

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

**MATHEUS MAMEDE DE CARVALHO FERNANDES**

**INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DO PROCESSO FSSW SOBRE A ESTRUTURA  
DE SOLDAS PRODUZIDAS EM AÇO TRIP 800 APÓS DEFORMAÇÃO  
CONTROLADA**

**BELO HORIZONTE**

**2022**

MATHEUS MAMEDE DE CARVALHO FERNANDES

INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DO PROCESSO FSSW SOBRE A ESTRUTURA DE  
SOLDAS PRODUZIDAS EM AÇO TRIP 800 APÓS DEFORMAÇÃO CONTROLADA

Trabalho de conclusão de Curso apresentado no  
Curso de Graduação em Engenharia de  
Materiais do Centro Federal de Educação  
Tecnológica de Minas Gerais como requisito  
parcial para obtenção do título de Bacharel em  
Engenharia de Materiais.

Orientador: Dr. Cláudio Turani Vaz

BELO HORIZONTE

2022

MATHEUS MAMEDE DE CARVALHO FERNANDES

**INFLUÊNCIA DE PARÂMETROS DO PROCESSO FSSW SOBRE A ESTRUTURA  
DE SOLDAS PRODUZIDAS EM AÇO TRIP 800 APÓS DEFORMAÇÃO  
CONTROLADA**

Trabalho de conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Cláudio Turani Vaz

---

Prof<sup>ª</sup>. Dr<sup>ª</sup>. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

---

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro

## RESUMO

O interesse crescente da indústria automobilística por aços avançados de alta resistência (AHSS) submetidos ao efeito de Transformação Induzida Por Plasticidade (TRIP), está associado à pesquisa e desenvolvimento de novos materiais a fim de compor as carrocerias e chassis dos automóveis. Esses aços apresentam um adequado balanço de propriedades mecânicas, como elevada dureza, conferida pelos constituintes martensita e bainita, e considerável ductilidade, proporcionada pela fase ferrita e austenita retida, que ao ser deformada plasticamente, é transformada em martensita em sua microestrutura. Para superar alguns dos problemas observados na soldagem desses, uma das alternativas mais promissoras é a soldagem a ponto por fricção (FSSW), derivado do processo de soldagem por fricção (FSW). As soldas produzidas em chapas pré-deformadas, sob diferentes velocidades de rotação e tempos de mistura, foram submetidas à análise macro, microestrutural e a ensaios de dureza, e deste modo, foi observado na microestrutura da ZM, um aumento no tamanho das ripas de martensita ao elevar a velocidade de rotação da ferramenta na ordem de 1434 RPM para 2535 RPM. Tal condição, pode explicar a acentuada redução nos valores de dureza para esta região, na ordem de 645 para 546 HV, apesar do aumento de tamanho observado para o constituinte martensita. O aumento nos valores de dureza obtidos para a ZTA, em cerca de 343 a 372 HV, em um intervalo próximo aos valores de dureza para a ZTMA, de 391 a 317 HV, a partir da velocidade de rotação de 2000 RPM, podem estar associados à similaridade na microestrutura constituída por bainita, martensita e austenita retida, para ambas as regiões, assim como no MB, com o valor de dureza estimado em 392 HV. Portanto, a dureza e microestrutura dos aços TRIP foram, de modo geral, preservadas com a variação dos parâmetros de soldagem FSSW.

Palavras-chave: Aços TRIP. Soldagem FSSW. Microestrutura. Dureza.

## ABSTRACT

The growing interest of the automotive industry in advanced high-strength steels (AHSS), or third generation steels, subjected to the effect of Transformation Induced Plasticity (TRIP), is associated with the research and development of new materials to produce the body and chassis of automobiles. These steels have an adequate balance of mechanical properties, such as high hardness, conferred by the martensite and bainite constituents, and considerable ductility, provided by the ferrite and retained austenite phase, which, when deformed plastically, is transformed into martensite in its microstructure. To overcome some problems on the welding one of the most interesting process is the friction stir spot welding (FSSW), which came from friction stir welding (FSW). Samples of welds produced in preformed plates under different rotation allocated rotation rates and mixing times were submitted to macro microstructural analysis and hardness tests, and thus, an increase in the size of the martensite slats was observed in the MZ microstructure, raising the size of the martensite slats by raising the tool rotation speed in the order of 1434 rpm to 2535 RPM. This condition may explain the marked reduction in hardness values for this region, from 645 to 546 HV, despite the increase in size observed for the martensite constituent. The increase in the hardness values obtained for the HAZ, at about 343 to 372 HV, in an interval close to the hardness values for the TMAZ, from 391 to 317 HV, from the rotation speed of 2000 RPM, can be associated with similarity in the microstructure consisting of bainite, martensite and retained austenite, for both regions, as well as in BM, with an approximate hardness of 392 HV. Therefore, the hardness and microstructure of TRIP steels were generally preserved with the variation of FSSW welding parameters.

Keywords: TRIP steels. FSSW Welding. Microstructure. Hardness.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço à Deus por me ajudar a conduzir os meus passos, e por sempre me fortalecer durante toda a minha jornada acadêmica.

Agradeço ao meu orientador, professor Dr. Cláudio Turani Vaz, pela paciência, atenção, e todo o suporte oferecido durante a realização deste trabalho.

À professora, Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa, pela disponibilidade e apoio para o desenvolvimento desta pesquisa.

Ao professor, Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro, por colaborar com o fornecimento de dados essenciais para esta pesquisa.

À professora, Dra. Aline Magalhães, pelas importantes orientações para a elaboração da escrita, apresentação e formatação deste trabalho.

Dedico este Trabalho de Conclusão de Curso à minha família, meus pais, Carlos Roberto e Heloísa Fátima, às minhas irmãs, Carmem e Marja, por sempre me incentivarem a perseguir os meus sonhos, e pela fé depositada em mim.

Ao meu melhor amigo, Ítalo, por todo o suporte e ajuda oferecida em vários momentos da minha vida, e aos meus amigos da instituição de ensino, pelas superações e conquistas, as quais compartilhamos durante toda a trajetória acadêmica.

Ao meu colega de trabalho, Henderson, pela ajuda com a preparação das amostras de aço TRIP, e pelo fornecimento de dados cruciais para a conclusão deste projeto de pesquisa.

Aos técnicos do CEFET-MG, em especial, aos funcionários do laboratório de caracterização, Jorge e Bruno, pela disponibilidade e contribuição para o avanço deste trabalho.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fotomicrografia de um aço TRIP multifase .....	15
Figura 2 - Fotomicrografia esquemática de um aço TRIP multifase com destaque para a exibição das estruturas ferríticas, austeníticas e martensíticas .....	16
Figura 3 - Fotomicrografia da microestrutura bainítica em um aço TRIP .....	17
Figura 4 - Diagrama do alongamento total em função da resistência mecânica para diferentes aços .....	19
Figura 5 - Desenho esquemático de um corpo de prova de aço sob o efeito TRIP .....	24
Figura 6 - Representação esquemática do Processo de Soldagem a Ponto por Fricção (FSW) .....	26
Figura 7 - Desenho esquemático sobre os estágios básicos do processo FSSW .....	27
Figura 8 - Fotografia sobre os estágios de operação de uma máquina de fricção a ponto .....	27
Figura 9 - Fotografia de um pino não consumível utilizado no processo de fricção a ponto .....	28
Figura 10 - Fotografia do padrão de solda produzida pelo processo FSSW .....	28
Figura 11 - Desenho esquemático sobre a direção e sentido do fluxo de material durante o processo de soldagem por fricção a ponto .....	29
Figura 12 - Fotografia de um capô em alumínio, com destaque para as regiões circuladas, em azul, onde juntas de aço e alumínio foram unidas pelo processo FSSW .....	30
Figura 13 - Macrografia da seção transversal de uma junta soldada em alumínio, indicando o metal de base (MB), e as regiões ZM, ZTMA e ZTA .....	30
Figura 14 - Representação esquemática das zonas e subzonas de transformação microestrutural de uma junta soldada após a soldagem FSSW .....	31
Figura 15 - Representação do mecanismo de transformação martensítica em diferentes regiões da junta soldada pelo processo de fricção por mistura mecânica .....	33
Figura 16 – Fluxograma de trabalho para caracterização microestrutural dos corpos de prova de aço TRIP 800 .....	34
Figura 17 – Esquema dimensional, imagem à direita, de uma chapa de aço TRIP 800, fotografia à esquerda, cortada para preparação e caracterização microestrutural .....	36
Figura 18 - Vista superior da seção transversal soldada para o corpo de prova (CP-19) .....	37
Figura 19 - Diagrama dos parâmetros de soldagem para as nove amostras de aço TRIP 800 .....	39
Figura 20 – Gráfico da área média (ZM) em função da velocidade de rotação (RPM) .....	40
Figura 21 – Gráfico da área média (ZTMA) em função da velocidade de rotação (RPM) .....	41

Figura 22 – Gráfico da área média (ZTA) em função da velocidade de rotação (RPM) .....	41
Figura 23 – Representação da vista, em corte, da seção transversal do ponto de solda.....	42
Figura 24 - Micrografias do metal de base .....	43
Figura 25 - Micrografias da ZM, para as velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, durante o intervalo de tempo de 3s.....	44
Figura 26 - Micrografias da ZM, para as velocidades de rotação de 1600 e 2400 RPM, durante o intervalo de tempo de 2s.....	45
Figura 28 - Micrografias da ZM, para os intervalos de tempo de 2,0 e 4,0 s, a uma velocidade de rotação de 1600 RPM .....	46
Figura 28 - Micrografias da ZM, para os intervalos de tempo de 2,0 e 4,0 s, a uma velocidade de rotação de 2400 RPM .....	47
Figura 29 - Micrografias da ZM, para os intervalos de tempo de 1,6, 3,0 e 4,4 s, a uma velocidade de rotação de 2000 RPM .....	48
Figura 30 - Micrografias da ZTMA, para as velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, durante o intervalo de tempo de 3s. ....	51
Figura 31 - Micrografias da ZTMA, para as velocidades de rotação de 1600 RPM, durante o intervalo de tempo de 2 segundos.....	52
Figura 32 - Micrografias da ZTMA, para o interval de tempo de 4 segundos, a uma velocidade de rotação de 2400 RPM .....	52
Figura 33 - Micrografias da ZTMA, para os intervalos de tempo de 1,6 e 3 segundos, a uma velocidade de rotação de 2000 RPM .....	53
Figura 34 - Micrografias da ZTA, para as velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, durante o intervalo de tempo de 3s.....	55
Figura 35 - Micrografias da ZTA, para as velocidades de rotação de 1600 RPM, durante o intervalo de tempo de 2 segundos.....	56
Figura 36 - Micrografias da ZTA, para os intervalos de tempo de 1,6, 3,0 e 4,4 segundos, a uma velocidade de rotação de 2000 RPM .....	57
Figura 37 – Gráfico de microdureza Vickers em função da velocidade de rotação do pino....	59

## **LISTA DE TABELAS**

Tabela 1 – Dados sobre respectivos parâmetros de soldagem das amostras analisadas.....	35
Tabela 2 – Dados de microdureza Vickers, em função da velocidade de rotação do pino .....	59

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>12</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>14</b>
<b>2.1</b>	<b>Objetivo geral.....</b>	<b>14</b>
<b>2.2</b>	<b>Objetivos específicos.....</b>	<b>14</b>
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>15</b>
<b>3.1</b>	<b>Microestrutura dos aços TRIP .....</b>	<b>15</b>
<b>3.1.1</b>	<i>Austenita retida e martensita .....</i>	<b>15</b>
<b>3.1.2</b>	<i>Bainita.....</i>	<b>16</b>
<b>3.1.3</b>	<i>Cementita .....</i>	<b>17</b>
<b>3.1.4</b>	<i>Ferrita .....</i>	<b>18</b>
<b>3.2</b>	<b>Aços para a aplicação na indústria automobilística .....</b>	<b>18</b>
<b>3.2.1</b>	<i>Aços de baixa resistência.....</i>	<b>19</b>
<b>3.2.2</b>	<i>Aços convencionais de alta resistência (HSS).....</i>	<b>20</b>
<b>3.2.3</b>	<i>Aços avançados de alta resistência (AHSS) .....</i>	<b>20</b>
<b>3.2.3.1</b>	<i>Primeira geração.....</i>	<b>21</b>
<b>3.2.3.2</b>	<i>Segunda geração .....</i>	<b>22</b>
<b>3.2.3.3</b>	<i>Terceira geração .....</i>	<b>23</b>
<b>3.3</b>	<b>Aços TRIP .....</b>	<b>23</b>
<b>3.3.1</b>	<i>Transformação induzida por plasticidade ou efeito TRIP .....</i>	<b>23</b>
<b>3.3.2</b>	<i>Fatores que influenciam o efeito TRIP .....</i>	<b>24</b>
<b>3.4</b>	<b>Soldagem no estado sólido .....</b>	<b>25</b>
<b>3.5</b>	<b>Soldagem por fricção com pino não consumível (FSW) .....</b>	<b>25</b>
<b>3.6</b>	<b>Soldagem a ponto por fricção (FSSW) .....</b>	<b>26</b>
<b>3.7</b>	<b>Soldagem FSSW de aços TRIP.....</b>	<b>31</b>
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>34</b>
<b>4.1</b>	<b>Materiais.....</b>	<b>35</b>

<b>4.2</b>	<b>Preparação das amostras .....</b>	<b>35</b>
<b>4.3</b>	<b>Caracterização microestrutural .....</b>	<b>37</b>
<b>4.3.1</b>	<b><i>Macrografia .....</i></b>	<b>37</b>
<b>4.3.2</b>	<b><i>Micrografia .....</i></b>	<b>38</b>
<b>4.4</b>	<b>Ensaio de microdureza .....</b>	<b>38</b>
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>39</b>
<b>5.1</b>	<b>Macrografias .....</b>	<b>39</b>
<b>5.2</b>	<b>Micrografias .....</b>	<b>43</b>
<b>5.2.1</b>	<b><i>Análise microestrutural do metal de base (MB).....</i></b>	<b>43</b>
<b>5.2.2</b>	<b><i>Análise microestrutural da ZM.....</i></b>	<b>43</b>
<b>5.2.3</b>	<b><i>Análise microestrutural da ZTMA.....</i></b>	<b>50</b>
<b>5.2.4</b>	<b><i>Análise microestrutural da ZTA .....</i></b>	<b>54</b>
<b>5.3</b>	<b>Ensaio de microdureza Vickers .....</b>	<b>59</b>
<b>6</b>	<b>CONCLUSÃO.....</b>	<b>62</b>
	<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>63</b>
	<b>APÊNDICE A – Tabela de medidas de diâmetro das soldas.....</b>	<b>68</b>
	<b>APÊNDICE B – Tabela de medidas de microdureza Vickers.....</b>	<b>69</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A demanda por aços de alta resistência mecânica e excelente ductilidade tem aumentado na indústria automotiva com o objetivo de reduzir o consumo de energia através da redução de peso da estrutura e garantir o atendimento de requisitos mais exigentes quanto à segurança. Neste sentido, os aços avançados de alta resistência (AHSS) surgiram para atender a essa demanda. As chapas de aço produzidas com a possibilidade do efeito de Plasticidade Induzida por Transformação, ou efeito TRIP (Transformation Induced Plasticity) possuem alta resistência mecânica e ductilidade, devido à transformação martensítica da austenita retida durante o regime de deformação plástica, cuja aplicação se torna promissora para fabricação de componentes sensíveis a colisões (CHOI, BRUCE, *et al.*, 2002).

Dentre os processos de soldagem empregados na fabricação de carrocerias de automóveis destaca-se a soldagem a ponto por resistência (RSW). Contudo, a soldagem no estado sólido, empregando o processo de fricção a ponto com ferramenta não consumível (FSSW - *Friction Stir Spot Welding*), derivado da soldagem por fricção (FSW - *Friction Stir Welding*), desenvolvido pelo Instituto de Soldagem (TWI - *The Welding Institute*), em 1991, possui amplas vantagens sobre os processos de soldagem por fusão, dentre as quais, a não ocorrência de fusão do metal de solda, o que implicaria na ausência de uma zona afetada pelo calor, e assim o metal ao redor da junta seria capaz de manter suas propriedades físicas e químicas originais (VURAL, 2014).

A compreensão sobre o comportamento do material, em virtude do processamento, envolve tanto a conformação mecânica quanto a soldagem. Por esta razão, o comportamento mecânico dos aços AHSS pelo efeito TRIP e a capacidade destes materiais em manterem as propriedades mecânicas originais, após o processamento, são cruciais para se confirmar a viabilidade do processo de soldagem a ponto por fricção para estas ligas metálicas (LOMHOLT, ADACH, *et al.*, 2012).

Para maior aproximação de condições reais de processamento e aplicação, como o que ocorre no meio industrial, as chapas de aço TRIP utilizadas neste estudo foram previamente deformadas plasticamente, a fim de fornecer condições adequadas à montagem final das peças para a produção das soldas pelo processo FSSW. Deste modo, o controle dos parâmetros de processo destes aços avançados de alta resistência é fundamental para minimizar o número de

variáveis que possam afetar o comportamento mecânico destes materiais e, conseqüentemente, conduzir eventuais alterações microestruturais resultantes do método de fabricação, e da seleção dos parâmetros de soldagem.

Neste contexto, o presente trabalho consiste em analisar a influência dos parâmetros, como tempo de mistura e velocidade de rotação sobre a microestrutura dos aços TRIP, e o conseqüente impacto gerado sobre a resistência mecânica das juntas soldadas pelo processo FSSW.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo geral**

Avaliar o efeito da velocidade de rotação e tempo de mistura sobre a macro e microestrutura e dureza de soldas em aço TRIP 800 previamente deformado, produzidas pelo processo “Friction Stir Spot Welding” (FSSW).

### **2.2 Objetivos específicos**

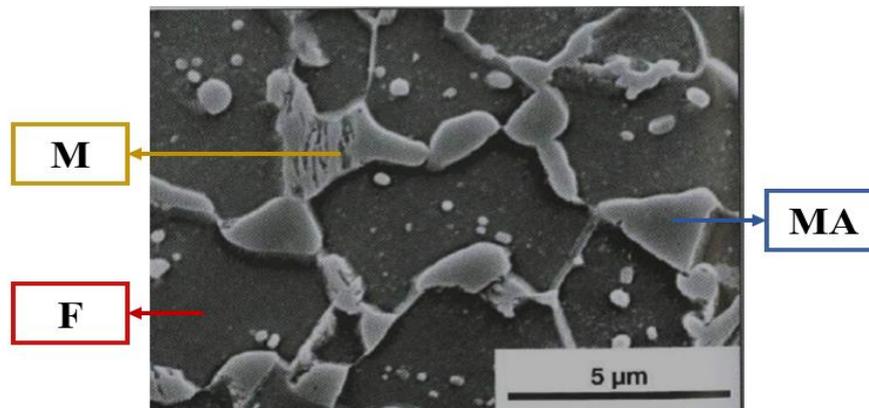
- Realizar a análise macro e microestrutural das soldas produzidas.
- Realizar medições de dureza nas diferentes regiões das soldas produzidas.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Microestrutura dos aços TRIP

A microestrutura dos aços TRIP consiste em uma matriz ferrítica, com austenita retida, martensita e bainita presentes em diferentes quantidades (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2006). A figura 1 apresenta a fotomicrografia de um aço TRIP produzida por microscopia eletrônica, onde é possível observar grãos de ferrita, regiões escuras, abreviadas pela letra “F”, envolvidos por austenita retida e martensita (MA), enquanto alguns grãos austeníticos apresentam, com maior destaque, a microestrutura martensítica (M), identificadas pelas regiões claras e hachuradas.

Figura 1 - Fotomicrografia de um aço TRIP multifase



Fonte: adaptado de Colpaert (2008).

##### 3.1.1 Austenita retida e martensita

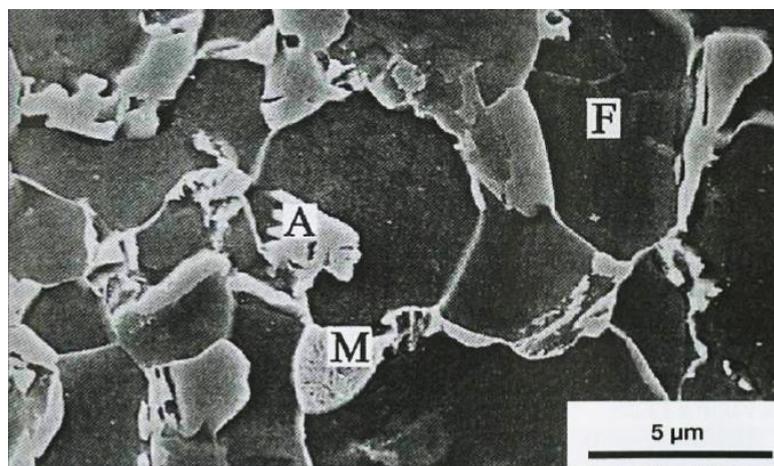
A austenita retida ocorre quando a fase austenítica se torna estável à temperatura ambiente, por meio da retenção de grãos de austenita tratados termicamente ou mediante à deformação plástica que conduz à formação da martensita (COLPAERT, 2008).

A martensita é caracterizada como uma microestrutura monofásica, fora do equilíbrio, mais dura e frágil dentre outras fases e constituintes dos aços. Este constituinte pode ser obtido pelo tratamento térmico de têmpera, o qual é definido pelo rápido resfriamento da austenita, de elevadas temperaturas até condições próximas da temperatura ambiente. A dureza exibida pela

estrutura martensítica depende do teor de carbono que compõe sua microestrutura (CALLISTER, 2016).

De acordo com a figura 2, pode ser observado regiões mais ampliadas da microestrutura de um aço TRIP com a presença de austenita retida, abreviada pela letra “A”, associada à microestrutura martensítica, ambas em matriz ferrítica.

**Figura 2 - Fotomicrografia esquemática de um aço TRIP multifase com destaque para a exibição das estruturas ferríticas, austeníticas e martensíticas**



Fonte: Colpaert (2008) apud Jacques, et al (2001).

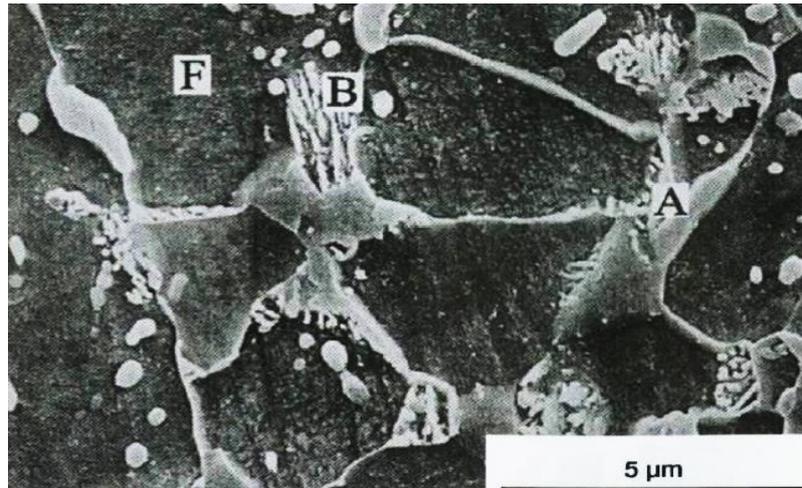
### 3.1.2 Bainita

A bainita corresponde a um constituinte proveniente da transformação austenítica. As fases ferrita ( $\alpha$ ) e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), ou carboneto de ferro épsilon, anterior à fase cementita, constituem os diferentes tipos de microestrutura bainítica, como a bainita inferior e superior. A bainita inferior é formada sob temperaturas mais baixas, entre 200 e 400°C, se comparado às temperaturas de transformação da bainita superior, entre 400 e 600°C. Ambas as bainitas também se diferem pela forma como estes carbonetos se precipitam na sua microestrutura. Os carbonetos na bainita inferior, se precipitam no interior das placas de ferrita, enquanto na bainita superior ocorre a precipitação e aglomeração dos átomos de carbono entre as estruturas ferríticas sob a forma de carbonetos. (COLPAERT, 2008).

Além disso, a forma estrutural deste constituinte em agulhas ou placas depende da temperatura de transformação. A visualização de detalhes da estrutura e características da bainita só é possível pela utilização de um microscópio eletrônico (CALLISTER, 2016). A

figura 3 retrata a micrografia eletrônica de uma colônia de bainita, cuja forma alongada é característica de partículas de cementita envolvidas por uma matriz de ferrita, enquanto a fase martensítica é responsável por envolver as agulhas de cementita.

**Figura 3 - Fotomicrografia da microestrutura bainítica em um aço TRIP**



Fonte: Colpaert (2008) apud Jacques, et al (2001).

### **3.1.3 Cementita**

A cementita ou carboneto de ferro, contém cerca de 6,67 % de carbono em sua composição, e por esta razão, é responsável por elevar a dureza, e diminuir a ductilidade ou a conformabilidade nos aços de alto teor de carbono (CHIAVERINI, 2012). A formação do carboneto de ferro na microestrutura dos aços ocorre quando o limite de solubilidade dos átomos de carbono na matriz de ferrita é superado. É interessante que a cementita esteja distribuída ao longo da microestrutura de aços com baixo teor de carbono, a fim de promover a boa conformabilidade destes materiais. Tal característica é favorecida pela realização de tratamentos térmicos adequados, de modo a permitir a precipitação da cementita, para que o carbono seja removido da solução em maior quantidade possível (COLPAERT, 2008).

Para que a cementita, com elevada concentração de carbono, se forme e cresça na microestrutura, é necessário difusão dos átomos de carbono no aço. Este processo de formação de cementita na microestrutura dos aços pode ser auxiliada por elementos, como vanádio, cromo, molibdênio, titânio, nióbio, dentre outros componentes que possuem elevada afinidade com os átomos de carbono, de modo a proporcionar precipitação de carbonetos estáveis no aço,

além de serem facilmente dissolvidos na cementita. O silício, apesar de formar um carboneto estável, não é comum aos aços, uma vez que não é capaz de se dissolver na cementita, e por consequência, não favorece a formação deste carboneto (COLPAERT, 2008).

### **3.1.4 Ferrita**

A ferrita é a principal fase dos aços-carbono, com a predominância de ferro em sua composição. O baixo teor de carbono, cerca de 0,02%, a uma temperatura de 727°C, aproximadamente, confere à microestrutura ferrítica uma considerável ductilidade, o que a permite ser facilmente deformada (PAPAVINASAM, 2014). A formação dos grãos de ferrita ocorre a partir da austenita, sob condições de equilíbrio entre as fases. Elementos de liga como silício, cromo, molibdênio, vanádio, titânio, e alumínio são capazes de estabilizar a fase ferrítica, tendo em vista que se dissolvem no ferro ao formar carbonetos destes elementos, o que dificulta a formação de cementita (Fe<sub>3</sub>C) (COLPAERT, 2008).

## **3.2 Aços para a aplicação na indústria automobilística**

A indústria automotiva é um setor crucial para o desenvolvimento de aços com propriedades mecânicas diferenciadas. Isso se dá por demandas de mercado pela redução do peso estrutural dos veículos, a fim de atender aos critérios energéticos de redução do consumo de combustível, e conseqüentemente, aos critérios ambientais como a redução da emissão de gases de efeito estufa (ANNIBAL, ROTELLI, *et al.*, 2005 *apud* GIRALT, 1999). Associada à preocupação com a redução do peso estrutural dos automóveis, também há a necessidade em se aumentar a segurança dos passageiros, pela produção de componentes de carroceria com resistência ao impacto cada vez mais aprimorada. Tais fatores fomentam a aplicação de aços estruturais avançados de elevado desempenho mecânico, tendo em vista que a microestrutura destas ligas metálicas permite aliar elevada ductilidade, pela considerável capacidade em se deformar plasticamente, com elevada resistência mecânica (ANNIBAL, ROTELLI, *et al.*, 2005 *apud* GIRALT, 1999).

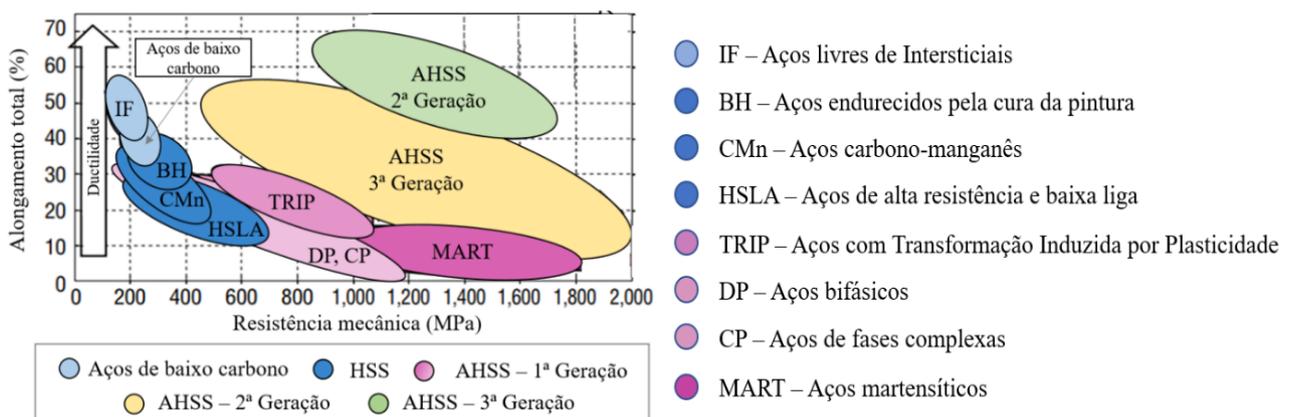
A maioria dos aços utilizados para confecção de chapas possui elevada capacidade de conformação e ductilidade. Por esta razão, o controle da resistência mecânica é essencial, a fim de facilitar a trabalhabilidade destas ligas metálicas, bem como proporcionar boa soldabilidade

para facilitar montagem em estruturas, bom aspecto de acabamento, que pode ser alcançado por meio de revestimentos superficiais, além do baixo custo (CHIAVERINI, 2012).

Segundo Echeverri (2017), os aços automobilísticos podem ser classificados pela baixa resistência mecânica, como os aços de baixo teor de carbono (*Mild Steels*) e aços livres de intersticiais, (*IF - Interstitial Free*), aços convencionais de alta resistência, (*HSS - Conventional High-Strength Steels*), e por fim, os aços classificados em três gerações, como os aços avançados de alta resistência (*AHSS - Advanced High-Strength Steels*).

Deste modo, a figura 4 apresenta diferentes propriedades mecânicas para cada um dos três principais grupos de aços empregados na indústria automotiva, que por sua vez, relacionam o alongamento percentual total em função da tensão limite de ruptura para diferentes aços.

**Figura 4 - Diagrama do alongamento total em função da resistência mecânica para diferentes aços**



Fonte: Camilo (2019) apud Billur e Altan (2013).

### 3.2.1 Aços de baixa resistência

São constituídos pelos aços com baixo teor de carbono (*Mild Steels ou Low Carbon Steels*), e os Aços Livres de Intersticiais (*IF - Interstitial Free*). Esses apresentam teores de carbono inferiores a 0,2%, bem como reduzidos teores de elementos de liga.

Os aços IF, de acordo com Oliveira (2010), são produzidos a partir de baixos teores de carbono e nitrogênio, em fase sólida, com a presença de elementos microligantes que compõem os carbonetos e nitretos de titânio e nióbio, o que favorece a geração de uma matriz ferrítica sem a presença de elementos intersticiais. Sendo assim, estas ligas metálicas são caracterizadas pela baixa resistência mecânica e uma notável capacidade de conformação mecânica por deformação plástica (ECHEVERRI, 2017).

A maioria destes aços possui estrutura ferrítica, associada a pequenas frações volumétricas de perlita e cementita (COLPAERT, 2008).

### **3.2.2 Aços convencionais de alta resistência (HSS)**

São compostos por três tipos principais: aços carbono-manganês (CMn), aços endurecidos pela cura da pintura (BH - *Bake Hardening*) e os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA - *High Strength Low Alloy*).

Os aços carbono-manganês (CMn) são constituídos por nióbio e titânio sob a forma de precipitados, além de sofrerem encruamento ou serem endurecidos, pela adição de fósforo em sua microestrutura (ECHEVERRI, 2017).

Também estão presentes neste grupo de aços de alta resistência os aços BH, endurecidos por um tratamento térmico apropriado, devido ao processo de cura de pintura, a fim de promover o ganho de resistência mecânica de chapas automotivas. Este processo de encruamento ou endurecimento dos aços BH proporciona a restrição de movimentação das discordâncias, que são ancoradas pelos átomos de soluto, o que aumenta a resistência à deformação plástica da sua microestrutura (LORA, 2009).

Os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA), ou aços microligados, são capazes de fornecer melhores propriedades mecânicas aliadas a uma maior resistência à corrosão atmosférica, se comparado aos aços carbono convencionais. Estes materiais são confeccionados com o objetivo de atender propriedades mecânicas específicas, como a elevada resistência ao escoamento. Contêm quantidades reduzidas de elementos de liga como nióbio, titânio, vanádio e alumínio, que aumentam a resistência mecânica por meio da formação de carbonetos estáveis, nitretos ou carbonitretos, os quais produzem efeito de encruamento sobre a microestrutura dos aços HSLA (SKOBIR, 2011).

### **3.2.3 Aços avançados de alta resistência (AHSS)**

Os aços AHSS apresentam uma microestrutura multifásica, caracterizada pela presença de uma fase, podendo ser constituídos por ferrita, perlita ou cementita, além de martensita, bainita, austenita, bem como austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas únicas. Alguns aços AHSS têm uma maior capacidade de encruamento,

de modo a resultar em um balanço favorável entre resistência mecânica e ductilidade, superior aos aços convencionais. Outros tipos de aços avançados de alta resistência possuem uma significativa resistência ao escoamento, aliada a uma elevada resistência à tração, característicos do comportamento de aços encruados por recozimento (BH) (WORLD AUTO STEEL).

### 3.2.3.1 Primeira geração

São aços que apresentam, principalmente, uma microestrutura com matriz ferrítica. Compreendem os aços bifásicos (*DP - Dual Phase*), os aços com plasticidade induzida por transformação (*TRIP - Transformation Induced Plasticity*), aços multifásicos constituídos por fases complexas (*CP - Complex Phase*), além dos martensíticos (*MART*) (MATLOCK, SPEER, *et al.*, 2009). A resistência mecânica dos aços AHSS de primeira geração é maior do que os aços convencionais microligados, como os aços HSLA. Contudo, possuem baixa capacidade de conformação mecânica (NANDA, SINGH, *et al.*, 2016).

Os aços *Dual Phase* são aquecidos rapidamente por tratamento térmico a temperaturas que forneçam condições adequadas para formação das fases de ferrita e austenita. A austenita presente na microestrutura, ao ser tratada termicamente, se transforma em martensita. Os elementos de liga como manganês, cromo e molibdênio também são adicionados para garantir suficiente temperabilidade durante o rápido resfriamento, para que a austenita se transforme em martensita. A resistência mecânica dos aços DP depende, principalmente, da fração de volume e dureza da martensita na microestrutura (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2006).

Os aços martensíticos (*MART*) possuem uma matriz rica em martensita com quantidades menores de bainita e ferrita. Os aços MART são muito úteis em aplicações automotivas para vigas de impacto para portas, pára-choques, seções laterais inferiores de baixo peso estrutural e alta resistência mecânica (HORVATH, 2021).

De acordo com as condições de processamento, como tempo e temperatura, os aços *Complex Phase*, podem ter as regiões austeníticas transformadas em um arranjo complexo de diversas fases, ou multifásico (COLPAERT, 2008). Os aços CP são semelhantes aos aços TRIP em composição, embora com menor quantidade de austenita retida. O endurecimento por precipitação desses aços é realizado com o uso da adição de nióbio, titânio e/ou vanádio (HORVATH, 2021 *apud* CORNETTE *et al.*, 2001). São aplicados no setor automobilístico para

confeção de barras de proteção lateral, além de elementos de reforço em carrocerias e chassis (ANAZAWA, 2007).

De acordo com Horvath (2021), a principal vantagem dos aços TRIP reside no aumento da conformabilidade em comparação com aços DP, de resistência mecânica similar. A resposta à tensão de encruamento dos aços TRIP é substancialmente maior do que os aços convencionais HSS, o que resulta em uma conformabilidade significativamente aprimorada na deformação por alongamento. Deste modo, os aços com plasticidade induzida por transformação podem ser projetados para fornecer uma excelente conformabilidade para a fabricação de peças complexas de aços avançados AHSS, além de proporcionarem uma elevada tensão de encruamento durante a deformação plástica, devido à excelente absorção de energia resultante de colisões veiculares (WORLD AUTO STEEL).

### 3.2.3.2 Segunda geração

O estudo de possíveis soluções para o problema de baixa conformabilidade para a primeira geração de aços AHSS permitiu desenvolver os aços de segunda geração, que por sua vez, revelam excelente combinação de resistência mecânica e conformabilidade. A segunda geração do AHSS compreende principalmente aços Leves com Plasticidade Induzida (L-IP - *Lightweight with Induced Plasticity*) e aços com Plasticidade Induzida por Maclação (TWIP - *Twinning Induced Plasticity*). Os aços deste grupo apresentam melhores propriedades mecânicas, se comparados aos aços de primeira geração, devido à presença de uma microestrutura austenítica. Entretanto, para que a austenita seja estabilizada na microestrutura, são adicionados aos aços de segunda geração elevados teores de Mn, Ni, dentre outros elementos de liga, o que geralmente resulta na elevação dos custos de produção destes materiais (NANDA, SINGH, *et al.*, 2016).

As propriedades mecânicas destes aços consistem na elevada resistência à tração e uma ductilidade excepcional, consideravelmente superiores às propriedades mecânicas dos aços-carbono, atualmente utilizados pelo setor automotivo. Apesar disso, os elevados teores de manganês dificultam a soldabilidade e aumentam significativamente o custo de produção desses aços. Sendo assim, devido a tais características, o futuro dos aços de segunda geração para a indústria automotiva permanece incerto (HORVATH, 2021).

### 3.2.3.3 Terceira geração

A primeira geração dos aços AHSS é capaz de proporcionar boa resistência mecânica, apesar da reduzida ductilidade. A segunda geração destas ligas metálicas fornece uma excelente combinação entre resistência mecânica e conformabilidade, a um reduzido custo-benefício (NANDA, SINGH, *et al.*, 2016). Todos os aços desta geração apresentam uma configuração de austenita retida, além dos aços com matriz de ferrita e bainita, auxiliados pelo efeito TRIP (FONSTEIN, 2015).

Neste contexto, o desenvolvimento de uma nova classe de aços avançados de alta resistência, com uma excepcional ductilidade e capacidade de conformação tem progredido de modo significativo por volta do ano de 2008 (HORVATH C.D, 2021). Esses aços dependem da austenita retida em uma matriz de bainita ou martensita, além de uma determinada quantidade de ferrita e precipitados, em distribuições específicas, a fim de garantir o aprimoramento de tais propriedades mecânicas (WORLD AUTO STEEL).

Os aços de terceira geração melhoraram a absorção e o desempenho de energia ao impacto, em comparação com a maior resistência mecânica, embora apresentem menor ductilidade do que os aços bifásicos (DP) e os de fase complexa (CP), com resistência à tração similares (HORVATH, 2021).

## 3.3 Aços TRIP

Os aços com Plasticidade Induzida por Transformação são materiais pertencentes à categoria dos aços avançados de alta resistência que oferecem propriedades mecânicas superiores de ductilidade e capacidade de encruamento, quando comparados aos aços bifásicos, *Dual Phase*, de resistência mecânica semelhante (OLIVER, JONES, FOURLARIS, 2006).

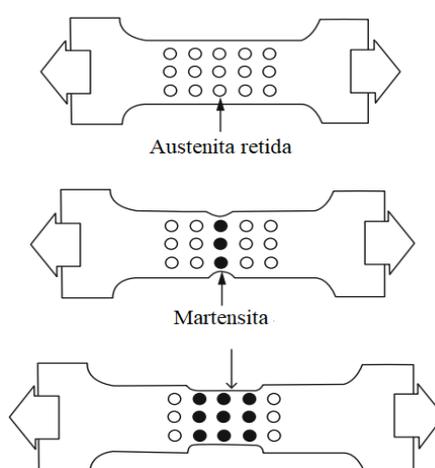
### 3.3.1 Transformação induzida por plasticidade ou efeito TRIP

O efeito TRIP em Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS) pode ser definido como a transformação de austenita retida, fase estável à temperatura ambiente, em martensita durante a deformação plástica, a fim de aprimorar e promover um adequado balanceamento de propriedades como a resistência mecânica e ductilidade destes materiais (SOLEIMANI,

KALHOR, MIRZADEH, 2020).

O fenômeno TRIP é esquematizado na figura 5, onde é possível distinguir a presença de círculos escuros dos pontos que correspondem à austenita retida, posteriormente transformada em martensita, mediante a esforço mecânico de tração, indicado pelas setas, em sentidos opostos. Essa transformação produz encruamento na região modificada da microestrutura, à medida que o material é deformado plasticamente, a baixas temperaturas (FONSTEIN, 2015).

**Figura 5 - Desenho esquemático de um corpo de prova de aço sob o efeito TRIP**



Fonte: adaptado de Fonstein (2015)

A obtenção de um aço com elevada resistência mecânica e boa ductilidade é especialmente interessante pois possibilita redução de peso e aumento da segurança por intermédio da absorção da energia gerada por eventuais impactos mecânicos (SOLEIMANI, KALHOR, MIRZADEH, 2020). Por esta razão, a utilização do efeito TRIP em aços avançados de alta resistência mecânica tem sido uma das principais medidas da indústria automotiva.

### **3.3.2 Fatores que influenciam o efeito TRIP**

A austenita retida é a fase que proporciona a ocorrência do efeito TRIP pelo mecanismo de deformação plástica e transformação microestrutural em martensita que resulta em um aumento da resistência mecânica (SOLEIMANI, KALHOR, MIRZADEH, 2020).

Os elevados teores de elementos de liga, como silício e alumínio aceleram a formação de ferrita e bainita, que por sua vez, auxiliam a manter o teor de carbono necessário que proporciona a formação de austenita retida (WORLD AUTO STEEL).

### **3.4 Soldagem no estado sólido**

A soldagem de estado sólido ocorre pela união das partes por meio da aplicação de pressão ou pela combinação de calor e pressão a fim de coalescer dois componentes do mesmo material ou de materiais distintos. A temperatura atingida durante o processamento é inferior ao ponto de fusão dos metais soldados. Nesses processos a combinação de calor e pressão, ou a maneira pela qual a pressão é aplicada, é capaz de gerar energia suficiente para causar a união das superfícies a serem soldadas (VURAL, 2014).

De acordo com Vural (2014), para que esta união superficial ocorra, a superfície entre os metais deve estar próxima o suficiente para promover coesão entre os átomos da interface. Este contato é impedido ou dificultado pela presença de filmes químicos, como óxidos, gases, óleos, dentre outros. Para que a ligação atômica seja efetiva, essas impurezas e outras substâncias devem ser removidas. Na soldagem por fusão, os filmes são dissolvidos ou queimados pelas altas temperaturas, e a ligação atômica é estabelecida pela fusão, e posterior solidificação dos metais. Contudo, na soldagem em estado sólido, os filmes e outros contaminantes devem ser removidos, a fim de permitir que a ligação metalúrgica ocorra.

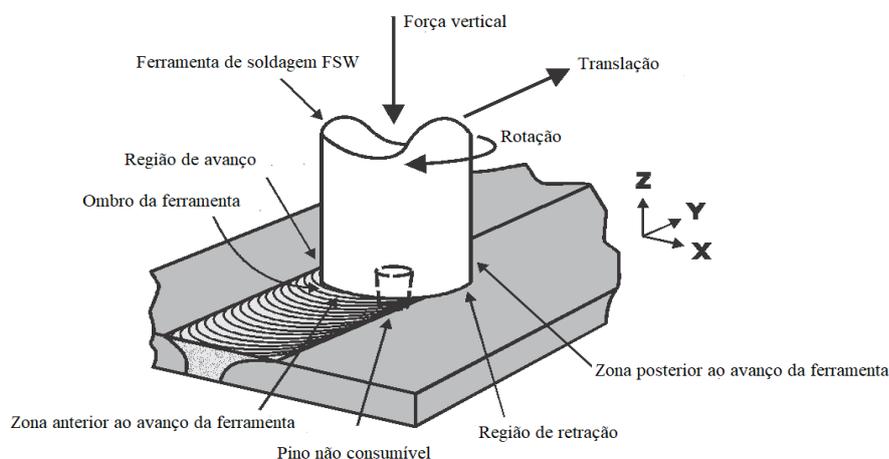
### **3.5 Soldagem por fricção com pino não consumível (FSW)**

A soldagem por fricção é um processo de soldagem de estado sólido. A coalescência é causada pelo calor gerado através do atrito entre superfícies friccionadas, o que eleva a temperatura na interface o suficiente para fazer com que as duas superfícies sejam soldadas sob condições de elevada pressão. Do ponto de vista estratégico, este processo permite criar, rapidamente, juntas soldadas, as quais exibem propriedades mecânicas consistentes, além de ser uma técnica de união de materiais que é facilmente automatizada (KALAISELVAN, MURUGAN, *et al.*, 2021).

Conforme o observado pela figura 6, o processo FSW funciona por meio da utilização de um pino não consumível, o qual é rotacionado e mergulhado na interface de duas peças de

trabalho, por meio da aplicação de uma força vertical descendente. Deste modo, a ferramenta é movida através da interface e o calor de fricção promove o aquecimento, e posterior amolecimento dos metais. Em seguida, a ferramenta rotativa é responsável por misturar mecanicamente o material amolecido para produzir uma solda em fase sólida (THE WELDING INSTITUTE).

**Figura 6 - Representação esquemática do Processo de Soldagem a Ponto por Fricção (FSW)**



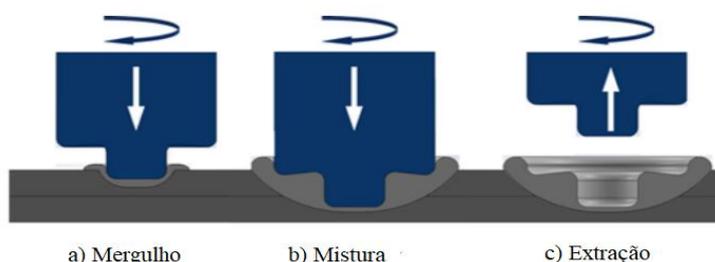
Fonte: Adaptado de Mishra (2018).

### 3.6 Soldagem a ponto por fricção (FSSW)

É um processo de união de materiais no estado sólido, derivado da soldagem a ponto por fricção (FSW). Contudo, durante a soldagem FSSW, não ocorre nenhum movimento linear da ferramenta, e o resultado consiste na produção de uma junta soldada localizada, em pontos (*spots*). A soldagem a ponto por fricção ocorre ao longo de três estágios: mergulho, agitação ou mistura, e extração, como exibido pela figura 7 (THE WELDING INSTITUTE).

O processo se inicia com a ferramenta rotacionando a uma elevada velocidade angular. Em seguida, a ferramenta é forçada para o interior da peça de trabalho até que o ombro da ferramenta entre em contato com a superfície superior da peça, a fim de formar um ponto de solda (YANG, FU, LI, 2021).

**Figura 7 - Desenho esquemático sobre os estágios básicos do processo FSSW**



Fonte: Adaptado de The Welding Institute.

Deste modo, o movimento de mergulho da ferramenta causa a expulsão dos materiais. Após o mergulho, no estágio de mistura, o metal começa a ser misturado mecanicamente quando a ferramenta atinge uma profundidade pré-determinada. Nesta etapa, a ferramenta continua a girar nas peças de trabalho. O calor gerado pela fricção é resultante das etapas de mergulho e mistura, e assim os materiais adjacentes à ferramenta são aquecidos, amolecidos e misturados, para a formação de uma junta no estado sólido. Quando uma ligação entre os materiais é obtida, a ferramenta é retirada das peças de trabalho pelo estágio final de extração (YANG, FU, LI, 2021).

Os controles do processo FSSW podem ser categorizados em dois modos principais de operação: controle de carga e de deslocamento. Neste caso, após a ferramenta começa a rodar, o pino é conduzido para a amostra, a uma velocidade controlada pela taxa crescente da força normal sobre a superfície de contato da ferramenta. Quando a ferramenta penetra a peça, a um nível pré-determinado, a força permanece constante durante o processo (PAN, 2007).

A figura 8, revela as três etapas reais de funcionamento do processo FSSW, representado pela figura 7.

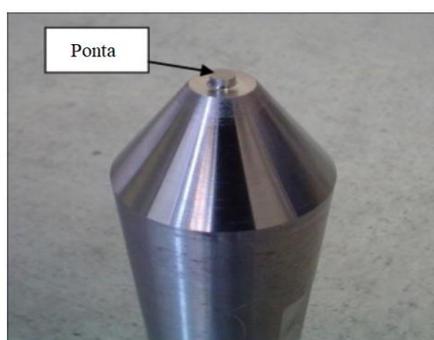
**Figura 8 - Fotografia sobre os estágios de operação de uma máquina de fricção a ponto**



Fonte: Adaptado de Lakshminarayanan, Annamalai e Elangovan (2015).

A porção da ferramenta em contato com o metal de solda durante o processo de penetração e mistura mecânica sobre a peça de trabalho é o pino não consumível, apresentado pela figura 9, responsável pela solda apresentada na figura 10 (a - vista superior; b – seção transversal).

**Figura 9 - Fotografia de um pino não consumível utilizado no processo de fricção a ponto**



Fonte: Adaptado de Casalino e Olabi (2014).

**Figura 10 - Fotografia do padrão de solda produzida pelo processo FSSW**



- (a) retrata a vista de topo da junta soldada, enquanto a imagem  
 (b) A seção transversal de uma peça de aço TRIP, com destaque para o contraste das zonas soldadas obtidas.

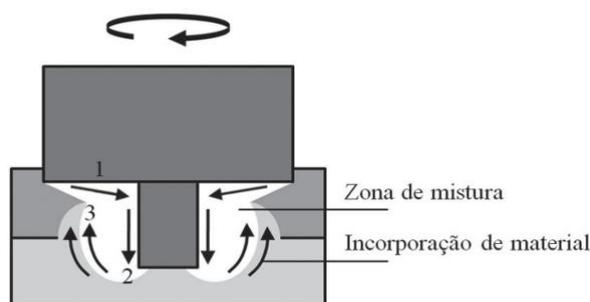
Fonte: Adaptado de Mazzaferro, Ramos, et al. (2010).

De acordo com Campanelli, Alcântara e Santos (2011), o escoamento do material plastificado durante o processo por fricção a ponto é iniciado quando o pino é forçado verticalmente para baixo, o que permite o deslocamento ascendente da chapa inferior em direção à chapa superior. Quando o ombro da ferramenta e a chapa entram em contato, como esquematizado na figura 11, ocorre a movimentação do material abaixo do ombro, em direção à superfície do pino, indicado pelas setas, as quais representam o fluxo 1.

O fluxo 2 representa o arraste do metal plastificado, mediante à aplicação de uma força adjacente à superfície, tendo em vista a rotação do pino não consumível. O material presente

em ambas as chapas é incorporado e processado próximo a superfície do pino. Quando esse atinge a região inferior do pino, é exercida uma pressão ascendente, que o projeta para cima, fazendo com que se aproxime do pino novamente, através da movimentação, em espiral, exibida pelo fluxo 3. O transporte do metal no estado plástico ocorre de modo cíclico, com movimento de afastamento em relação ao pino, o que permite criar uma zona de mistura. Considerando um pino liso (sem considerar a presença de filetes de rosca) o fluxo de material é restringido significativamente à direção vertical.

**Figura 11 - Desenho esquemático sobre a direção e sentido do fluxo de material durante o processo de soldagem por fricção a ponto**



Fonte: Campanelli, Alcântara e Santos (2011).

De acordo com Mazda (2003) e (2005), apesar do tempo de ciclo semelhante para as tecnologias que utilizam o processo de soldagem por resistência (RSW) e por fricção a ponto, a tecnologia FSSW promove uma redução significativa no consumo de energia utilizada apenas com o objetivo de rotacionar e aplicar pressão axial na ferramenta.

Além disso, é requerido um reduzido investimento para aquisição de maquinário. A soldagem por fricção a ponto não necessita do emprego de ar comprimido e de correntes elétricas intensas, fundamentais para o processo de soldagem por resistência. Deste modo, é permitido alcançar uma redução significativa a fim de unir ligas de alumínio. Enquanto para a união de aços em geral, a redução no consumo energético é um pouco inferior. Os equipamentos utilizados na soldagem FSSW não são tão sofisticados como as ferramentas empregadas na soldagem RSW, o que permite reduzir em 40% os investimentos necessários para a obtenção destes equipamentos, quando comparados aos investimentos necessários em tecnologia para o processo RSW (MAZDA, 2005).

A figura 12 apresenta uma aplicação do processo FSSW na união materiais dissimilares (aço e alumínio) na montagem de um capô, predominantemente de alumínio, fabricado pela Mazda.

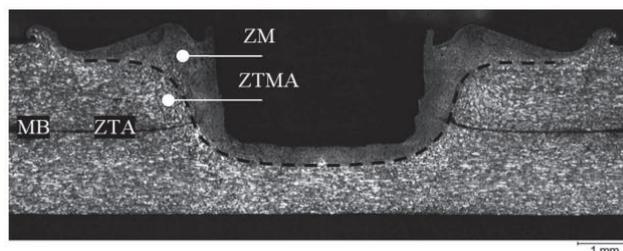
**Figura 12 - Fotografia de um capô em alumínio, com destaque para as regiões circuladas, em azul, onde juntas de aço e alumínio foram unidas pelo processo FSSW**



Fonte: Mazda (2005).

Soldas produzidas pelo processo FSSW podem ser divididas em três diferentes regiões: zona de mistura (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada ou afetada pelo calor (ZTA). Na porção mais afastada das três zonas submetidas aos efeitos térmicos e mecânicos do processamento, se encontra o metal de base (MB), onde a estrutura original não sofreu alterações (CAMPANELLI, ALCÂNTARA, SANTOS, 2011). Na figura 13 é exibida macrografia da seção transversal de uma solda obtida por esse processo onde é possível identificar todas as regiões mencionadas. A energia fornecida para o aquecimento e, conseqüentemente, a temperatura atingida durante a soldagem a ponto por fricção, podem ser controladas pela velocidade de rotação e tempo de mistura (LAKSHMINARAYANAN, ANNAMALAI, ELANGO VAN, 2015).

**Figura 13 - Macrografia da seção transversal de uma junta soldada em alumínio, indicando o metal de base (MB), e as regiões ZM, ZTMA e ZTA**



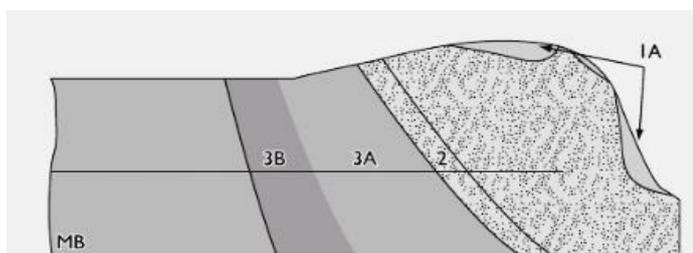
Fonte: Campanelli, Alcântara e Santos (2011).

### 3.7 Soldagem FSSW de aços TRIP

De acordo com Wang, Zhang, et al (2020), nos últimos anos, o processo de soldagem por fricção tem sido utilizado para soldar aços incluindo os que apresentam transformação induzida por plasticidade. Esse processo pode evitar os defeitos oriundos da solidificação, comuns aos processos de soldagem por fusão, como a presença de poros na soldagem por resistência (RSW).

Segundo Mazzaferro, et al (2010), em seu estudo envolvendo a soldagem de aços TRIP 800, são detalhadas, conforme ilustrado na figura 14, as zonas e subzonas das soldas obtidas. As transformações de fase e constituintes observados nas regiões soldadas foram avaliadas em função da escolha de duas velocidades de rotação para a ferramenta, a 1600 e 2400 RPM, bem como no tempo de mistura do material pelo pino da ferramenta.

**Figura 14 - Representação esquemática das zonas e subzonas de transformação microestrutural de uma junta soldada após a soldagem FSSW**



Fonte: Mazzaferro, Ramos, et al (2010).

Para a região 1A da ZM, foi relatado a presença de ferrita na microestrutura do aço TRIP, que se nucleou nos contornos de grão da austenita a elevadas temperaturas, de 800°C a 850°C (MODENESI, 2012), para uma velocidade de rotação de 2400 RPM. As temperaturas mais elevadas, associadas a uma velocidade de rotação de 2400 RPM, ocasionaram maiores deformações da austenita, aliadas a menores taxas de resfriamento. Deste modo, foi relatado a formação de bainita, por meio da precipitação de carbonetos entre as placas de ferrita. Além disso, foi relatado a presença de martensita, o que fornece indícios de que regiões específicas da microestrutura do metal de base se resfriou bruscamente, após alcançar a fase austenítica durante a soldagem (MAZAFERRO, RAMOS, *et al.*, 2010).

Foi revelado que a transformação da austenita retida em martensita e bainita na ZM, prevaleceu para a velocidade de rotação de 1600 RPM. Nesta região, há uma menor quantidade

de austenita retida, bem como uma redução do teor de carbono presente neste constituinte, o que poderia estar relacionado a ocorrência de difusão parcial dos átomos de carbono da austenita retida para a formação de bainita na microestrutura, em decorrência de uma maior taxa de resfriamento para esta velocidade de rotação. Além disso, a elevação da taxa de resfriamento também favoreceu a formação de martensita pela microestrutura do aço (MAZAFERRO, RAMOS, *et al.*, 2010 *apud* COOMAN, 2004, WANG, ZWAAG, 2001, MELERO, *et al.*, 2007).

De acordo com Mostafapour, Ebrahimpour, et al (2017), os resultados do experimento de medição de temperatura para um aço TRIP, durante o processo FSW, mostraram que a temperatura máxima da zona de mistura atingiu cerca de 780°C, que está entre as temperaturas de início e fim da transformação austenítica. Sendo assim, é permitido afirmar que os grãos de ferrita e as colônias de bainita do MB foram transformados em grãos de austenita durante a soldagem.

Na microestrutura da ZTMA estão presentes austenita retida, ferrita, bainita e martensita, o que também indica que as temperaturas registradas durante o processo estavam entre as temperaturas de transformação inicial e final da austenita (MAZAFERRO, RAMOS, *et al.*, 2010).

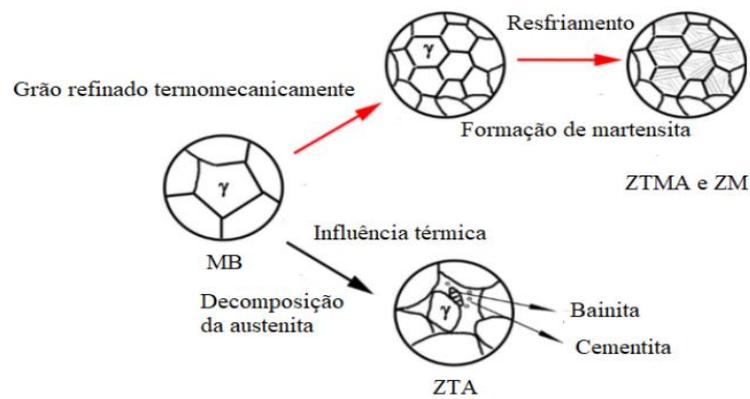
A microestrutura correspondente à ZTA, para a seção 3A, é composta, essencialmente, por ferrita e austenita retida, o que permite inferir que, assim como na ZTMA, as temperaturas atingidas durante o processamento estavam entre o início e fim da transformação austenítica. Na seção 3B da ZTA, o material permaneceu, por um longo período, no intervalo de temperatura adequado para que a transformação da austenita retida em bainita ocorresse (MAZAFERRO, RAMOS, *et al.*, 2010).

A partir da microestrutura de um aço TRIP, soldado pelo processo FSW, conforme representado na figura 15, foi observado o refino de grãos de austenita, mediante a ação termomecânica sobre o metal de base. A transformação da austenita em martensita ocorreu sob uma elevada taxa de resfriamento para a ZM e ZTMA. Enquanto a temperatura de soldagem na ZTA foi relativamente menor se comparado às temperaturas alcançadas para a ZM e ZTMA. A influência térmica proporcionada pelo processo de soldagem na ZTA prejudicou a estabilidade da austenita retida, o que resultou na esferoidização e precipitação de carbonetos globulares, em uma matriz de ferrita, e conseqüentemente, favoreceu o aumento na ductilidade do material (WANG, ZHANG, *et al.*, 2020 *apud* MIRONOVA, SATO, *et al.*, 2018, MATSUSHITA,

KITANI, *et al.*, 2013).

Segundo Wang, Zhang, et al (2020), a transformação martensítica em um aço TRIP, soldado por fricção e mistura mecânica, pode ser esquematizada conforme o diagrama da figura 15. A transformação da austenita retida para martensita é afetada tanto pela temperatura de soldagem quanto pela taxa de resfriamento (DIJK, *et al.*, 2005).

**Figura 15 - Representação do mecanismo de transformação martensítica em diferentes regiões da junta soldada pelo processo de fricção por mistura mecânica**

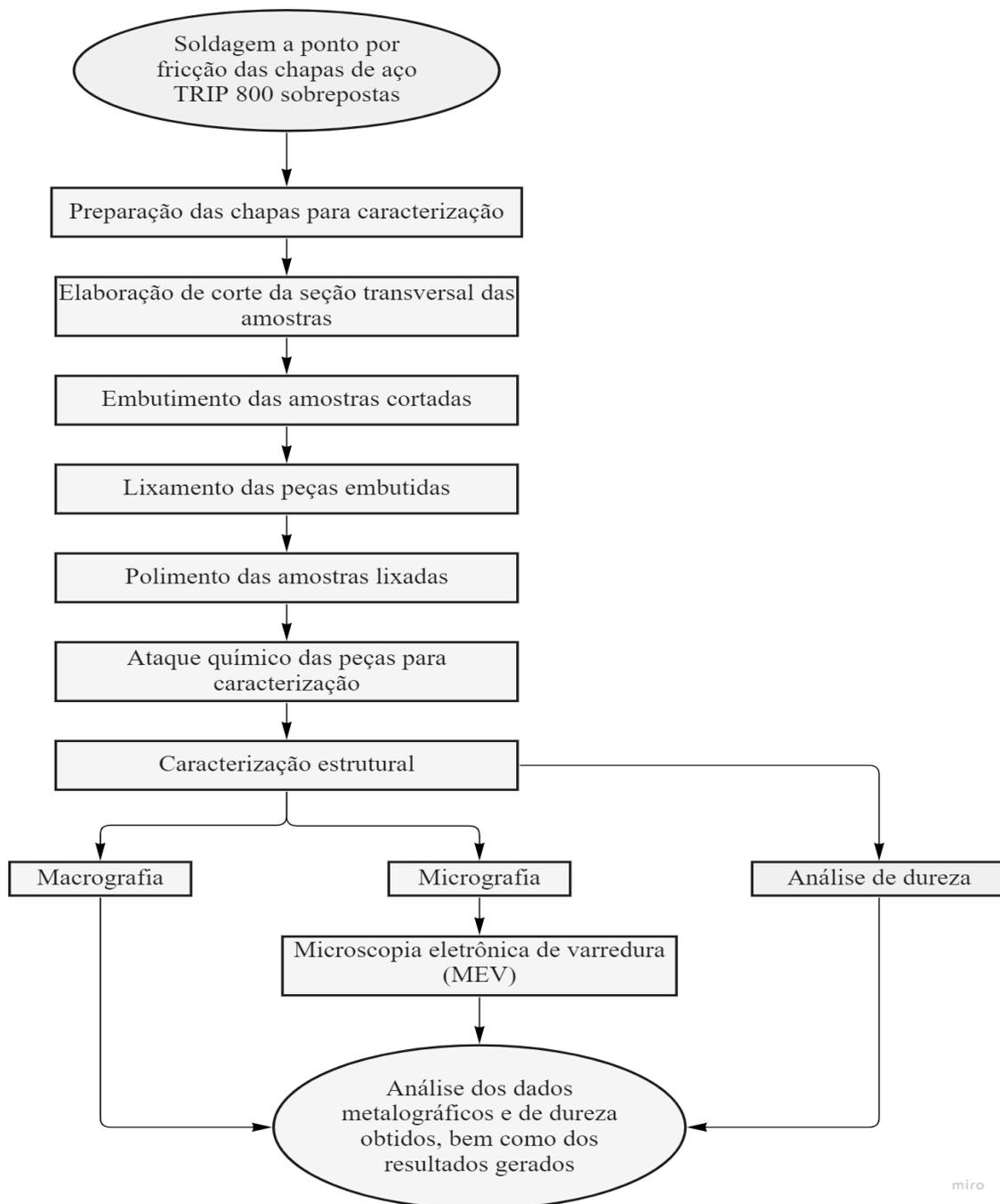


Fonte: Wang, Zhang, et al., 2020.

#### 4 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia deste trabalho foi desenvolvida de acordo com o fluxograma apresentado na figura 16.

**Figura 16 – Fluxograma de trabalho para caracterização microestrutural dos corpos de prova de aço TRIP 800**



Fonte: próprio autor

#### 4.1 Materiais

A tabela 1 identifica a numeração das nove amostras de aço TRIP soldadas utilizadas nesse trabalho, de acordo com seus respectivos parâmetros de soldagem, como tempo de mistura e velocidade de rotação.

**Tabela 1 – Dados sobre respectivos parâmetros de soldagem das amostras analisadas**

Amostras	Velocidade de rotação (RPM)	Tempo de mistura (s)
14	1434	3,0
15	1600	2,0
16	1600	4,0
17	2000	1,6
18	2000	3,0
19	2000	4,4
20	2400	2,0
21	2400	4,0
22	2535	3,0

Fonte: próprio autor.

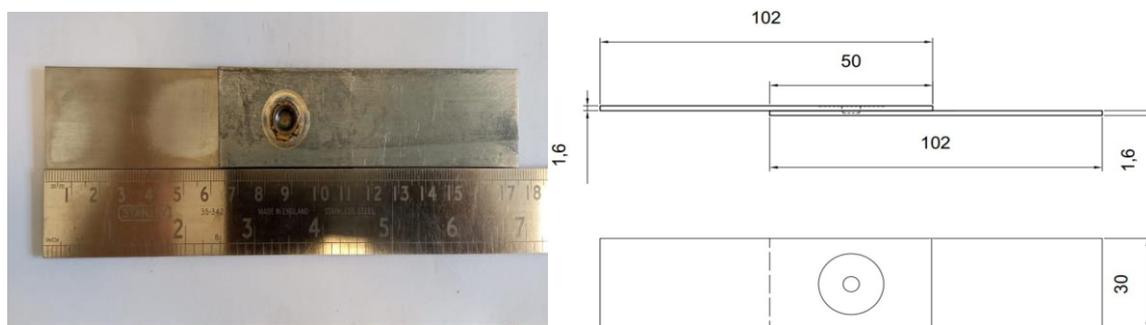
Os valores para velocidade de rotação da ferramenta e o tempo de mistura foram obtidos pelo método fatorial completo, empregando uma matriz com nove combinações possíveis entre os pares de parâmetros de soldagem selecionados. O número de amostras está relacionado ao número de variáveis referentes a tais parâmetros combinados.

A rotação da ferramenta foi a primeira variável testada, o qual é responsável por fornecer calor por atrito, entre a superfície da ferramenta e o material da solda. O tempo de mistura foi a segunda variável testada, a qual se refere ao intervalo de tempo que a superfície do material coalescido permanece em contato com o ombro da ferramenta, após o mergulho do pino no metal de base.

#### 4.2 Preparação das amostras

Inicialmente, amostras de soldas realizadas no aço TRIP 800 como a mostrada na figura foram cortadas e embutidas a quente com baquelite, a fim de facilitar o manuseio nas etapas de polimento, lixamento, ataque e análise.

**Figura 17 – Esquema dimensional, imagem à direita, de uma chapa de aço TRIP 800, fotografia à esquerda, cortada para preparação e caracterização microestrutural**



Fonte: próprio autor.

Para a fotografia das seções cortadas dos pontos de solda, foi necessária a preparação das amostras embutidas na etapa de lixamento, polimento e ataque químico. Na fase de lixamento das amostras, foram utilizadas, sequencialmente, as lixas #120, #240, #400 e #600. Esta etapa foi feita com o objetivo de eliminar marcas e riscos presentes na superfície da amostra, a fim de preparar os materiais para o polimento. Em seguida, o polimento foi introduzido, com a utilização das pastas de diamante, com tamanhos de grãos de  $9\mu\text{m}$  e  $3\mu\text{m}$ , a fim de corrigir o acabamento superficial produzido durante o lixamento, de modo a gerar superfícies lisas e sem marcas para cada peça.

As amostras foram expostas ao ataque com o reativo Nital 3%, solução de 3 ml ácido nítrico e 97 ml de álcool etílico, para a revelação dos contornos de grãos de ferrita, em contraste com os constituintes austenita retida, martensita e bainita. Na reação corrosiva, as amostras foram mantidas em contato com a solução por cerca de 5 segundos.

Assim como no polimento, é essencial a limpeza das amostras com álcool 95% após o ataque químico, seguido pela lavagem com água corrente das superfícies das soldas, para que sejam posteriormente secadas por um jato de ar quente, paralelamente à superfície das amostras, com o objetivo de evitar manchas de secagem devido a evaporação da água sobre a região superficial das soldas.

## 4.3 Caracterização microestrutural

### 4.3.1 Macrografia

No contexto deste trabalho, o ensaio foi realizado com o propósito de avaliar e calcular as áreas das seções transversais de cada uma das regiões da solda, com o auxílio do *software* para análise e edição de imagens: Image J.

A análise das imagens dos corpos de prova foi realizada com auxílio de um microscópio estereoscópio, modelo Stemi 2000-C, da fabricante Zeiss, com ampliação mínima de 16X, para as vistas superiores das soldas, e máxima de 32X e 50X, para as vistas laterais esquerda e direita de cada um dos corpos de prova, a fim de fotografar as vistas observadas, com auxílio de uma lupa.

A imagem da seção transversal exibida pela figura 18 revela a vista superior do corpo de prova (CP-19), com ampliação de 16X. A região adjacente ao centro da solda, é identificada pela ZM, enquanto a área intermediária de coloração mais clara e estreita, e a região mais externa ao centro da solda, em tom de cinza escuro, compreendem, respectivamente, à ZTMA e ZTA, enquanto a região mais externa da chapa é compreendida pelo metal de base (MB). A região que envolve a peça, em um tom avermelhado, é a resina de baquelite utilizada para recobrir e permitir o manuseio das chapas soldadas.

Figura 18 - Vista superior da seção transversal soldada para o corpo de prova (CP-19)



Fonte: próprio autor

Foram obtidas três medidas de área para cada uma das respectivas seções indicadas na figura 18. Em seguida, foram calculados a média aritmética e o desvio padrão para cada uma das regiões, a fim de gerar maior confiabilidade para os resultados das áreas calculadas, referentes às nove amostras, com o objetivo de compreender a relação entre o tamanho das três diferentes regiões da solda produzidas, e a variação das velocidades de rotação da ferramenta de soldagem.

#### **4.3.2 Micrografia**

Nesse trabalho, para ensaio de micrografia foi utilizada a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com auxílio do microscópio eletrônico Shimadzu, modelo SSX-150. O objetivo foi identificar as fases e constituintes presentes em cada uma das regiões das soldas, com as respectivas ampliações de 2000X, 3500X e 5000X.

#### **4.4 Ensaio de microdureza**

Os valores de dureza foram obtidos por meio do microdurômetro Vickers da fabricante Shimadzu, da série HMV-2T, com a aplicação de uma carga de 1,961 N a um tempo de ensaio de 15 segundos. O ensaio foi realizado por um penetrador de diamante, e a resistência oferecida à penetração da ponta da ferramenta pela superfície das amostras, reflete a dureza do material ensaiado.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Macrografias

O diagrama da figura 19, fornece dados de diâmetros do pino da ferramenta e de parâmetros de soldagem, e das distorções provocadas nas linhas de base das soldas decorrentes do processo de soldagem para cada uma das nove amostras.

**Figura 19 - Diagrama dos parâmetros de soldagem para as nove amostras de aço TRIP 800**

V (RPM) / t (s)	1,6	2,0	3,0	4,0	4,4
1434			CP 14 (Ø 4,6 mm) 		
1600		CP 15 (Ø 5,3 mm) 		CP 16 (Ø 5,2 mm) 	
2000	CP 17 (Ø 5,1 mm) 		CP 18 (Ø 5,1 mm) 		CP 19 (Ø 4,7 mm) 
2400		CP 20 (Ø 5,1 mm) 		CP 21 (Ø 4,7 mm) 	
2535			CP 22 (Ø 5,8 mm) 		

Fonte: próprio autor.

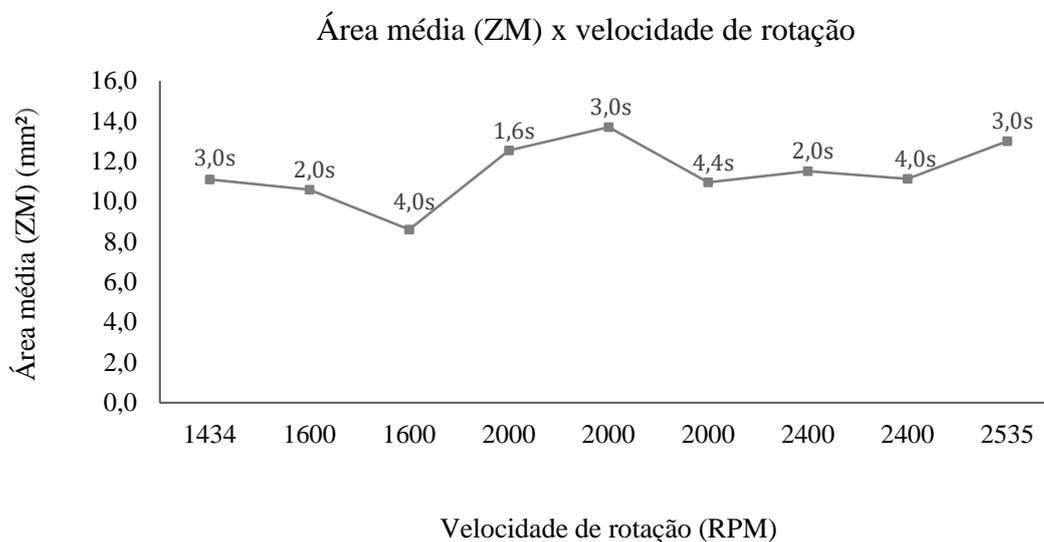
Dentre as medições, a maior encontrada foi do CP22, a 2535 RPM, a um tempo de mistura de 3 segundos, em que o diâmetro medido foi cerca de 5,8 mm. Nota-se que essa medida é superior ao diâmetro inferior do pino da ferramenta utilizada. Tal fato pode ser explicado pelo maior aquecimento durante a soldagem que pode ter conduzido a um coalescimento excessivo da liga soldada. A variação na geometria do furo, variação em comparação a geometria original do pino, observada nessa condição também pode ser associada à maior energia empregada durante a soldagem que propiciou desgaste da ferramenta como consequência das temperaturas mais altas.

Os diâmetros das demais soldas variaram entre 4,6 e 5,3mm. Os menores valores podem ser explicados pelo procedimento de preparação, onde não se pode garantir que o corte ocorreu

exatamente na linha de centro da solda. Por outro lado, os maiores valores não apresentaram diferenças significativas em comparação ao diâmetro nominal inferior da ferramenta, medido em cerca de 5 mm, e podem ser explicados por variações nas técnicas de medição empregadas.

A figura 20 revela a variação da área média, calculada para a ZM, de acordo com os respectivos tempos de mistura para cada condição de velocidade de rotação empregada durante o processo de soldagem.

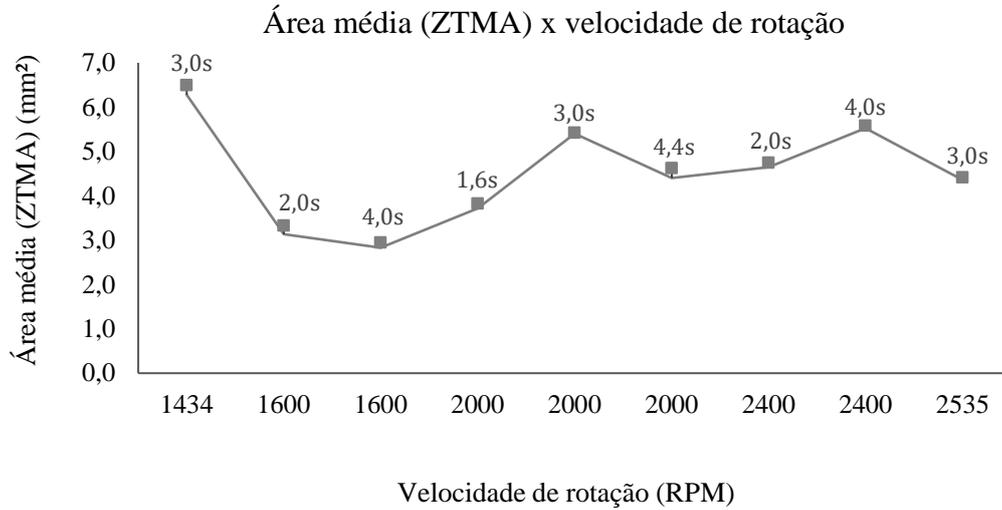
**Figura 20 – Gráfico da área média (ZM) em função da velocidade de rotação (RPM)**



Fonte: próprio autor.

Já pela figura 21, é possível observar a variação da área média, calculada para a ZTMA, de acordo com os respectivos tempos de mistura para cada condição de velocidade de rotação empregada pela rotação do pino da ferramenta sobre as chapas.

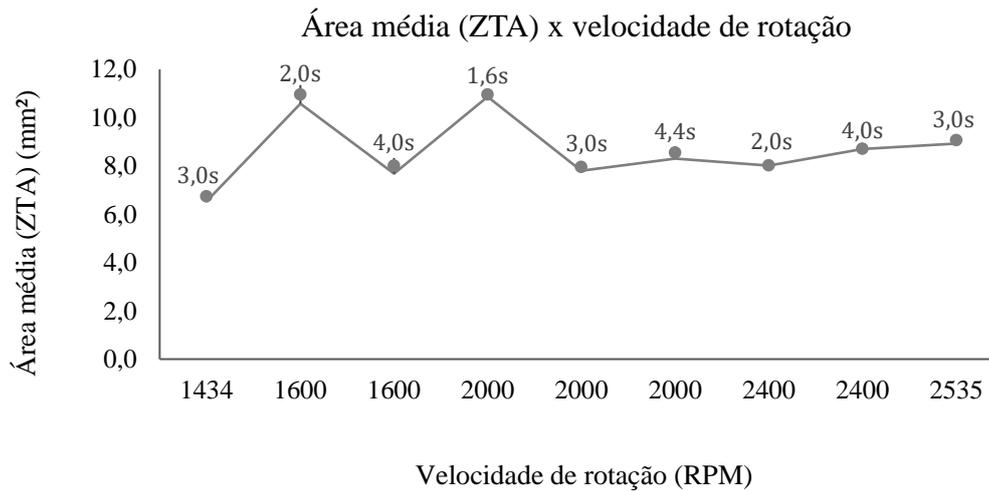
**Figura 21 – Gráfico da área média (ZTMA) em função da velocidade de rotação (RPM)**



Fonte: próprio autor

Na figura 22, é exibido a variação da área média, calculada para a ZTA, de acordo com os respectivos tempos de mistura para cada condição de velocidade de rotação utilizada durante a soldagem FSSW.

**Figura 22 – Gráfico da área média (ZTA) em função da velocidade de rotação (RPM)**

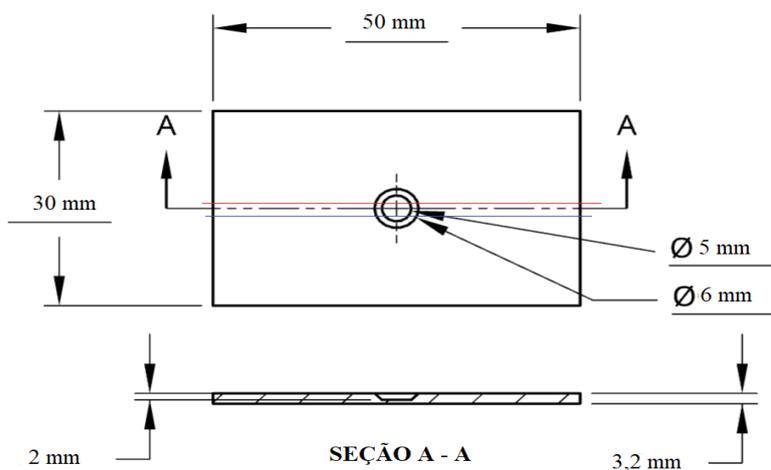


Fonte: próprio autor

A provável justificativa para que nenhuma correlação entre as áreas médias calculadas em função das velocidades de rotação fosse observada pode estar condicionada ao posicionamento do corte das seções transversais das chapas que, por sua vez, ocasionaria alterações dimensionais nas áreas das seções transversais observadas.

A figura 23 esquematiza a vista superior de uma das chapas soldadas, e sua respectiva seção de corte, representando a profundidade de penetração do pino, de cerca de 2,0 mm, e a espessura da chapa, de aproximadamente, 3,2 mm, a fim de demonstrar a maneira pela qual as medidas de área das soldas não apresentaram correlação com a variação das velocidades de rotação da ferramenta, mas sim devido aos posicionamentos de corte, em relação à linha de centro do ponto de solda, como exemplificado pelas linhas azul e vermelha na imagem.

**Figura 23 – Representação da vista, em corte, da seção transversal do ponto de solda.**



Fonte: próprio autor.

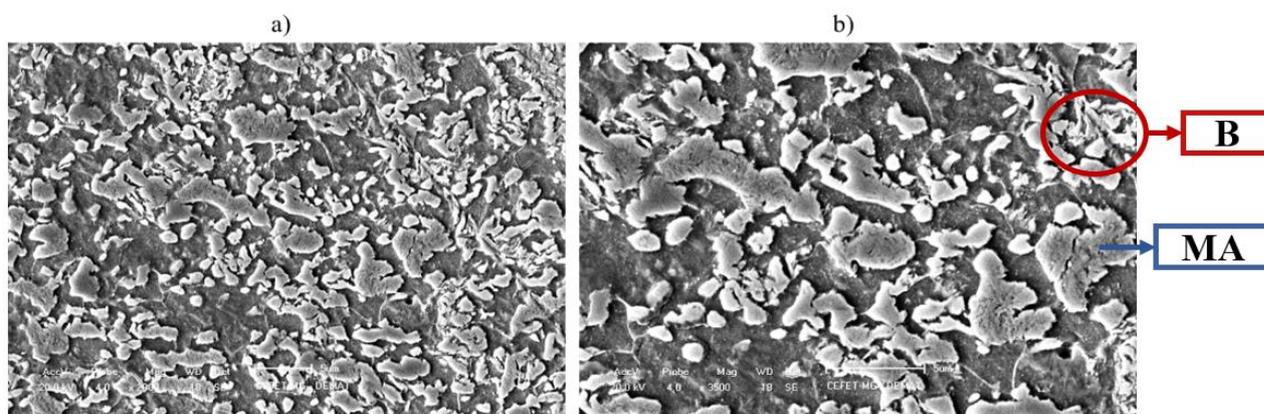
Conforme apresentado na figura 24, um posicionamento de corte, dado pela linha azul, se encontra ligeiramente mais afastado do centro da solda, portanto, a área da seção resultante será menor do que a área da seção formada pela posição de corte representado pela linha vermelha e na linha de centro da chapa. Enquanto um corte posicionado na linha azul, fornecerá uma medida de área de seção transversal intermediária entre o valor de área da seção de corte, coincidente com a linha de centro, e a linha vermelha. Deste modo, as alterações nos valores de área das soldas, podem sugerir uma correlação com a posição onde as chapas foram cortadas, e não pela variação das velocidades de rotação do pino da ferramenta.

## 5.2 Micrografias

### 5.2.1 *Análise microestrutural do metal de base (MB)*

A figura 24 revela as imagens de microscopia eletrônica de varredura para a microestrutura do metal de base, com ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente, figuras 24-a e 24-b.

**Figura 24 - Micrografias do metal de base**



(a) e (b): Micrografias do metal de base - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

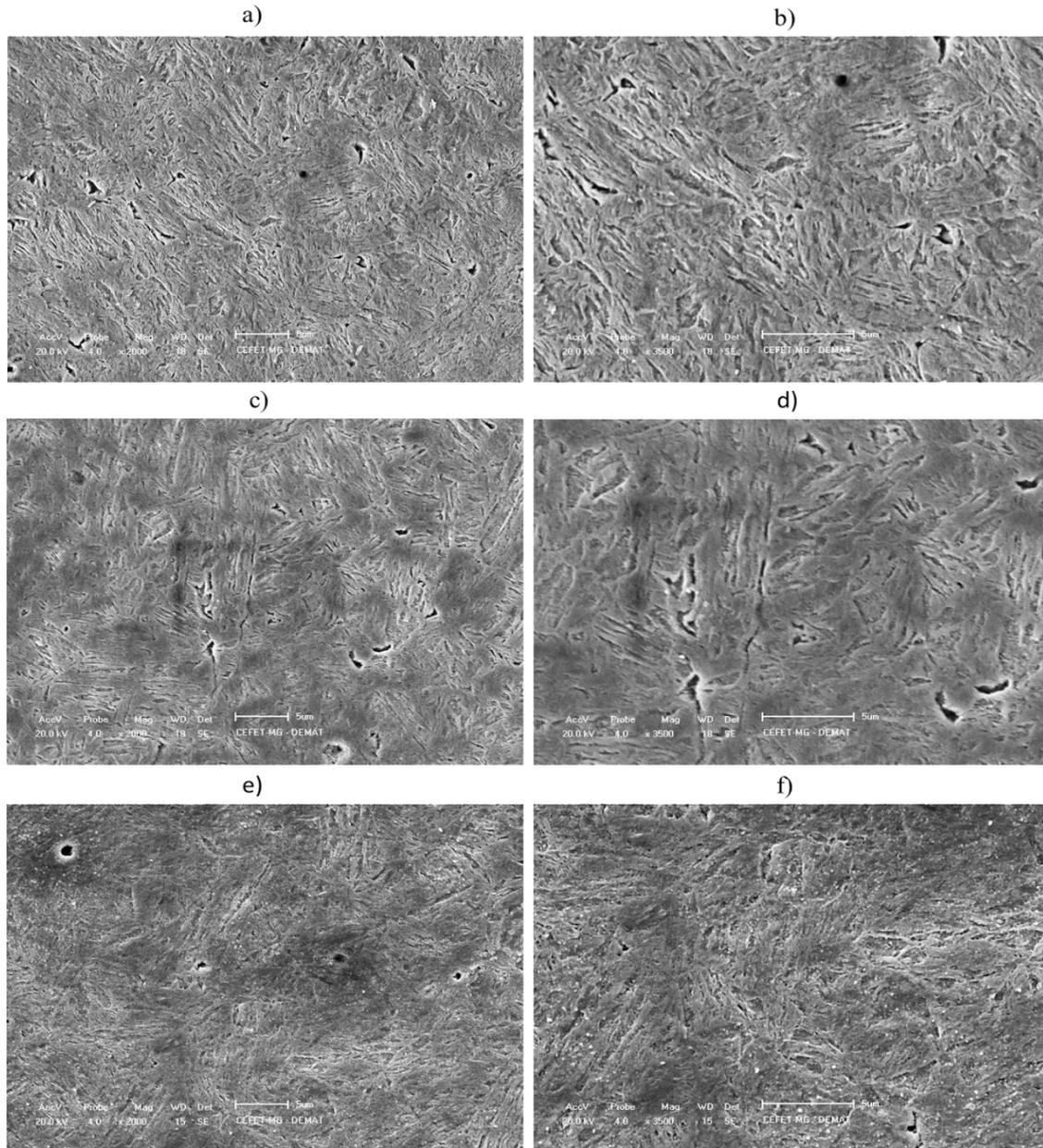
Conforme no levantamento bibliográfico realizado, é possível observar e distinguir a matriz de ferrita, regiões escuras, da austenita martensita austenítica (MA), indicada no quadro, em azul, além das colônias de bainita (B), identificadas pelo círculo, em vermelho.

As características observadas nas fotomicrografias confirmam a natureza microestrutural dos aços TRIP, composta essencialmente de ferrita, martensita, austenita retida, formada devido ao efeito TRIP, além do constituinte bainita.

### 5.2.2 *Análise microestrutural da ZM*

As figuras de 25 a 29 revelam os dados de microscopia eletrônica de varredura para as microestruturas da ZM. As figuras 25 e 26 retratam a variação das velocidades de rotação, associadas aos tempos de mistura de 3 e 2 segundos, respectivamente.

**Figura 25 - Micrografias da ZM, para as velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, durante o intervalo de tempo de 3s.**



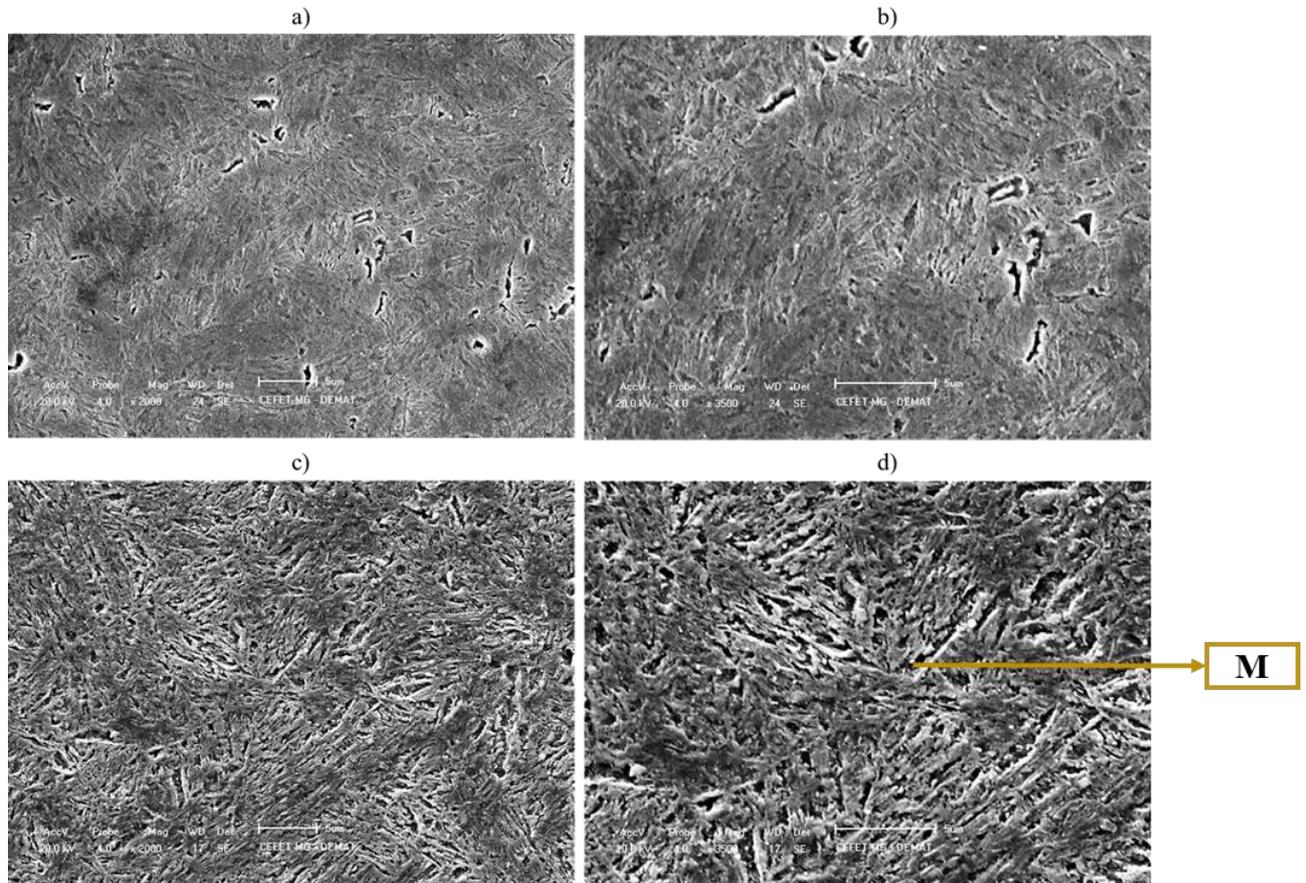
(a) e (b): Micrografias para velocidade de rotação de 1434 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para velocidade de rotação de 2000 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(e) e (f): Micrografias para velocidade de rotação de 2535 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

**Figura 26 - Micrografias da ZM, para as velocidades de rotação de 1600 e 2400 RPM, durante o intervalo de tempo de 2s**



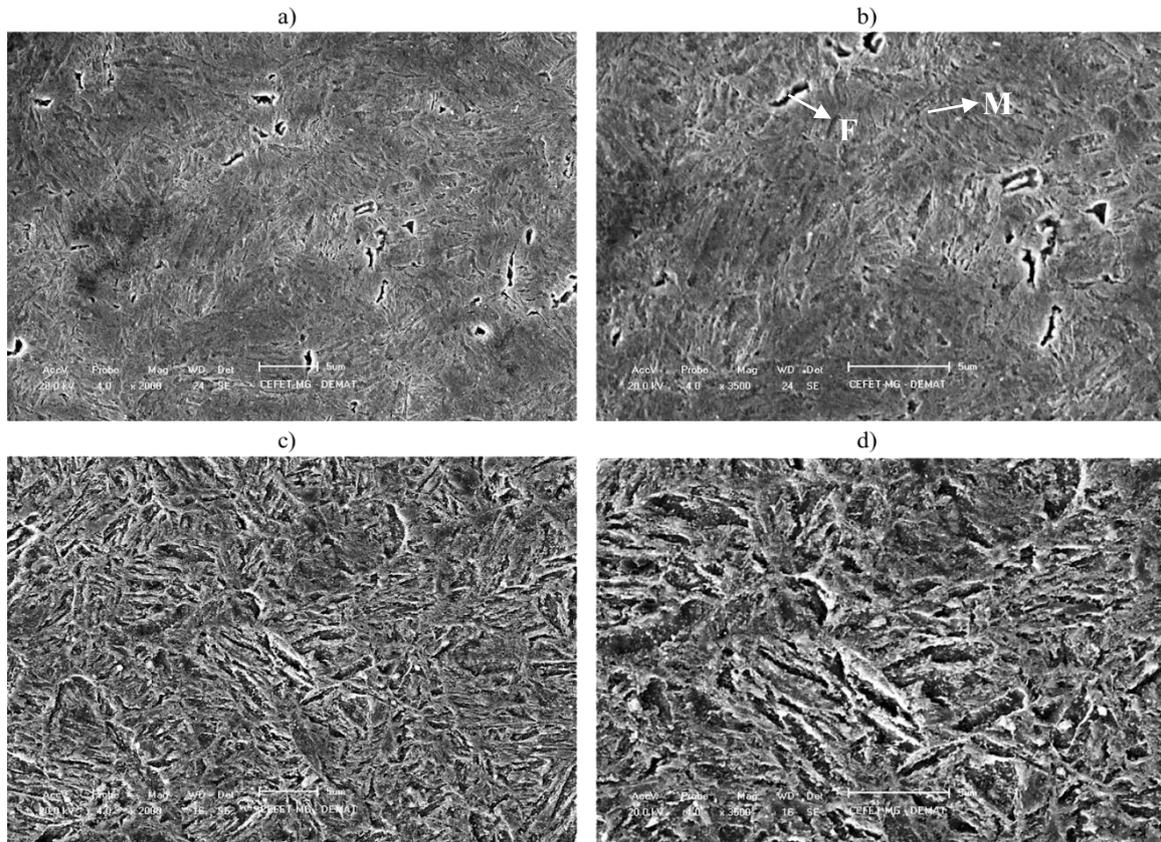
(a) e (b): Micrografias para velocidade de rotação de 1600 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para velocidade de rotação de 2400 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

As figuras 27 a 29 retratam a variação dos tempos de mistura, associadas às velocidades de rotação de 1600, 2400 e 2000 RPM, respectivamente.

**Figura 28 - Micrografias da ZM, para os intervalos de tempo de 2,0 e 4,0 s, a uma velocidade de rotação de 1600 RPM**

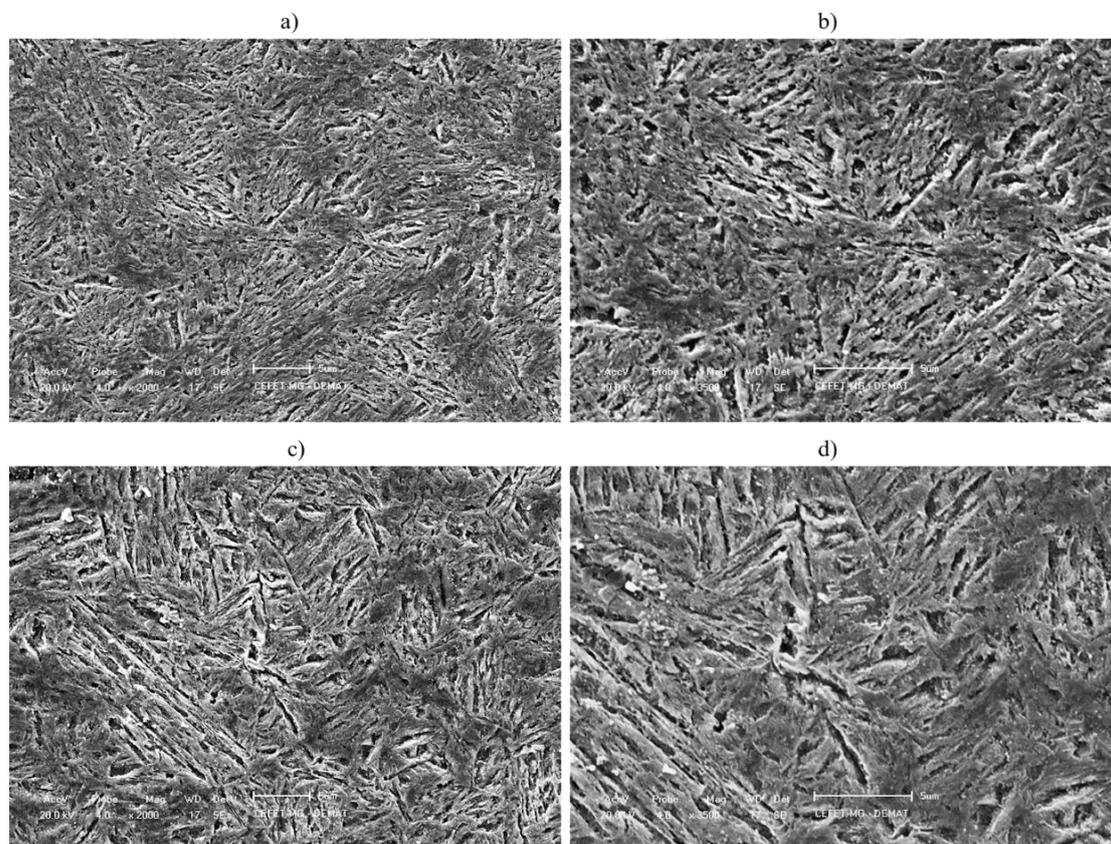


(a) e (b): Micrografias para o tempo de mistura de 2,0 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para o tempo de mistura de 4,0 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

**Figura 28 - Micrografias da ZM, para os intervalos de tempo de 2,0 e 4,0 s, a uma velocidade de rotação de 2400 RPM**

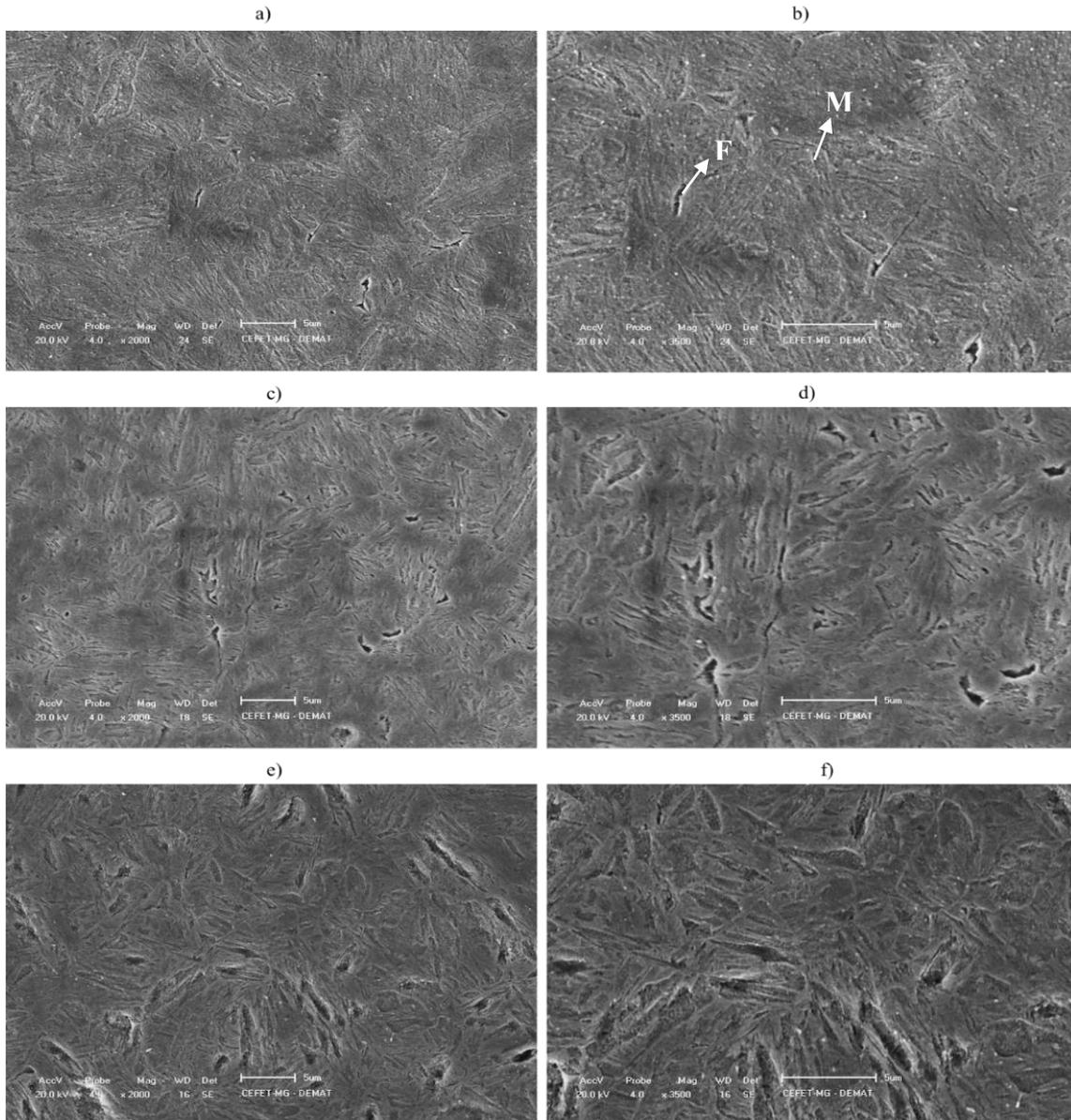


(a) e (b): Micrografias para o tempo de mistura de 2,0 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para o tempo de mistura de 4,0 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

**Figura 29 - Micrografias da ZM, para os intervalos de tempo de 1,6, 3,0 e 4,4 s, a uma velocidade de rotação de 2000 RPM**



(a) e (b): Micrografias para o tempo de mistura de 1,6 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para o tempo de mistura de 3,0 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(e) e (f): Micrografias para o tempo de mistura de 4,4 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

A partir das imagens da ZM analisadas, é possível observar, sobretudo, a presença do constituinte martensita, caracterizado pelas agulhas escuras, em formato alongado, conforme identificado pela letra “M” no quadro, em amarelo, da figura 26. Deste modo, é permitido afirmar que esta região atingiu faixas de temperatura de austenitização, devido ao aquecimento por atrito, promovido pela rotação do pino da ferramenta sobre o material, que, por sua vez, propiciou o aquecimento da austenita retida, sob agitação mecânica severa, e sua consequente deformação plástica resultou na formação de martensita.

Uma transformação microestrutural evidente foi o aumento no tamanho das ripas do constituinte martensita, resultante das variações nas velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, para o intervalo de 3 segundos e as rotações de 1600 e 2400 RPM, para o tempo de mistura de 2 segundos. O aumento do tamanho da martensita também foi observado, ao se elevar o tempo de mistura de 2 para 4 segundos, considerando as velocidades de rotação de 1600 e 2400 RPM, e com o aumento nos intervalos de 1,6, 3 e 4 segundos para a rotação de 2000 RPM.

Tal fato, não condiz com as observações realizadas por Mazzaferro, Ramos, et al (2010), uma vez que, ao elevar a velocidade de rotação da ferramenta, a taxa de resfriamento da austenita diminui, dificultando a formação de agulhas de martensita mais extensas. Uma taxa de resfriamento mais lenta, permite maior tempo para que os átomos de carbono se movimentem pela microestrutura do aço, ocasionando a formação de produtos difusionais, como ferrita, cementita, e até mesmo, bainita, como resultado da difusão parcial dos átomos de carbono a partir da fase austenítica.

Uma possível explicação para o crescimento no tamanho das agulhas de martensita observadas nas micrografias, está relacionado a maiores tamanhos de grãos de austenita, anteriores à transformação martensítica. Quanto maior o tamanho de grão austenítico, menor será o número de contornos de grão, e deste modo, há uma diminuição da energia interfacial, devido a presença de um número reduzido de contornos de grão de austenita.

Os contornos de grão austenítico são locais propícios à nucleação, ou início de formação de novas fases e constituintes na microestrutura dos aços. Por esta razão, fornecem uma elevada energia interfacial, favorecendo a formação e crescimento de novas microestruturas entre os grãos de austenita, por meio da difusão de átomos de carbono.

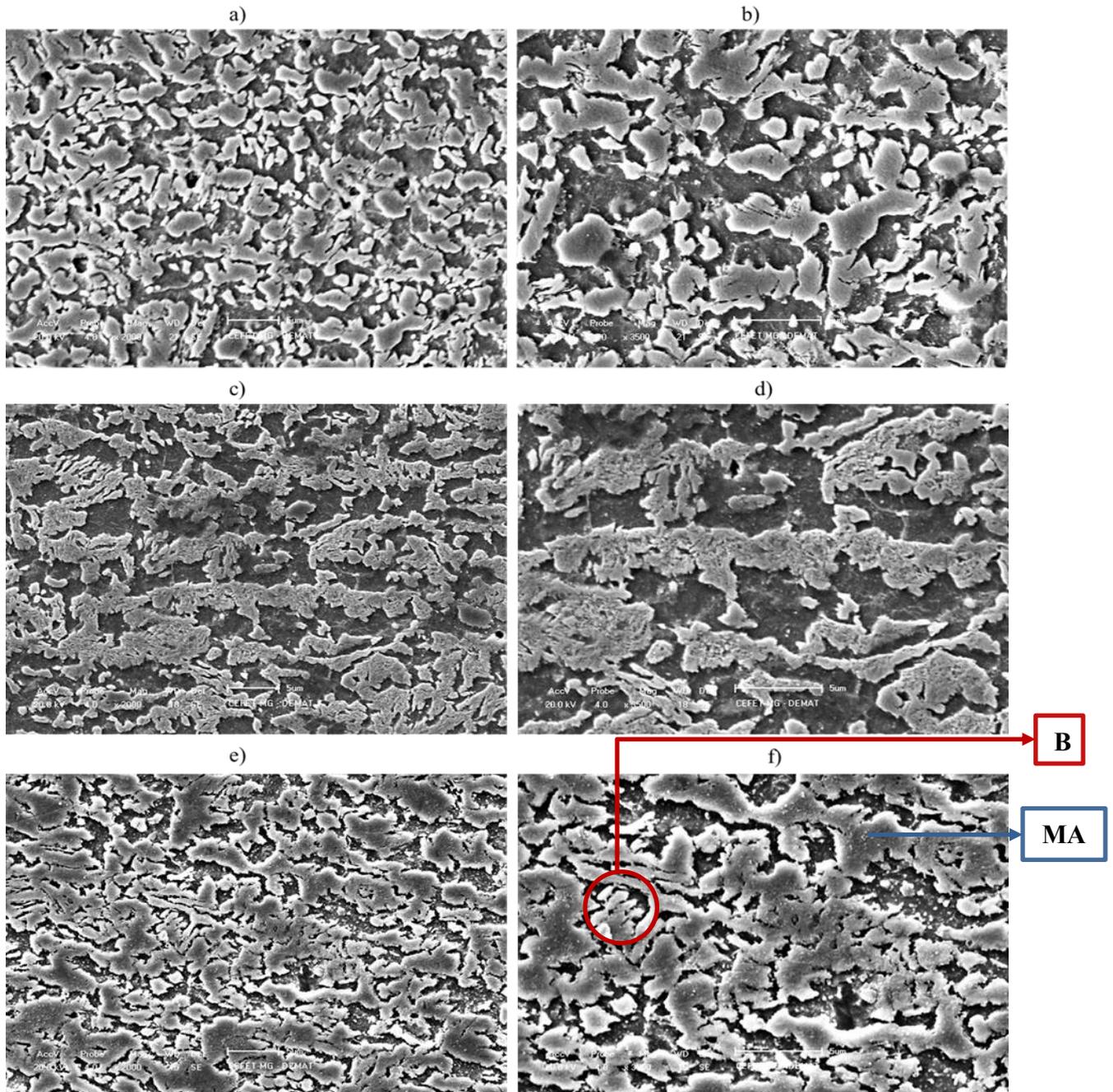
Nestas condições, há ocorrência de mecanismo difusional na microestrutura destes materiais, o que implica na transformação da austenita retida nas fases ferrita, cementita, e em

menor quantidade, bainita, devido à temperatura de transformação bainítica ser relativamente próxima à temperatura inicial para a formação da martensita. Portanto, maiores tamanhos de grão austenítico dificultam a formação de produtos difusionais, como ferrita e cementita, e facilitam a transformação da austenita retida em martensita, tendo em vista que o contorno de grão da austenita é limitante da dimensão das plaquetas de martensita, pois quanto maior o tamanho de grão austenítico maior a extensão de plaquetas de martensita.

### ***5.2.3 Análise microestrutural da ZTMA***

As figuras de 30 a 33 revelam os dados de microscopia eletrônica de varredura para as microestruturas da ZTMA. A figura 30 retrata a variação das velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, associadas ao tempo de mistura de 3 segundos, enquanto a figura 31, se refere às micrografias para rotação de 1600 RPM, durante 2 segundos.

**Figura 30 - Micrografias da ZTMA, para as velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, durante o intervalo de tempo de 3s.**



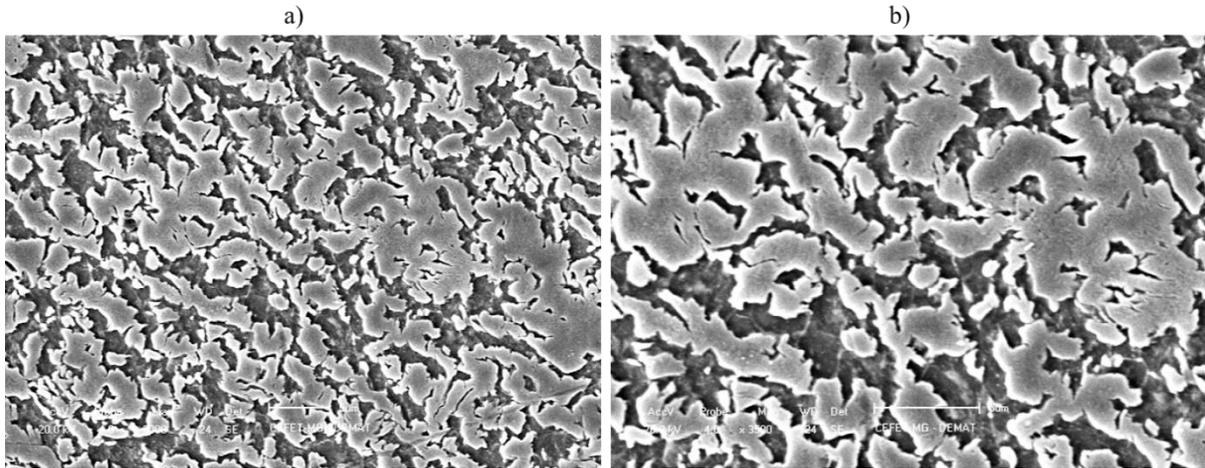
(a) e (b): Micrografias para velocidade de rotação de 1434 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para velocidade de rotação de 2000 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(e) e (f): Micrografias para velocidade de rotação de 2535 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

**Figura 31 - Micrografias da ZTMA, para as velocidades de rotação de 1600 RPM, durante o intervalo de tempo de 2 segundos**

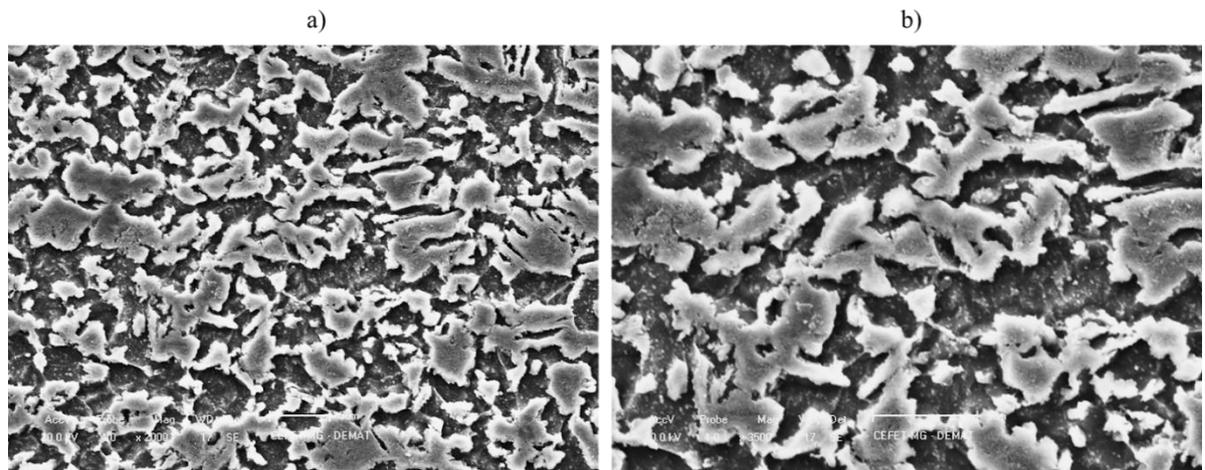


(a) e (b): Micrografias para velocidade de rotação de 1600 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

As figuras 33 e 34 retratam a variação dos tempos de mistura, associadas às velocidades de rotação de 2400 e 2000 RPM, respectivamente.

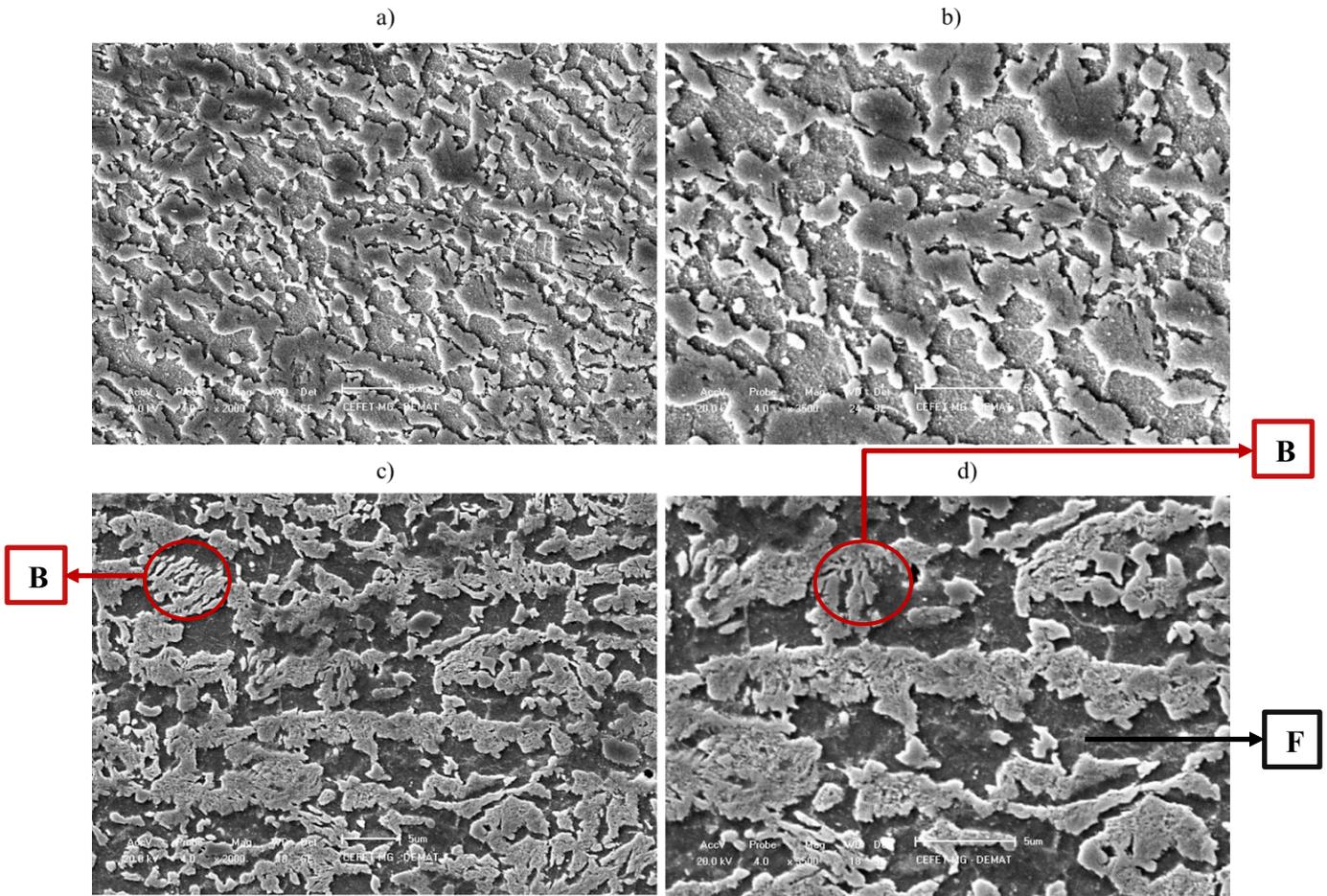
**Figura 32 - Micrografias da ZTMA, para o intervalo de tempo de 4 segundos, a uma velocidade de rotação de 2400 RPM**



(a) e (b): Micrografias para o tempo de mistura de 4,0 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

**Figura 33 - Micrografias da ZTMA, para os intervalos de tempo de 1,6 e 3 segundos, a uma velocidade de rotação de 2000 RPM**



(a) e (b): Micrografias para o tempo de mistura de 1,6 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para o tempo de mistura de 3,0 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

A partir das imagens da ZTMA analisadas, é possível observar a presença dos constituintes bainita, identificadas nas figuras 30-f, 33-c e 33-d, por círculos vermelhos, como colônias claras e agrupadas de forma achatada e martensita, austenita retida e da fase ferrita ao elevar o tempo de mistura de 2 para 4 segundos, considerando as velocidades de rotação de 1600 e 2400 RPM.

Tais fases e constituintes também podem ser observados para as velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, para o intervalo de 3 segundos, com a rotação da ferramenta a 1600 RPM, para o tempo de mistura de 2 segundos, e com o aumento nos intervalos de 1,6 e 3

segundos para a rotação de 2000 RPM.

De acordo com o relatado por Mazzaferro, Ramos, et al (2010), para as velocidades de rotação de 1600 RPM e 2400 RPM, foi observado que os maiores tamanhos de grão de austenita residual foram transformados em bainita e martensita. Tal constatação pode ser evidenciada nas fotomicrografias 30 e 31.

Segundo os autores, pela região da ZTMA, há uma menor quantidade de austenita retida, bem como uma redução do teor de carbono presente neste constituinte, o que poderia estar relacionado com uma maior taxa de resfriamento para a velocidade de rotação de 1600 RPM, apesar dos grãos de austenita retida associados à martensita nas figuras 31-b e 32-b, respectivamente, para as rotações de 1600 RPM e 2400 RPM, apresentarem, visualmente, o mesmo tamanho médio, aproximadamente.

Se comparado aos constituintes martensita e austenita apresentados nas micrografias da figura 31, ocorreu uma ligeira diminuição dos mesmos constituintes observados ao longo da microestrutura registrada na figura 32. Essa observação corrobora os relatos da literatura, ao afirmar uma diminuição da quantidade de austenita retida e martensita, eventualmente associada a uma redução do teor de carbono nesta região da microestrutura.

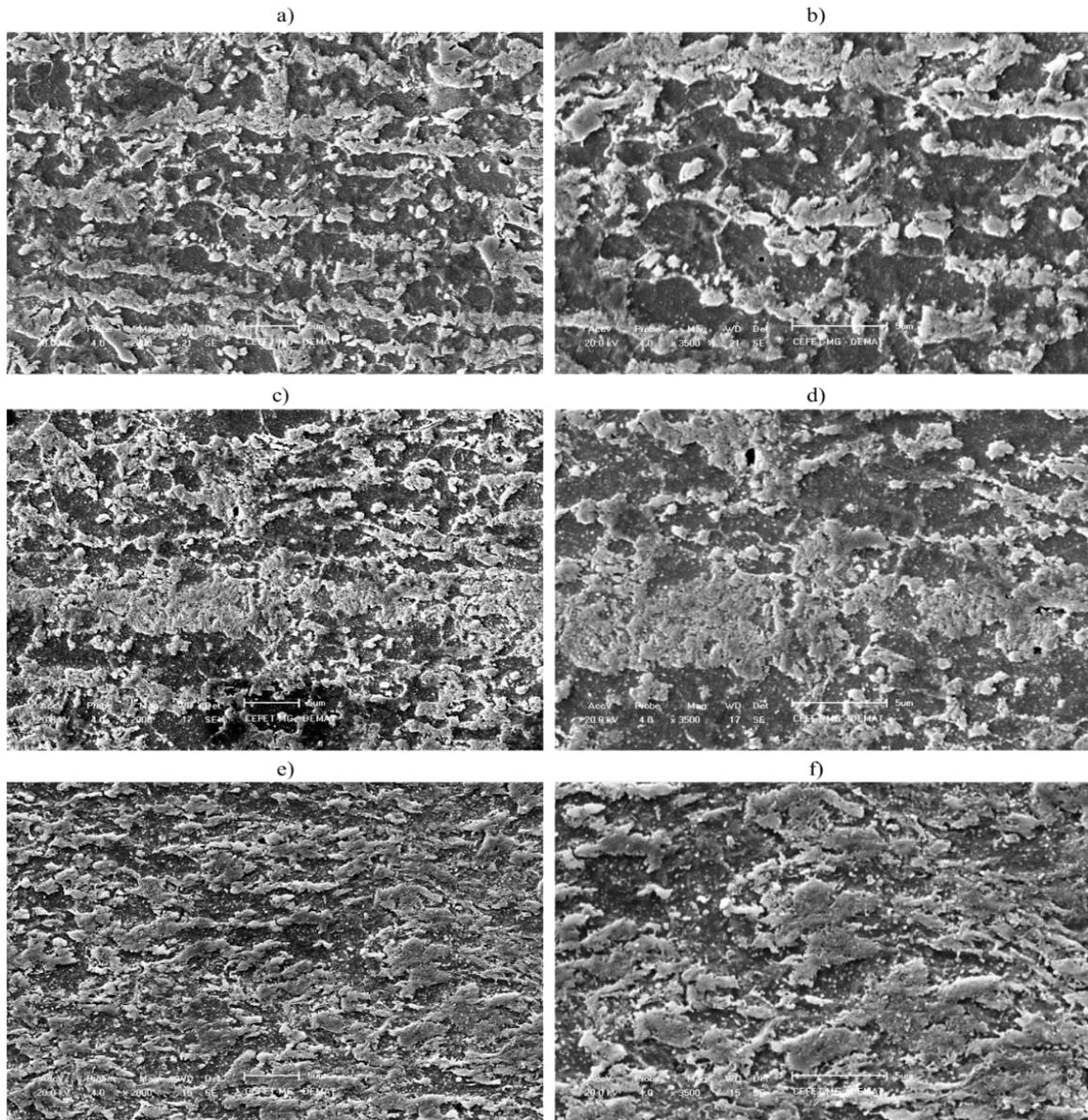
A redução da quantidade de austenita retida é uma consequência da redução do seu teor de carbono, o que é evidenciado por um ligeiro aumento aparente da matriz de ferrita, região escura, na figura 32-b, para uma ampliação de 3500X, se comparado à figura 31-b. Tal fenômeno pode ser explicado devido a uma ligeira queda de solubilização dos átomos de carbono provenientes da austenita retida para formação de ferrita, durante o resfriamento mais lento, a velocidade de rotação de 2400 RPM.

As características microestruturais identificadas na ZTMA, como os tipos de constituintes e fases presentes nesta região, são similares ao observado na ZTA, considerando os mesmos parâmetros de soldagem utilizados.

#### **5.2.4 *Análise microestrutural da ZTA***

As figuras de 34 a 36 revelam os dados de microscopia eletrônica de varredura para as microestruturas da ZTA. As figuras 34 e 35 retratam a variação das velocidades de rotação, associadas ao tempo de mistura de 3 segundos, e para a rotação de 1600 RPM, um intervalo de 2 segundos, respectivamente.

**Figura 34 - Micrografias da ZTA, para as velocidades de rotação de 1434, 2000 e 2535 RPM, durante o intervalo de tempo de 3s.**



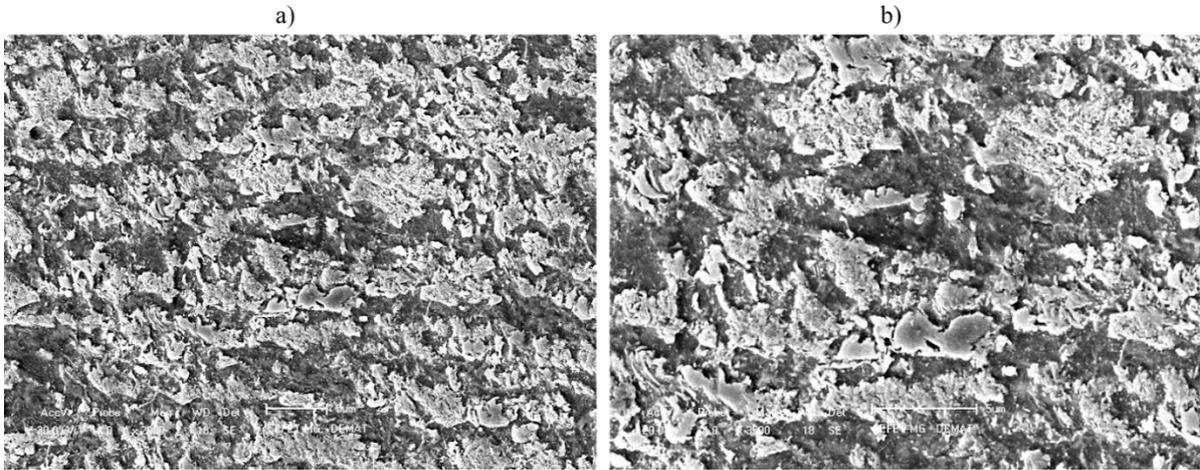
(a) e (b): Micrografias para velocidade de rotação de 1434 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para velocidade de rotação de 2000 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(e) e (f): Micrografias para velocidade de rotação de 2535 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

**Figura 35 - Micrografias da ZTA, para as velocidades de rotação de 1600 RPM, durante o intervalo de tempo de 2 segundos**

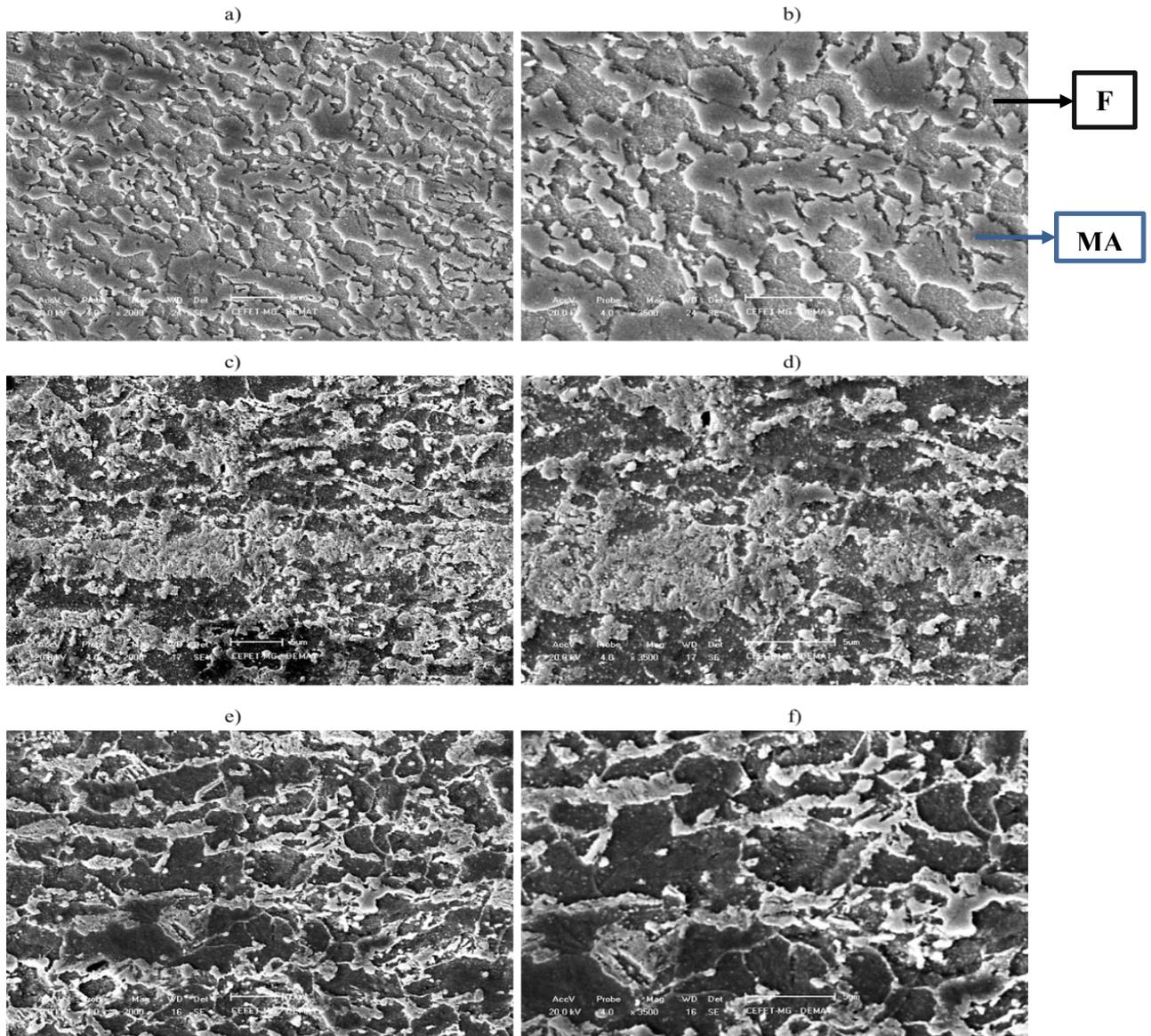


(a) e (b): Micrografias para velocidade de rotação de 1600 RPM - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

A figura 36 retrata a variação dos tempos de mistura, associados à velocidade de rotação 2000 RPM, respectivamente.

**Figura 36 - Micrografias da ZTA, para os intervalos de tempo de 1,6, 3,0 e 4,4 segundos, a uma velocidade de rotação de 2000 RPM**



(a) e (b): Micrografias para o tempo de mistura de 1,6 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(c) e (d): Micrografias para o tempo de mistura de 3,0 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

(e) e (f): Micrografias para o tempo de mistura de 4,4 s - ampliações de 2000X e 3500X, respectivamente.

Fonte: próprio autor.

As microestruturas da ZTA, assim como na ZTMA, são formadas, essencialmente, por uma matriz de ferrita, martensita, austenita retida e bainita, conforme pode ser evidenciado pelas figuras 36-a e 36-b. Devido à qualidade reduzida das imagens obtidas, as figuras 34, 35, 36-c, 36-d, 36-e e 36-f não revelam, de forma conclusiva, para uma mesma ampliação, semelhanças com relação às características microestruturais observadas nas figuras 36-a e 36-b. Por esta razão, foram utilizados como direcionamento para a análise microestrutural da ZTA, as fotomicrografias 36-a e 36-b, referentes à velocidade de rotação de 2000 RPM, a um intervalo de tempo de 1,6 segundos.

Segundo Mazzaferro, Ramos, et al (2010), na zona termicamente afetada, os grãos de ferrita e austenita retida não foram deformados plasticamente, para as rotações de 1600 RPM e 2400 RPM. Conforme as análises microestruturais realizadas para a ZM e ZTMA, a martensita observada, foi obtida devido à deformação plástica sofrida pela austenita retida do metal de base, pelo aquecimento do material, causado pela rotação do pino da ferramenta. Enquanto na ZTA, é provável que a martensita, em meio à austenita retida, foi obtida pelo resfriamento brusco, a partir da fase austenítica, tendo em vista que as modificações microestruturais relatadas na literatura para esta região, ocorrem, exclusivamente, pela influência térmica do processo de soldagem.

A presença de bainita, em menor quantidade, se comparado à quantidade deste constituinte observado na ZTMA, também é relatado na literatura, considerando uma transformação da austenita retida em bainita, de modo que foi constatado um aumento na quantidade de bainita transformada, ao empregar a velocidade de rotação de 2400 RPM. Tal condição é previsível, tendo em vista um maior aporte de energia, o que reduziria a taxa de resfriamento da austenita retida, e favoreceria a difusão dos átomos de carbono pela microestrutura, e conseqüentemente, a precipitação de carbonetos, que se associam à ferrita, para formar o constituinte bainita presente no aço TRIP.

Com o objetivo de investigar possíveis correlações entre as diferentes rotações empregadas durante o processo de soldagem, e as microestruturas das três regiões de solda e metal de base analisadas, foram realizados os ensaios de microdureza Vickers.

### 5.3 Ensaios de microdureza Vickers

A tabela 2 fornece os valores médios de microdureza Vickers, e seus respectivos desvios padrões, obtidos para o metal de base, ZM, ZTMA e ZTA, distribuídos para as diferentes velocidades de rotação da ferramenta.

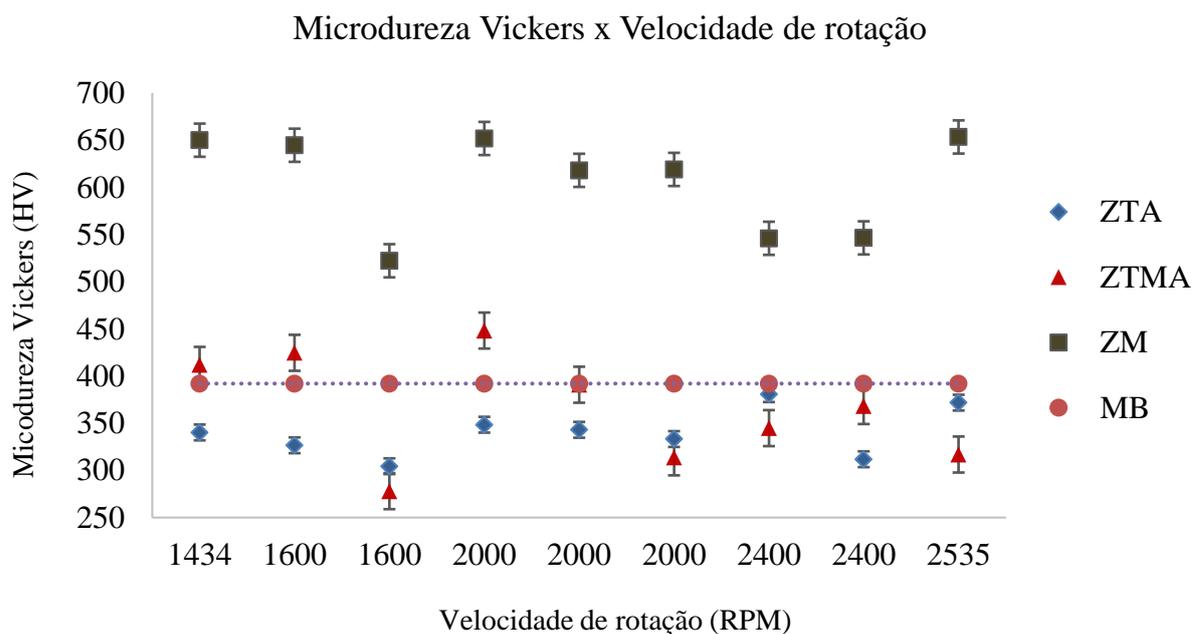
**Tabela 2 – Dados de microdureza Vickers, em função da velocidade de rotação do pino**

Velocidade de rotação (RPM)	● HV-MB	■ HV-ZM	▲ HV-ZTMA	◆ HV-ZTA
1434	392 ± 12	650 ± 22	412 ± 11	340 ± 14
1600	392 ± 12	645 ± 4	425 ± 12	327 ± 4
1600	392 ± 12	522 ± 14	278 ± 6	304 ± 12
2000	392 ± 12	652 ± 19	448 ± 20	348 ± 15
2000	392 ± 12	618 ± 5	391 ± 12	343 ± 12
2000	392 ± 12	619 ± 13	314 ± 10	333 ± 13
2400	392 ± 12	546 ± 20	345 ± 16	381 ± 15
2400	392 ± 12	546 ± 11	368 ± 12	312 ± 11
2535	392 ± 12	662 ± 16	317 ± 18	372 ± 15

Fonte: próprio autor.

A partir dos dados fornecidos pela tabela 2, foi gerado o gráfico de microdureza Vickers média, em função da velocidade de rotação do pino, conforme apresentado pela figura 37.

**Figura 37 – Gráfico de microdureza Vickers em função da velocidade de rotação do pino**



Fonte: próprio autor.

De acordo com o gráfico da figura 37, a ZM apresentou maior amplitude nos valores de microdureza, devido à presença predominante de martensita, se comparado a outras regiões da solda. A redução nos valores de dureza da ZM, com o aumento das velocidades de rotação de 1434 RPM para 1600 RPM, e de 2000 até 2400 RPM, não condiz com o aumento no tamanho das agulhas de martensita observadas, tendo em vista que maiores rotações proporcionam uma redução na taxa de resfriamento da austenita, o que favorece a formação de produtos difusionais.

Conforme apresentado por Mazzaferro, Ramos, et al (2010), ao elevar a velocidade de rotação da ferramenta, a taxa de resfriamento da austenita diminui, desfavorecendo o crescimento das agulhas de martensita e, eventualmente, permitindo aumento na quantidade de ferrita na microestrutura. Tal condição, pode explicar a acentuada redução nos valores de dureza para esta região, em cerca de 645 para 546 HV, a 1600 RPM, apesar do aumento de tamanho observado para o constituinte martensita, de acordo com as micrografias da ZM apresentadas, o que tornaria o aço mais encruado.

De modo distinto à ZM, os valores de microdureza para a ZTMA apresentaram um considerável aumento para as velocidades de rotação de 2000 a 2400 RPM, na ordem de 314 para 368 HV, e uma redução de, aproximadamente, 368 para 317 HV, ao elevar a rotação da ferramenta de 2400 para 2535 RPM. O aumento nos valores de dureza Vickers, com o aumento da velocidade de rotação de 2000 para 2400 RPM, pode estar condicionado ao aumento na quantidade de bainita presente no aço, como consequência da redução da taxa de resfriamento que proporcionou um eventual deslocamento e a precipitação dos átomos de carbono, sob a forma de carbonetos, na microestrutura.

A bainita é o segundo constituinte mais duro, após a martensita, e sua formação na microestrutura da ZTMA provavelmente ocorreu sob resfriamento moderado, a um menor intervalo de temperatura para a austenitização nesta região da solda, se comparado à diferença entre às temperaturas de austenitização e de transformação martensítica na estrutura dos aços.

As reduções nos valores de dureza na ZTMA, para a rotação de 2400 a 2535 RPM, está eventualmente associada às regiões da microestrutura da solda com maior quantidade de ferrita e/ou austenita retida, devido ao ponto de indentação selecionado para a realização do ensaio de microdureza Vickers, tendo em vista que a elevação da velocidade de rotação tende a favorecer uma diminuição da taxa de resfriamento, o que propiciou a formação da fase ferrítica, por difusão dos átomos de carbono provenientes da austenita retida. Tanto a austenita residual,

quanto a ferrita são responsáveis por elevar a ductilidade do aço, conforme referenciado pela literatura.

Considerando a ZTA, há uma oscilação na amplitude de valores de microdureza, de cerca de 343 a 372 HV, em um intervalo próximo aos valores de dureza Vickers para a ZTMA, a partir da velocidade de rotação de 2000 RPM. Uma possível explicação para a variação dos valores de microdureza na ZTA está relacionada a uma semelhança quanto ao tamanho e quantidade dos constituintes bainita, martensita e austenita retida, bem como a fase ferrita, se comparado à ZMTA, como pode ser referenciado pelas micrografias presentes neste trabalho, de acordo com os respectivos parâmetros de soldagem.

Por se tratar de uma região do aço que não é alterada com o processamento das chapas, e ser o mesmo material, com as mesmas especificações de composição química, o MB tende a apresentar os mesmos valores de microdureza Vickers para os diferentes parâmetros de velocidade de rotação.

Além disso, o valor 392 HV, aproximadamente, para a dureza do MB, se encontra em uma faixa intermediária entre os valores de dureza Vickers da ZTMA e ZTA. Sendo assim, pode ser inferido, de acordo com as propriedades mecânicas conferidas ao aço TRIP, para as diferentes fases e constituintes na sua microestrutura, um balanço entre resistência mecânica, relacionada ao aumento da dureza proporcionado pelas agulhas de martensita, e a ductilidade proveniente da matriz ferrítica e do constituinte austenita retida, a qual permite a conformabilidade deste material em decorrência de eventuais impactos mecânicos.

Os resultados de microdureza exibidos pelo MB reforçam a natureza microestrutural dos aços TRIP, evidenciado pelas micrografias, de modo a confirmar a potencial aplicação destas ligas metálicas na indústria automobilística, devido à elevada capacidade destes materiais responderem a esforços mecânicos por meio da conformabilidade estrutural proporcionada pela austenita retida, ao absorver a energia proveniente das colisões veiculares, e assim, ocasionar o aumento da resistência mecânica, pelo aumento da dureza do material, devido à transformação martensítica, ocorrida no processo de deformação plástica da microestrutura destes aços.

## 6 CONCLUSÃO

De acordo com os resultados obtidos para as macrografias, não foi possível estabelecer uma correlação entre as áreas médias da ZM, ZTMA e ZTA e variações nos parâmetros de soldagem, como tempo de mistura e velocidade de rotação da ferramenta, tendo em vista uma provável alteração de posicionamento de corte das chapas soldadas.

Devido ao elevado aquecimento proporcionado pela rotação de 2535 RPM para o CP 22, em que o diâmetro medido foi cerca de 5,8 mm, foi possível constatar um coalescimento excessivo da liga soldada, tendo em vista uma deformação plástica acentuada no aspecto da solda observada para este corpo de prova.

Considerando as análises das micrografias para a ZM, ao elevar a velocidade de rotação da ferramenta, a taxa de resfriamento da austenita diminui, desfavorecendo o crescimento das agulhas de martensita. Tal condição, pode explicar a acentuada redução nos valores de dureza para esta região, na ordem de 645 para 546 HV.

O valor de microdureza de, aproximadamente, 392 HV, também pode ser um indicativo da presença de uma matriz ferrítica com constituintes como martensita, bainita, e austenita retida, identificados nas micrografias do MB, os quais reforçam a natureza microestrutural dos aços TRIP.

Mesmo após o processamento das chapas, as semelhanças microestruturais, como morfologia e dimensões dos constituintes do MB, ZTMA e ZTA foram preservadas, bem como a proximidade entre os valores de dureza Vickers medidos para estas três regiões das soldas, o que permite assegurar a viabilidade do processo de soldagem a ponto por fricção (FSSW).

Portanto, pode ser confirmado um balanço entre as propriedades mecânicas destes materiais, como elevada resistência mecânica, proporcionada pela elevada dureza dos constituintes martensita e bainita, e uma boa ductilidade, conferida pela austenita retida e a matriz de ferrita, e por esta razão, estes aços avançados de alta resistência continuam oferecendo potencial aplicação para a indústria automobilística.

## REFERÊNCIAS

ANAZAWA, MOSATO, R. **Caracterização mecânica e microestrutural de um aço 300M com microestrutura multifásica**. 2007.

ANNIBAL, E; ROTELLI, R.; OLIVEIRA, J.; FERRER, M. H. **Desenvolvimentos Recentes em Aços TRIP Aplicáveis na Indústria Automobilística: Uma Revisão**. In: XII CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica, 2005, Ilha Solteira.

CALLISTER, W.D; RETHWISCH, D.G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. Editora LTC, 2016, p.338-358.

CAMPANELLI, CONTRI, L; ALCÂNTARA, GUEDES, N; SANTOS, J.F. Soldagem por ponto no estado sólido de ligas leves. **Soldagem & Inspeção**, v. 16, p. 301-307, 2011.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: Aços de Baixo Teor de Carbono**. Abm, p.22-32, 2012.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: Aços para Indústria Automobilística**. Abm, p.240, 2012.

COLPAERT, H; SILVA, A. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Editora Blucher, 2008, p.433-438.

COLPAERT, H; SILVA, A. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns: Aços de Baixo e Extra-baixo Carbono (IF)**. Editora Blucher, 2008, p.421.

DM, BRUCE; SJ, KIM; CG, LEE. Deformation behavior of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates. **ISIJ international**, v. 42, n. 12, p. 1483-1489, 2002.

EBRAHIMPOUR, A; MOSTAFAPOUR, A; SAMADIAN, K. Finite element and experimental investigation on the effects of temperature, strain and strain rate on microstructure and mechanical properties of FSSWed TRIP steel joints. **Materials Research Express**, v. 6, n. 1, p. 016559, 2018.

ECHEVERRI, E. **Análise numérica e experimental de um aço TRIP submetido aos processos de estampagem a quente e têmpera e partição (Q&P)**. 2017. Tese de Doutorado. Universidade de São

Paulo.

FENG, Z; SANTELLA, M.L; DAVID, S.A; STEEL, R.J; PACKER, S.M; T. PAN, M. KUO; BHATNAGAR, R.S. Friction stir spot welding of advanced high-strength steels—a feasibility study. **SAE Transactions**, p. 592-598, 2005.

FONSTEIN, N. TRIP steels. In: Advanced High Strength Sheet Steels. **Springer**, Cham, 2015. p. 185-239.

HORVATH, C.D. Advanced steels for lightweight automotive structures. In: Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles. **Woodhead Publishing**, 2021. p. 39-95.

KALAISELVAN, K.; DINAHARAN, I.; MURUGAN, N. 11899 Routes for the Joining of Metal Matrix Composite Materials. **Composites Science and Technology**, v. 60, p. 613-622, 2021.

KIM, T.; PARK, H.; RHEE\*, S. Optimization of welding parameters for resistance spot welding of TRIP steel with response surface methodology. **International Journal of Production Research**, v. 43, n. 21, p. 4643-4657, 2005.

KONSTRUKCIJSKA; VISOKOTRDNA; MALOLEGIRANA. HSLA High-strength low-alloy (HSLA) steels. **Materiali in tehnologije**, v. 45, n. 4, p. 295-301, 2011.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; ANNAMALAI, V. E.; ELANGO VAN, K. Identification of optimum friction stir spot welding process parameters controlling the properties of low carbon automotive steel joints. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 4, n. 3, p. 262-272, 2015.

LOMHOLT, T.C; ADACHI, Y; PETERSON, J; PANTLEON, K; RUSSEL, S; SOMERS, M. Microstructure characterization of friction stir spot welded TRIP steel. In: Advanced Materials Research. **Trans Tech Publications Ltd**, 2012. p. 275-280.

LORA, F.A. **Avaliação do Processo de Estampagem Profunda de Chapas de Aço BH 180 e BH 220 Utilizado na Indústria Automobilística**. 2009.

MATLOCK, D.K; SPEER, J.G. Third generation of AHSS: microstructure design concepts. In: Microstructure and texture in steels. **Springer**, London, 2009. p. 185-205.

MATSUSHITA, M; KITANI, Y; IKEDA, R; ONO, M; FUJII, H; CHUNG, Y.D. Development of friction stir welding of high strength steel sheet. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 2, p. 181-187, 2013.

MAZDA. **Mazda Develops World's First Aluminum Joining Technology Using Friction Heat**. 2003.

MAZDA. **Mazda Develops World's First Aluminum Joining Technology Using Friction Heat**. 2005.

MAZZAFERRO, C; RAMOS, F; MAZZAFERRO, J.A; ROSENDO, T; TIER, M.A; SILVA, A; SANTOS, J; STROHAECKER, T. Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP: caracterização microestrutural. **Tecnologia em metalurgia, materiais e mineração. São Paulo, SP. Vol. 6, n. 3 (jan./mar. 2010), p. 136-141**, 2010.

MIRONOV, S. SATO, Y.S; YONEYAMA, S; KOKAWA, H; FUJII, H.T; HIRANO, S. Microstructure and tensile behavior of friction-stir welded TRIP steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 717, p. 26-33, 2018.

MODENESI, P.J. Soldabilidade dos aços transformáveis. **Belo Horizonte: Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Minas Gerais**, 2004.

MOSTAFAPOUR, A; EBRAHIMPOUR, A; SAEID, T. Finite element investigation on the effect of FSSW parameters on the size of welding subdivided zones in TRIP steels. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 88, n. 1, p. 277-289, 2017.

NANDA, T; SINGH, V; SINGH, V; SHARMA, S; CHAKRABORTY, A. Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: **Journal of Materials: Design and Applications**, v. 233, n. 2, p. 209-238, 2019.

OLABI, A.G; CASALINO G. 6.05 - Mathematical Modeling of Weld Phenomena, Part 1: Finite-Element Modeling. In: Reference Module in Materials Science and Materials Engineering: **Comprehensive Materials Processing**. Elsevier, 2014. p. 101-109. 2022.

OLIVEIRA, A. **Caracterização de um aço IF após Relaminação no Laminador de Encruamento**. 2010. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

OLIVER, S; JONES, T. B.; FOURLARIS, G. Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing. **Materials characterization**, v. 58, n. 4, p. 390-400, 2007.

PAN, T.Y. Friction stir spot welding (FSSW)-a literature review. 2007.

PAPAVINASAM, S. **Chapter 3 – Materials. Corrosion Control in the Oil and Gas Industry**, p.133-177, 2014.

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

THE WELDING INSTITUTE. **Friction Stir Spot Welding**. Disponível em:<<https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/refill-friction-stir-spot-welding-150>>. Acesso em 06 mai.2022.

THE WELDING INSTITUTE. **Friction Stir Welding**. Disponível em:<[https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/friction-stir-welding-147#:~:text=Friction%20stir%20welding%20\(FSW\)%20is,material%20to%20heat%20and%20soften](https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/friction-stir-welding-147#:~:text=Friction%20stir%20welding%20(FSW)%20is,material%20to%20heat%20and%20soften)>. Acesso em 06 mai.2022.

TISZA, M. Three Generations of Advanced High Strength Steels in the Automotive Industry. In: Vehicle and Automotive Engineering. **Springer**, Singapore, 2020. p. 81-94. Disponível em: <[https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-981-15-9529-5\\_7](https://link.springer.com/chapter/10.1007/978-981-15-9529-5_7)>. Acesso em: 09 mai. 2022.

VAN DIJK, N. H; BUTT, A.M; ZHAO, L; SIETSMA, J; OFFERMAN S.E; WRIGHT, J.P; ZWAAG, S. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. **Acta Materialia**, v. 53, n. 20, p. 5439-5447, 2005.

VURAL, M. 6.02 - Welding Processes and Technologies. **Comprehensive Materials Processing**, v. 6, p. 3-48, 2014.

WANG, W; ZHANG, S; QIAO, K; WANG, K; PENG, P; YUAN, S; CHEN, S; ZHANG, T; WANG, Q; LIU, T; YANG, Q. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joint of TRIP steel. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 56, p. 623-634, 2020.

WORLD AUTO STEEL. **Friction Stir Welding Processes**. Disponível em:<<https://ahssinsights.org/joining/solid-state-welding/friction-stir-welding/friction-welding-processes/>>. Acesso em 06 mai. 2022.

WORLD AUTO STEEL. **Transformation Induced Plasticity (TRIP)**. Disponível em:<<http://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/1stgen-ahss/transformation-induced-plasticity-trip/>>. Acesso em 06 mai. 2022.

WORLD AUTO STEEL. **What Are The 3rd Gen AHSS?**. Disponível em:<<https://ahssinsights.org/blog/what-are-3rd-gen-ahss/>>. Acesso em 10 mai. 2022.

YANG, X. W.; FU, T.; LI, W. Y. Friction stir spot welding: a review on joint macro-and microstructure, property, and process modelling. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2014, 2014.

**APÊNDICE A – Tabela de medidas de diâmetro das soldas**

Amostras	Diâmetro 1 (mm)	Diâmetro 2 (mm)	Diâmetro 3 (mm)	Diâmetro médio
14	4,6	4,5	4,6	4,57 ± 0,06
15	5,2	5,4	5,3	5,27 ± 0,08
16	5,2	5,2	5,2	5,17 ± 0,02
17	5,2	5,2	5,1	5,14 ± 0,04
18	5,1	5,0	5,1	5,06 ± 0,02
19	4,8	4,7	4,7	4,73 ± 0,03
20	5,1	5,1	5,1	5,10 ± 0,01
21	4,7	4,7	4,6	4,67 ± 0,04
22	5,8	5,8	5,8	5,79 ± 0,02

### APÊNDICE B – Tabela de medidas de microdureza Vickers

Amostras	MB					
-	HV1 (HV)	HV2 (HV)	HV3 (HV)	HV4 (HV)	HV5 (HV)	HV média (HV)
14 a 22	391	404	391	373	399	392 ± 12
-	ZM					
14	675	635	666	620	654	650 ± 22
15	650	640	648	644	641	645 ± 4
16	511	541	519	531	509	522 ± 14
17	640	673	659	662	625	652 ± 19
18	614	625	616	615	620	618 ± 5
19	612	602	624	622	635	619 ± 13
20	525	526	548	560	571	546 ± 20
21	548	564	544	543	533	546 ± 11
22	633	659	667	639	669	653 ± 16
-	ZTMA					
14	418	406	408	428	399	412 ± 11
15	413	424	438	413	435	425 ± 12
16	279	276	279	286	270	278 ± 6
17	452	430	424	467	468	448 ± 20
18	410	376	391	390	387	391 ± 12
19	313	326	300	311	319	314 ± 10
20	361	346	318	355	344	345 ± 16
21	351	377	381	368	364	368 ± 12
22	291	306	326	332	329	317 ± 18
-	ZTA					
14	351	326	345	354	325	340 ± 14
15	328	320	327	328	330	327 ± 4
16	323	296	303	306	294	304 ± 12
17	358	360	351	351	322	348 ± 15
18	355	339	336	329	356	343 ± 12
19	343	342	343	321	317	333 ± 13
20	362	371	391	381	399	381 ± 15
21	303	329	303	309	315	312 ± 11
22	366	379	352	370	392	372 ± 15