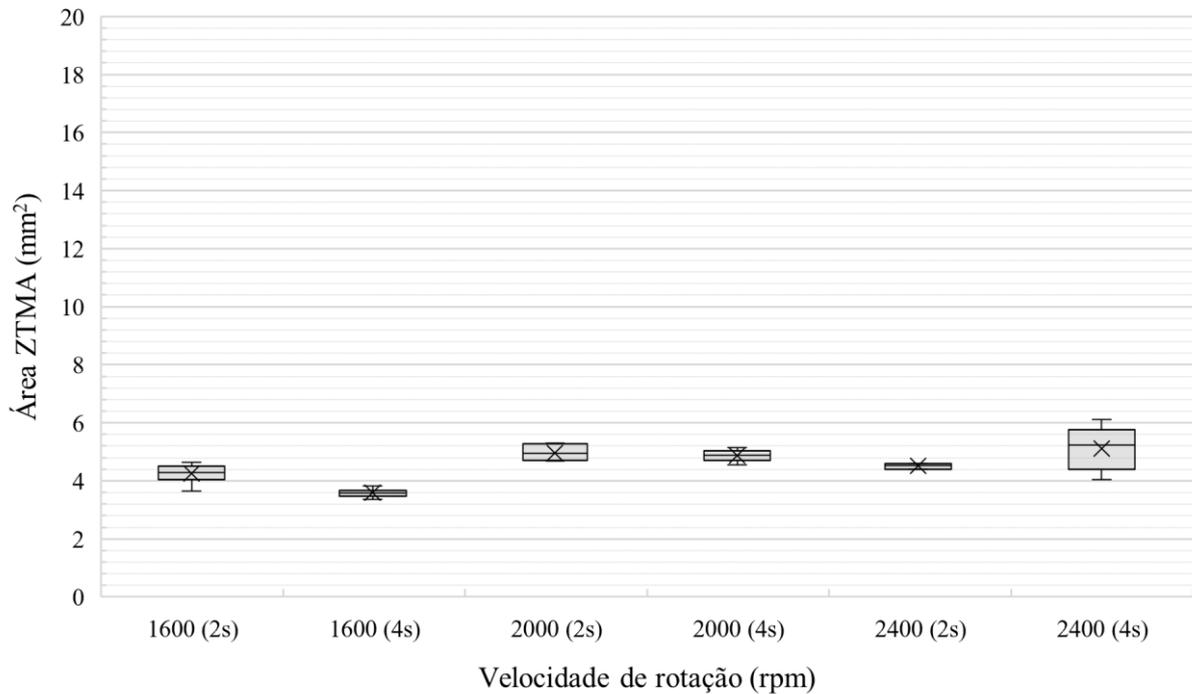
Figura 17 - Área da ZM em função dos parâmetros de soldagem, velocidade de rotação do pino e tempo de mistura



Fonte: Autoria própria.

Verificou-se um aumento gradativo da área calculada da ZM em função da velocidade de rotação do pino, com uma variação considerável quando a velocidade foi de 1600 para 2000rpm, e menos perceptível quando passou de 2000 para 2400rpm. Como a ZM é a região mais próxima do pino, e onde verifica-se a maior parte de deformação plástica, é justificável o aumento da área da ZM com o aumento da velocidade de rotação, uma vez que há um aumento da energia de soldagem. Considerando o tempo de mistura, é possível verificar que houve uma pequena variação ao se comparar o tempo de 2,0 e 4,0s para cada velocidade de rotação utilizado, mas que não foi uma variação considerável para os valores de área obtidos pelo método adotado (STROHAECKER et al., 2010).

Figura 18 - Área da ZTMA em função dos parâmetros de soldagem, velocidade de rotação do pino e tempo de mistura

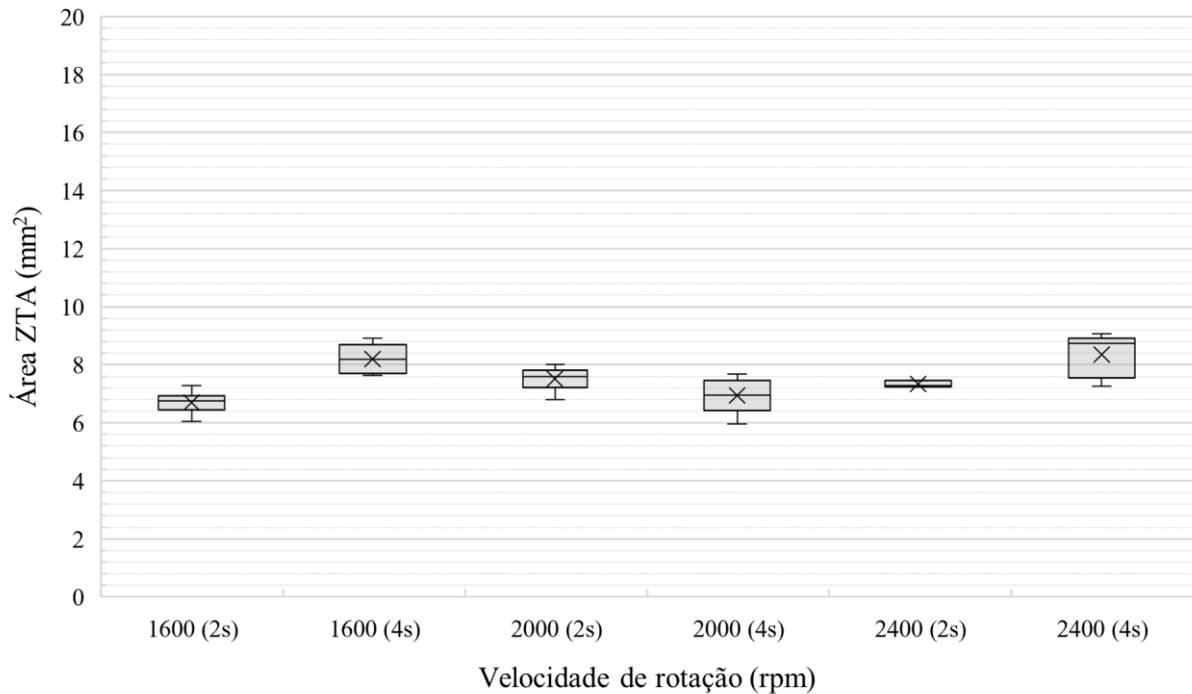


Fonte: Autoria própria.

A ZTMA é caracterizada por apresentar moderada deformação plástica e por um alto pico de temperatura durante o processo. Ao avaliar as dimensões das áreas considerando as diferentes variáveis de processo, é possível concluir que a oscilação observada dos valores de área, tanto para as diferentes velocidades de rotação, quanto para o tempo de mistura, não apresentou uma correlação nítida para o método adotado e, portanto, não é possível afirmar que os parâmetros de soldagem utilizados influencia nos valores de áreas da ZTMA (STROHAECKER et al., 2010).

Assim como a ZTMA, as dimensões obtidas das áreas da ZTA, região esta que não sofre deformação plástica, não apresentaram variações expressivas com as alterações das variáveis de processo. Dessa forma, também não é possível estabelecer uma correlação entre os valores de área da ZTA com as variações do processo, o que possivelmente indica que as regiões mais externas do processo não são diretamente influenciadas pelas variações do processo em termos de área superficial de região (STROHAECKER et al., 2010).

Figura 19 - Área da ZTA em função dos parâmetros de soldagem, velocidade de rotação do pino e tempo de mistura



Fonte: Autoria própria.

Além disso, ao analisar as regiões da solda mais próximas do pino, nota-se que há um aumento da deformação para maiores velocidades de rotação (2400rpm) e tempos de mistura de 2 e 4s, o que indica que a temperatura nessa região atingiu um ponto em que foi capaz de deformar plasticamente a região, possivelmente proporcionando um desgaste ao pino da ferramenta e/ou coalescimento excessivo do metal.

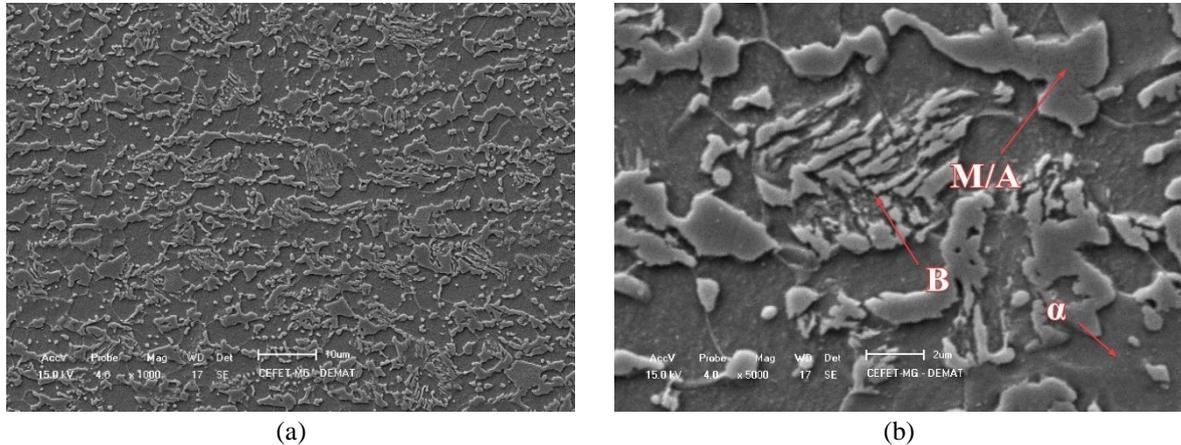
5.2 EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DAS SOLDAS

Nas Figuras 20 a 24 são expostas as imagens obtidas das amostras através do MEV produzidas com o objetivo de demonstrar a microestrutura e diferença entre elas considerando os diferentes parâmetros de processo de soldagem utilizados.

Com o objetivo de analisar a microestrutura do metal base das amostras de aço TRIP 800, foi realizado o MEV para a Amostra 3, conforme observado na Figura 20. Como a região de análise não estava sob influência do processo de soldagem, a mesma estrutura analisada é válida para

as outras amostras, uma vez que por pertencerem a mesma corrida, não há diferenças significativas entre os constituintes presentes e na microestrutura do metal.

Figura 20 - Microestrutura do metal base de aço TRIP 800 das amostras

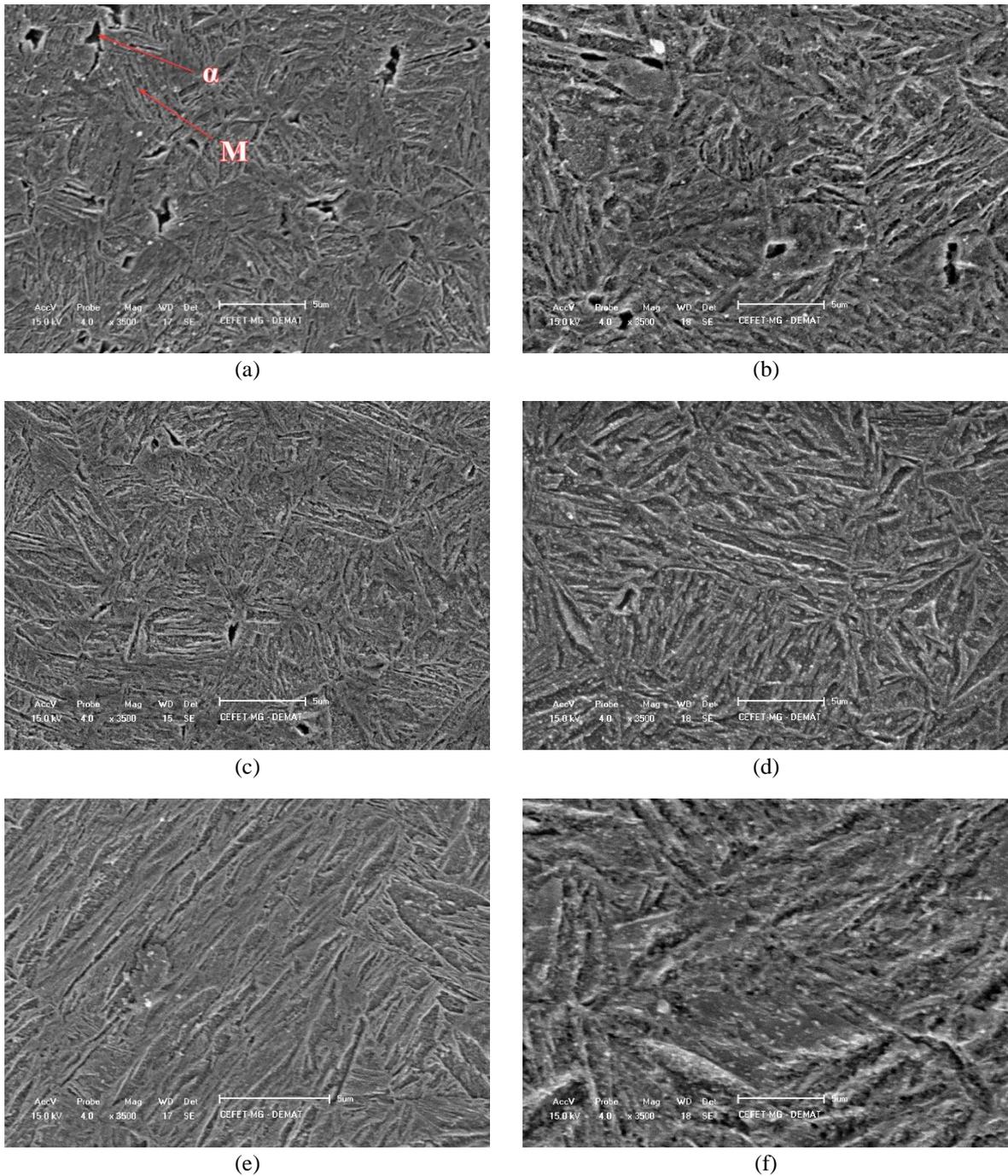


(a): Ampliação de 1000x; (b): Ampliação de 5000x. MEV. Ataque com Nital 3%
 Legenda: Ferrita (α); Bainita (B); Martensita-Austenita retida (M/A).
 Fonte: Autoria própria.

Através da análise das imagens nas respectivas ampliações, verifica-se que a microestrutura das amostras avaliadas neste trabalho é composta predominantemente por ferrita, bainita e constituinte M/A (martensita e austenita retida).

Considerando os diferentes parâmetros do processo, as microestruturas das amostras foram expostas próximas umas às outras com o objetivo de verificar suas características e respectivas peculiaridades, conforme observado na Figura 21, em que um comparativo da microestrutura na ZM é demonstrado. Nessa região, a microestrutura observada nas amostras, verifica-se a presença predominantemente de martensita com indícios da presença de ferrita conforme observado por Mazzaferro et al. (2009).

Figura 21 - Comparação de microestrutura na ZM considerando a velocidade de rotação e tempo de mistura das amostras



(a): 1600rpm, 2s; (b): 1600rpm, 4s; (c): 2000rpm, 2s; (d): 2000rpm, 2s; (e): 2400rpm, 2s; (f): 2400rpm, 2s. MEV. Ataque com Nital 3%. Ampliação 3500x.

Legenda: Ferrita (α); Martensita (M).

Fonte: Autoria própria.

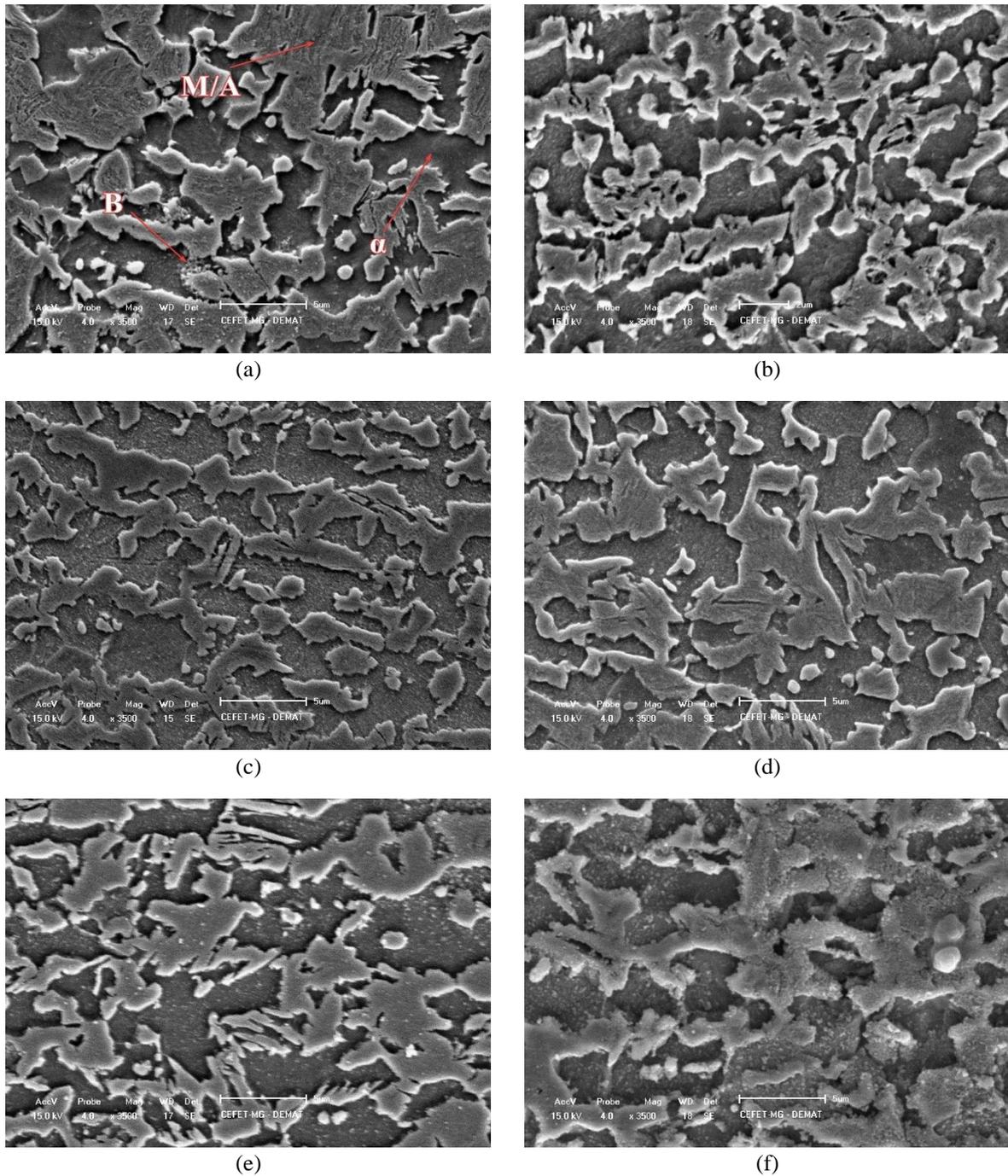
Um aumento na velocidade de rotação assim como tempo de mistura leva, teoricamente, a um maior aporte de energia e, conseqüentemente, menor taxa de resfriamento. A ferrita alotriomorfa surge com o aumento da deformação, que pode ser explicado ao aumento na

quantidade de fronteiras de grão austenita (onde ocorre a nucleação da ferrita) ou então devido à redução na taxa de resfriamento necessária para sua nucleação. Nesse sentido, a quantidade de ferrita alotriomorfa deveria ser maior para microestruturas em que as condições do processo fossem favoráveis ao aporte de energia (MAZZAFERRO et al., 2009). O aumento da velocidade de rotação e tempo de mistura provocaria uma redução do tamanho e quantidade de bainita na microestrutura. Isso pode ser explicado devido ao maior aporte de energia nas condições de maior velocidade e tempo de mistura, o que levou a um aquecimento superior, transformando a estrutura em austenita, e com o resfriamento brusco em martensita (MAZZAFERRO et al., 2009).

Por outro lado, observando a microestrutura das amostras na ZM, é importante mencionar o aumento no tamanho das ripas de martensita em decorrência do aumento da velocidade de rotação e tempo de mistura. Esse fato pode ser atribuído ao aumento da energia de soldagem que promoveu, durante o ciclo térmico, austenitização completa e maior crescimento de grão dessa fase em velocidades de rotação maiores, entretanto, em velocidade menor, verifica-se a presença de ferrita, o que indica que o aquecimento não atingiu à austenitização completa, isso é, esteve presente no campo intercrítico de ferrita e austenita, conforme descrito por Lomholt et al. (2011).

Considerando a ZTMA, conforme mostrado na Figura 22, verifica-se a microestrutura é composta por ferrita, bainita e constituinte M/A, este em maior proporção que o observado no MB. A microestrutura desta região, indica que a temperatura durante o processo estava entre A_{c1} e A_{c3} (temperatura de fim de formação austenítica durante aquecimento), onde ferrita e austenita coexistem. A transformação durante o resfriamento de alguns grãos maiores de austenita em bainita e martensita, pode ser explicado devido à estabilização química dos grãos menores de austenita, que por possuírem um maior teor de carbono, apresentam uma menor temperatura M_s . Considerando que esta é a região mais próxima da ZM, a estabilização mecânica da austenita pode ter ocorrido devido à deformação moderada da região, isso é, como os grãos menores possuem maiores densidades de discordâncias e maiores energias de falha de empilhamento associadas, há uma menor necessidade de força motriz para a transformação martensítica (MAZZAFERRO et al., 2009; STROHAECKER et al., 2010).

Figura 22 - Comparação de microestrutura na ZTMA considerando a velocidade de rotação e tempo de mistura



(a): 1600rpm, 2s; (b): 1600rpm, 4s; (c): 2000rpm, 2s; (d): 2000rpm, 2s; (e): 2400rpm, 2s; (f): 2400rpm, 2s. MEV. Ataque com Nital 3%. Ampliação 3500x.

Legenda: Ferrita (α); Bainita (B); Martensita-Austenita retida (M/A).

Fonte: Autoria própria.

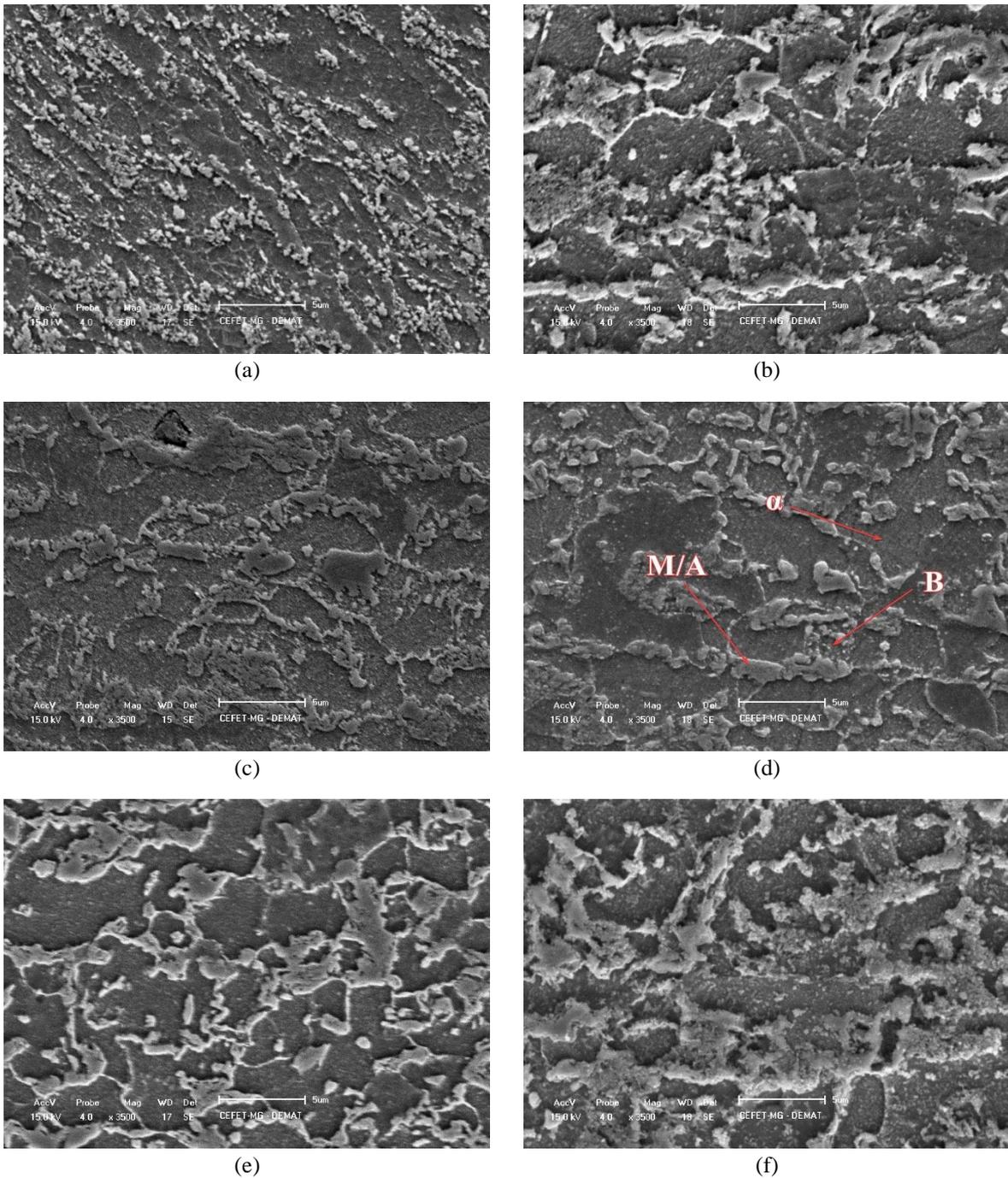
Segundo a literatura, verifica-se que na ZTMA a quantidade de martensita diminui quanto maior é a velocidade de rotação e o tempo de mistura, enquanto que há uma maior quantidade de austenita retida nas velocidades e tempos de mistura maiores. Esse fenômeno pode ser

explicado devido à maior taxa de resfriamento na velocidade de rotação mais baixa e um tempo de mistura menor (STROHAECKER et al., 2010). Contudo, a análise realizada nesse estudo não permitiu a observação das variações mencionadas.

A microestrutura da região da ZTA pode ser observada na Figura 23. Essa é a microestrutura mais próxima da observada no metal de base, uma vez que está em uma região mais afastada da região em que houve a solda. Nessa região, verifica-se a presença de ferrita, constituinte M/A e bainita. Assim como na ZTMA, a temperatura atingida nessa região está entre A_{c1} e A_{c3} , o que favorece a formação de uma mistura de ferrita e austenita durante o aquecimento, mas que não sofreu deformação. Em regiões mais afastadas da ZTMA, a presença de maior quantidade de bainita pode ser explicada uma vez que a temperatura do processo foi inferior a A_{c1} . Dessa forma, a bainita original da microestrutura não se transformou em austenita, e por isso se mantém presente nessa região (MAZZAFERRO et al., 2009; STROHAECKER et al., 2010).

Neste trabalho, como não houve a preocupação em dividir as ZTA de acordo com a proximidade da ZTMA, as imagens registradas para cada uma das amostras foram aleatórias dentro da ZTA, entretanto, é possível observar que independente da velocidade de rotação e tempo de mistura, verifica-se a presença de ferrita, constituinte M/A e bainita, variando na concentração, o que pode ser explicado ao fato da proximidade da região com a ZTMA e do metal de base.

Figura 23 - Comparação de microestrutura na ZTA considerando a velocidade de rotação e tempo de mistura



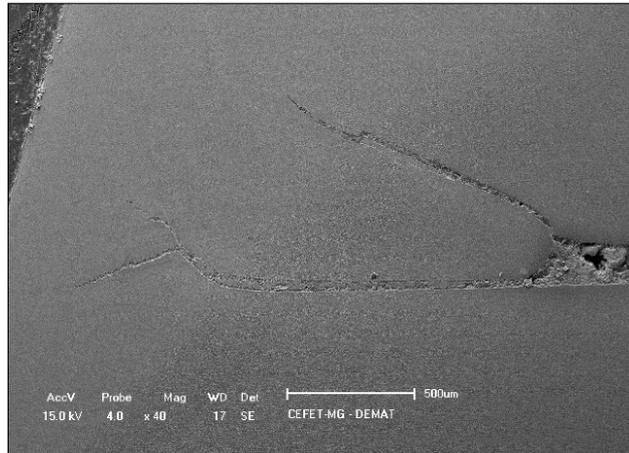
(a): 1600rpm, 2s; (b): 1600rpm, 4s; (c): 2000rpm, 2s; (d): 2000rpm, 2s; (e): 2400rpm, 2s; (f): 2400rpm, 2s. MEV. Ataque com Nital 3%. Ampliação 3500x.

Legenda: Ferrita (α); Bainita (B); Martensita-Austenita retida (M/A).

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 24, com auxílio do MEV, obteve-se uma imagem com ênfase na descontinuidade observada decorrente do processo de soldagem para a Amostra 3.

Figura 24 - Imagem com ênfase na descontinuidade. MEV, ampliação 40x



Fonte: Autoria própria.

Pela análise das macrografias realizada no item 5.1, percebe-se que tal característica é comum, existindo trincas assim como linhas de extensão contínuas na região de união dos metais, próxima à ZM, e que em situações de maior aporte de energia, com velocidade de rotação e tempo de misturas mais elevados, verificou-se dimensões maiores para as trincas, assim como uma maior propagação da mesma, atingindo até a parede de onde o pino foi inserido e rompendo a solda, conforme observado na Figura 25, macrografia da amostra 13.

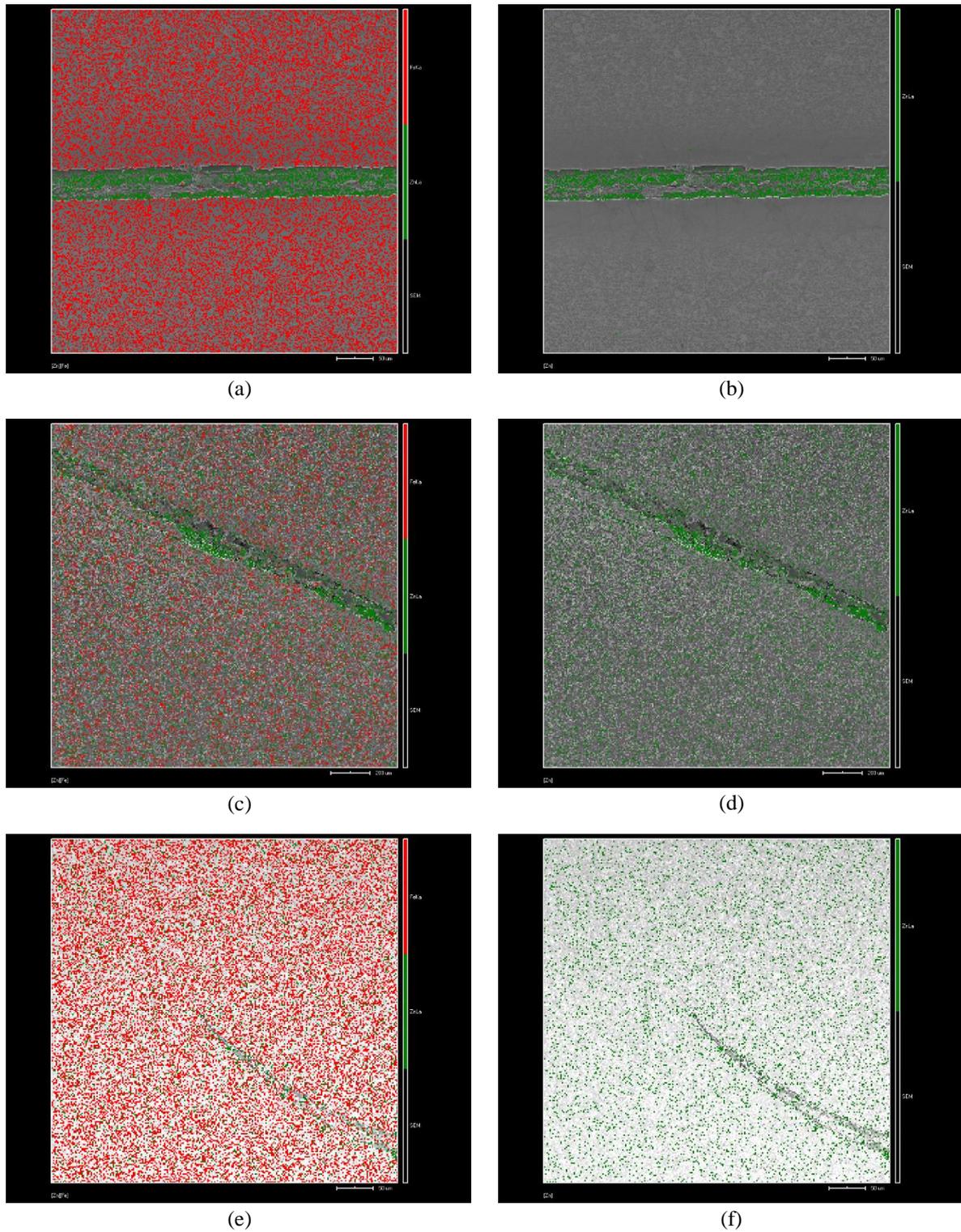
**Figura 25 - Macrografia de solda rompida devido às condições de maior aporte de energia –
Amostra 13**



Fonte: Autoria própria.

Nesse contexto, o EDS foi realizado nessa região, assim como na região mais próxima da ZTMA e do MB com o intuito de analisar os elementos presentes nessas regiões e suas respectivas proporções, conforme visto na Figura 26.

Figura 26 - Comparação de microestrutura dos constituintes em regiões distintas



(a): MB, Mapeamento completo; (b): MB, Mapeamento de Zn; (c): ZTMA, Mapeamento Completo; (d): ZTMA, Mapeamento de Zn; (e): ZM, Mapeamento Completo; (f): ZM, Mapeamento de Zn. EDS. Escala: 50 µm
Fonte: Autoria própria.

Ao comparar as imagens de EDS, verifica-se que na região do metal de base a concentração de zinco entre as chapas, ou seja, na superfície revestida dos aços TRIP, como são comumente

comercializados. À medida que se aproxima da ZTMA, observa-se uma menor concentração desse elemento que é praticamente não é observado quando a ZM (região mais próxima de onde o pino da ferramenta foi inserido) é atingida.

Segundo Baek et al. (2010), durante a soldagem a temperatura de fusão e ebulição do zinco, 419,5 °C e 907 °C, respectivamente, são ultrapassadas. Devido ao calor proveniente da rotação e atrito gerado entre os metais e o pino da ferramenta, o zinco é fundido e entra em ebulição. Além disso, ocorre a retenção desse em estado gasoso pela ação da ferramenta em rotação que bloqueia a saída de qualquer gás. O resultado é uma explosão devido ao calor e a compressão da ferramenta, que pode ser associado com a deformação na junta e, conseqüentemente, à formação e propagação das trincas. Apesar do comportamento observado nas amostras ser similar, a hipótese proposta pelos autores não pode, evidentemente, ser comprovada nesse estudo com as técnicas de análise empregadas.

5.3 INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS DE PROCESSO EM RELAÇÃO À MICRODUREZA DAS AMOSTRAS

Os valores médios de microdureza Vickers (HV100) das amostras 3, 4, 9, 10, 13 e 17, que representam os diferentes parâmetros de processo utilizados durante o processo de FSSW estão representados na Tabela 3 e no gráfico da Figura 27. Todas as medidas de dureza feitas para as amostras podem ser verificadas no Anexo II, ao final deste trabalho.

Através do resultado expresso na tabela e no gráfico, é possível verificar que há um aumento de dureza conforme aproxima-se da região em que esteve em contato mais próximo com o pino do processo de FSSW, sendo que há uma maior variação entre a região da ZM e ZTMA e da ZTMA com a ZTA, em comparação com a diferença observada entre a ZTA e o MB.

A evolução microestrutural analisada está de acordo com os resultados de dureza realizados, isso é, quanto mais próximo da ZM, uma maior quantidade de austenita retida foi transformada em martensita, o que explica o aumento de dureza conforme a aproximação dessa região. As variações de dureza, podem ter relação com os constituintes presentes na área avaliada. Dependendo da quantidade de martensita, bainita, ferrita e outros constituintes, as durezas

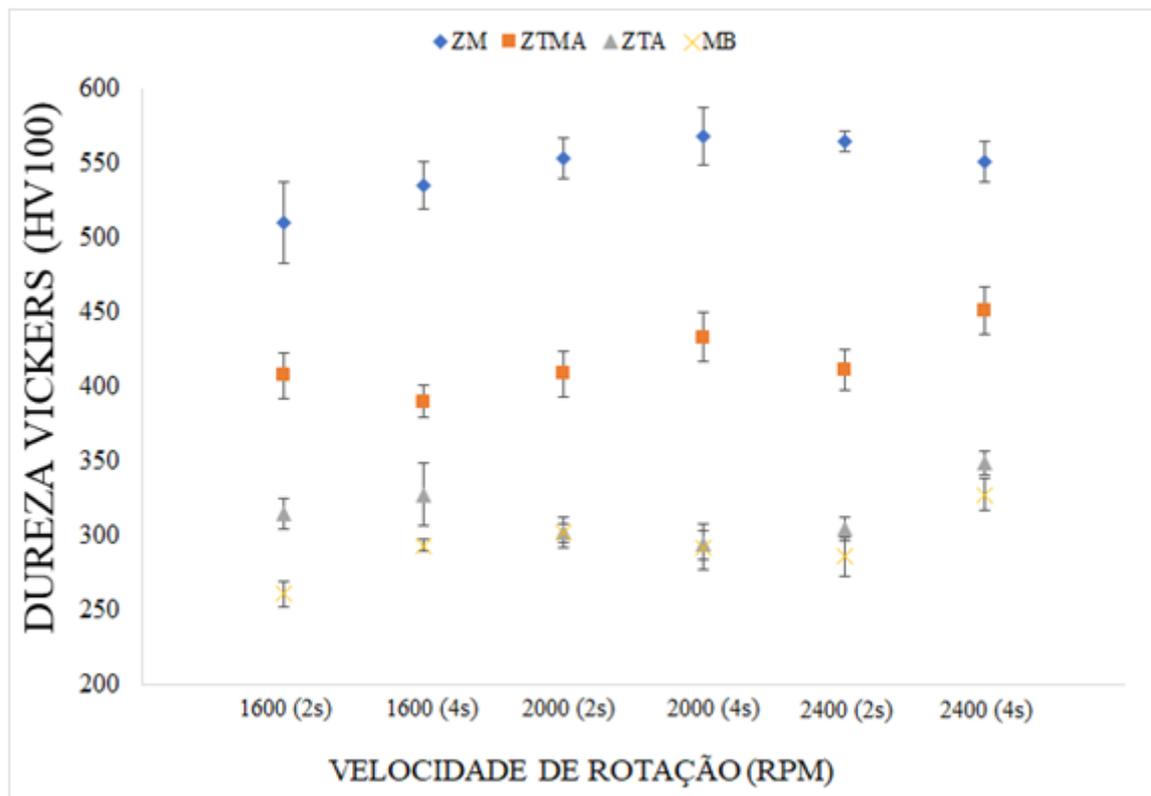
podem apresentar algumas variações e por isso ter a característica do gráfico apresentado (MAZZAFERRO et al., 2009; STROHAECKER et al., 2010).

Tabela 3 - Dureza média (HV100) das amostras considerando os parâmetros de processo

	Amostra 3 1600 rpm 2s	Amostra 4 1600 rpm 4s	Amostra 9 2000 rpm 2s	Amostra 10 2000 rpm 4s	Amostra 13 2400 rpm 2s	Amostra 17 2400 rpm 4s
ZM	510 ± 27	535 ± 16	553 ± 14	568 ± 20	565 ± 7	550 ± 14
ZTMA	407 ± 15	390 ± 11	408 ± 15	433 ± 16	411 ± 14	451 ± 16
ZTA	314 ± 10	328 ± 21	302 ± 10	294 ± 10	304 ± 8	349 ± 8
MB	261 ± 8	293 ± 4	302 ± 6	292 ± 15	286 ± 13	328 ± 11

Fonte: Autoria própria.

Figura 27 - Dureza Vickers (HV100) em função da velocidade de rotação do pino (rpm) e tempo de mistura (s)



Fonte: Autoria própria.

Outro ponto que merece destaque diz respeito a variação da dureza da ZM em decorrência da alteração nos parâmetros de soldagem. Nota-se uma tendência de aumento dessa propriedade à medida que se aumenta a velocidade de rotação para os mesmos tempos de mistura com exceção da combinação 2400rpm/4s onde a variação encontra-se dentro do desvio padrão. O mesmo

comportamento é observado quando ocorre o aumento no tempo de mistura. Há exceção da velocidade de rotação de 2400rpm onde a dureza variou oscilou dentro do intervalo. A princípio parece existir relação entre essa propriedade e o tamanho das ripas de martensita apresentados na Figura 21. Uma das possíveis explicações está associado a um possível crescimento excessivo dos grãos de austenita formados durante o aquecimento na ZM que, durante o resfriamento, se transformaram em martensita com diferentes tamanhos de agulhas e menor quantidade de ferrita.

6 CONCLUSÃO

A partir dos resultados obtidos nesse estudo é possível concluir que:

- Pela análise macrográfica das soldas há uma tendência de ocorrência de descontinuidade com aumento na velocidade de rotação e tempo de mistura, ou seja, para maiores energias de soldagem;
- Para velocidade de rotação de 2400rpm e tempos de mistura de 2 e 4s nota-se a ocorrência de deformação na região da solda em que há contato com pino indicando possível desgaste do material desse ou coalescimento excessivo do metal;
- O aumento da velocidade de rotação e tempo de mistura promoveu aumento na área da ZM. O mesmo não foi observado para a ZTMA e ZTA;
- As microestruturas diferentes regiões da solda apresentaram similaridade com o observado por outros pesquisadores em estudos envolvendo a soldagem de aços com efeito TRIP;
- Na análise da descontinuidade por EDS não é notada a presença de zinco nas regiões onde a temperatura atingida foi mais alta (ZM);
- Os resultados da análise de dureza estão coerentes com a microestrutura das diferentes regiões da solda.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGUIAR, R. A. C. **Análise da microestrutura e da dureza de um aço TRIP submetido a diferentes rotas de processamento térmico**. 2016. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

AKCA, E.; GÜRSEL, A. Solid state welding and application in aeronautical industry. **Periodicals of Engineering and Natural Sciences (PEN)**, v. 4, n. 1, 24 fev. 2016.

AKINLABI, E. T.; MAHAMOOD, R. M. **Solid-state welding: friction and friction stir welding processes**. Cham: Springer International Publishing, 2020.

AMIRTHALINGAM, M.; HERMANS, M. J. M.; RICHARDSON, I. M. Microstructural evolution during gas tungsten arc, laser and resistance spot welding of Al-containing transformation induced plasticity (TRIP) steel. **Advanced Materials Research**, v. 89–91, p. 23–28, jan. 2010.

BAEK, S.-W. et al. Microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded galvanized steel. **Materials Transactions**, v. 51, n. 5, p. 1044–1050, 2010.

BAKAVOS, D.; PRANGNELL, P. B. Effect of reduced or zero pin length and anvil insulation on friction stir spot welding thin gauge 6111 automotive sheet. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 5, p. 443–456, jul. 2009.

BERGMANN, J. P. et al. Solid-state welding of aluminum to copper – case studies. **Welding in the World**, v. 57, n. 4, p. 541–550, jul. 2013.

BOUAZIZ, O.; ZUROB, H.; HUANG, M. Driving Force and Logic of Development of Advanced High Strength Steels for Automotive Applications. **Steel Research International**, v. 84, n. 10, p. 937-947 11, jun. 2013.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. 9th edition ed. Hoboken, NJ: Wiley, 2014.

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

DEMERI, M. Y. **Advanced high-strength steels: science, technology, and applications**. Materials Park, Ohio: ASM International, 2013.

DING, W.; HEDSTRÖM, P.; LI, Y. Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a C–Mn–Al–P hot dip galvanizing TRIP steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 674, p. 151–157, set. 2016.

HE, X.; GU, F.; BALL, A. A review of numerical analysis of friction stir welding. **Progress in Materials Science**, v. 65, p. 1–66, ago. 2014.

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

LI, W. et al. Linear and rotary friction welding review. **International Materials Reviews**, v. 61, n. 2, p. 71–100, 17 fev. 2016.

LOMHOLT, T. C. **Microstructure Evolution during Friction Stir Spot Welding of TRIP steel**. 2008. Ph.D Thesis – Technical University of Denmark, 2013.

LOMHOLT, T. C. et al. Microstructure Characterization of Friction Stir Spot Welded TRIP Steel. **Advanced Materials Research**, v. 409, p. 275–280, nov. 2011.

MAALEKIAN, M. Friction welding – critical assessment of literature. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 8, p. 738–759, nov. 2007.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011.

MAZZAFERRO, C. C. P. et al. Avaliação microestrutural e propriedades mecânicas de um aço TRIP soldado a ponto por fricção e mistura mecânica. **Soldagem & Inspeção**, v. 14, n. 4, p. 278–287, dez. 2009.

MILES, M. P. et al. Comparison of formability of friction stir welded and laser welded dual phase 590 steel sheets. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 11, n. 4, p. 384–388, jul. 2006.

MILES, M. P. et al. Effect of friction stir welding conditions on properties and microstructures of high strength automotive steel. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 3, p. 228–232, abr. 2009.

MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. Friction stir welding and processing. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 50, n. 1–2, p. 1–78, ago. 2005.

NANDAN, R.; DEBROY, T.; BHADSHIA, H. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 53, n. 6, p. 980–1023, ago. 2008.

PAN, T.-Y. Friction Stir Spot Welding (FSSW) – A Literature Review. **SAE Technical Paper Series**. p. 12, 2007.

RAI, R. et al. Review: friction stir welding tools. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 4, p. 325–342, maio 2011.

PENG, Y. et al. Microstructure and its formation mechanism of weld metal of Al-bearing TRIP steel. **Materials Science Forum**, v. 638–642, p. 3591–3596, jan. 2010.

SHEN, Z.; DING, Y.; GERLICH, A. P. Advances in friction stir spot welding. **Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences**, v. 45, n. 6, p. 457–534, 1 nov. 2020.

SOLEIMANI, M.; KALHOR, A.; MIRZADEH, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. **Materials Science and Engineering: A**, v. 795, p. 140023, set. 2020.

STROHAECKER, T. R. et al. Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP: caracterização microestrutural. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 6, n. 3, p. 136–141, 2010.

TISZA, M. Development of advanced high strength automotive steels. **Acta Materialia Transylvanica**, v. 4, n. 1, p. 9–17, 1 abr. 2021.

UDAY, M. B. et al. Advances in friction welding process: a review. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, n. 7, p. 534–558, out. 2010.

ULYSSE, P. Three-dimensional modeling of the friction stir-welding process. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 42, n. 14, p. 1549–1557, nov. 2002.

VERLINDEN, B. et al. **Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials**. Kidlington: Elsevier Science, 2014.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. DE. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Bluncher, 1992.

YANG, Q. et al. Material flow during friction stir spot welding. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 16–17, p. 4389–4398, jun. 2010.

ZHAO, J.; JIANG, Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. **Progress in Materials Science**, v. 94, p. 174–242, maio 2018.

ANEXO I – MEDIDAS DAS ÁREAS DAS REGIÕES DE SOLDA

Amostra	Região	M1	M2	M3	\bar{x}	D. P.
1	ZM	10,253	10,247	10,079	10,193	0,076
	ZTMA	3,643	4,170	3,897	3,903	0,178
	ZTA	6,620	6,751	7,278	6,883	0,263
2	ZM	9,987	10,210	10,186	10,128	0,094
	ZTMA	4,275	4,290	4,344	4,303	0,027
	ZTA	6,048	6,651	6,251	6,317	0,223
3	ZM	10,285	10,117	9,972	10,125	0,107
	ZTMA	4,565	4,644	4,453	4,554	0,067
	ZTA	6,986	6,871	6,786	6,881	0,070
4	ZM	9,416	9,499	9,456	9,457	0,028
	ZTMA	3,819	3,607	3,554	3,660	0,106
	ZTA	8,612	8,593	8,910	8,705	0,137
5	ZM	8,848	8,838	9,019	8,902	0,078
	ZTMA	3,51	3,617	3,369	3,499	0,086
	ZTA	7,78	7,626	7,716	7,707	0,054
7	ZM	13,968	14,326	14,196	14,163	0,130
	ZTMA	5,162	5,255	5,295	5,237	0,050
	ZTA	8,004	7,705	7,758	7,822	0,121
9	ZM	14,457	14,276	14,339	14,357	0,066
	ZTMA	4,678	4,699	4,709	4,695	0,012
	ZTA	7,458	7,367	6,798	7,208	0,273
10	ZM	15,562	15,454	15,793	15,603	0,127
	ZTMA	4,839	4,894	4,720	4,818	0,065
	ZTA	7,687	7,383	7,517	7,529	0,105
11	ZM	15,855	15,154	15,359	15,456	0,266
	ZTMA	5,139	5,042	5,047	5,076	0,042
	ZTA	7,287	6,944	6,816	7,016	0,181
12	ZM	15,656	15,752	15,707	15,705	0,033
	ZTMA	4,544	4,697	4,883	4,708	0,117
	ZTA	5,951	6,400	6,444	6,265	0,209
13	ZM	15,924	16,132	16,07	16,042	0,079
	ZTMA	4,600	4,537	4,385	4,507	0,082
	ZTA	7,459	7,278	7,242	7,326	0,088
16	ZM	17,478	17,445	17,319	17,414	0,063
	ZTMA	6,118	5,810	5,724	5,884	0,156
	ZTA	8,728	8,860	8,769	8,786	0,050
17	ZM	17,86	17,542	17,386	17,596	0,176
	ZTMA	4,053	4,439	4,357	4,283	0,153
	ZTA	9,074	8,344	8,961	8,793	0,299
18	ZM	15,241	15,338	15,630	15,403	0,151
	ZTMA	5,250	5,234	4,969	5,151	0,121
	ZTA	7,270	7,685	7,416	7,457	0,152

M1: Primeira medida da área; M2: Segunda medida da área; M3: Terceira medida da área; D.P.: Desvio Padrão

Fonte: Autoria própria.

ANEXO II – HV100 DAS AMOSTRAS EM FUNÇÃO DA REGIÃO DE SOLDA

	Amostra 3	Amostra 4	Amostra 9	Amostra 10	Amostra 13	Amostra 17
ZM	490	547	558	574	549	584
	528	548	535	586	571	531
	527	519	537	519	571	551
	462	510	565	578	569	540
	544	550	571	583	563	546
ZTMA	401	391	416	414	399	429
	410	415	398	430	392	433
	376	390	383	429	408	462
	429	383	439	419	437	454
	421	369	406	474	420	477
ZTA	309	303	291	288	316	355
	339	299	322	307	299	331
	315	346	292	305	295	360
	301	357	296	286	299	347
	308	333	307	284	312	351
MB	247	293	301	282	270	337
	254	299	296	324	303	345
	264	294	310	264	286	327
	263	297	309	297	269	314
	276	284	293	293	302	315

Fonte: Autoria própria.