



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ**  
**CENTRO DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**  
**CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA**

**ANA BEATRIZ FERREIRA SOUSA**

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO**  
**AISI 410S SOLDADO PELO PROCESSO *FRICTION STIR WELDING***

**FORTALEZA**

**2021**

ANA BEATRIZ FERREIRA SOUSA

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI  
410S SOLDADO PELO PROCESSO *FRICITION STIR WELDING*

Monografia apresentada ao curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva

FORTALEZA

2021

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação  
Universidade Federal do Ceará  
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

---

S696

Sousa, Ana Beatriz Ferreira.

Caracterização do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S Soldado pelo Processo Friction Stir Welding / Ana Beatriz Ferreira Sousa. – 2021.  
70 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2021.

Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

1. Soldagem por fricção e mistura mecânica. 2. Aço inoxidável ferrítico AISI 410S. 3. Caracterização Microestrutural. I. Título.

CDD 669

---

ANA BEATRIZ FERREIRA SOUSA

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI  
410S SOLDADO PELO PROCESSO *FRICTION STIR WELDING*

Monografia apresentada ao curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em: \_\_/\_\_/\_\_\_\_

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva (Orientador)  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

À minha família.

## **AGRADECIMENTOS**

À minha família, por sempre priorizou meus estudos e incentivar meu desenvolvimento das melhores formas possíveis, principalmente minha mãe, Paula Andrea, minha avó, Francisca Mendes, e meu pai, Pedro Sousa.

Ao professor Dr. Cleiton Carvalho Silva, pela excelentíssima orientação e por todo o conhecimento compartilhado.

Aos demais professores participantes da banca examinadora, Dr. Marcelo Ferreira Motta e Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pelo tempo e pelas valiosas sugestões.

A Gerbson de Queiroz Caetano, por ceder a amostra para o presente estudo.

À toda a equipe do Helmholtz-Zentrum Geesthacht, Institute of Materials Research, Materials Mechanics, Solid State Joining Processes, pela realização das soldagens pelo processo Friction Stir Welding.

Ao CNPq, referente ao projeto Universal 472185/2011-0.

À FUNCAP-CAPEL, referente ao projeto CII-0050-00049.01.00/11 – Cooperação Internacional.

A Lucas Alves de Moraes, pelo constante apoio emocional e profissional.

Aos meus colegas de curso, Eric Fortunato, Karine Pereira, Bruno Ribeiro e Gilvânia Kátia, por vivenciarem todas as experiências da graduação junto a mim.

Ao professor Dr. Marcelo José Gomes da Silva, pela orientação em todo meu período como bolsista de iniciação científica no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), contribuindo ativamente para minha inserção no meio acadêmico.

Ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS), por ter me recebido durante o período de realização do presente trabalho, e aos seus membros, principalmente ao professor Dr. Emerson Mendonça Miná, pela disponibilidade em me auxiliar no decorrer dos procedimentos.

“Não é na ciência que está a felicidade, mas na aquisição da ciência.” (EDGAR ALLAN POE, 1845).

## RESUMO

Na atualidade, a necessidade de um aço estrutural inoxidável econômico influencia a crescente substituição dos aços inoxidáveis austeníticos, que contém um alto teor de níquel, pelos aços inoxidáveis ferríticos. Contudo, quando submetidos a processos de soldagem por fusão convencionais, esses aços sofrem um aumento expressivo dos grãos da microestrutura na fona fundida e na zona afetada pelo calor, que prejudica as propriedades mecânicas destes aços. Existem pesquisas recentes voltadas à soldagem de aços inoxidáveis ferríticos pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (FSW, do inglês *Friction Stir Welding*). À vista disso, o presente trabalho tem como objetivo a caracterização microestrutural das diferentes zonas de uma solda FSW do aço inoxidável ferrítico AISI 410S. Visou-se a avaliação microestrutural de cada uma das zonas geradas pelo processo FSW, tanto para o lado de avanço quanto para o lado de retrocesso por meio da Microscopia Óptica, medida de tamanho de grão e quantificação de fases, correlacionar as zonas em termos de sua extensão, do refino dos grãos e das frações de fase da ferrita e da martensita. Após as análises realizadas, concluiu-se que foi possível verificar detalhadamente a microestrutura da amostra ao longo de sua extensão transversal, compreendendo os efeitos das temperaturas atingidas em cada zona durante a soldagem. Houve um refino de grão na junta soldada, que se apresentou de forma distinta na zona afetada pelo calor, na zona termomecanicamente afetada e na zona de mistura. Além disso, percebeu-se que o refino variou ao longo da espessura da amostra, sendo mais acentuado na região inferior, e, também, de acordo com a geometria da ferramenta utilizada no processo FSW. As frações de fases das zonas variaram bastante, sendo a fração de martensita maior à medida que se aproxima da parte inferior da junta e, também, do centro da zona de mistura. Por fim, constatou-se que o mais intenso refino dos grãos ocorreu na Zona de Mistura, e que os grãos de ferrita e a martensita se distribuíram uniformemente em toda a extensão desta zona.

**Palavras-chave:** Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica; Aço inoxidável ferrítico AISI 410S; Caracterização Microestrutural.



## ABSTRACT

Nowadays, the search for economic stainless structural steel influences replacing austenitic stainless steels, which contains a high nickel content, with ferritic stainless steels. However, when submitted to conventional fusion welding processes, these steels suffer a significant increase in the grains of the microstructure in the Stir Zone and in the Thermally Affected Zone, which harms the mechanical properties of these steels. Recent researches focus on the welding of ferritic stainless steels by Friction Stir Welding (FSW) process. Because of this, this work aimed to characterise an AISI 410S ferritic stainless steel FSW welded joint. The focus was to perform a detailed microstructural evaluation of the different zones originated by the FSW process, considering the advanced and retreat sides separately. The analysis was carried out using optical microscopy, grain size measurement and phase quantification. The zones were correlated in their cross-section, grain refining and, ferrite and martensite phase content. Through the analyses performed, it was found that the microstructure of the sample, along with its transverse extent, there was a grain refining in the welded joint, which presented itself differently in the heat-affected zone, in the thermally affected zone and the stir zone, which were correlated with the effects of the temperature and strain rate reached in each zone during welding. In addition, it was noticed that a refining gradient along with the sample thickness occurs, being more accentuated at the lower region. A significant effect of the tool's geometry on the microstructural changes that occurred in the SZ was also found. The martensite content was higher as it approached the lower part of the joint and the centre of the stir zone. It also was found that the most intense grain refining occurred in the stir zone and that ferrite and martensite grains in this zone were distributed uniformly.

**Keywords:** Friction Stir Welding; AISI 410S Ferritic Stainless Steel; Microestructural Characterization.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1	– Processo de repassivação dos aços inoxidáveis.....	15
Figura 2	– Diagrama de Schaeffler.....	17
Figura 3	– Microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 409.....	18
Figura 4	– Diagrama Fe-Cr.....	19
Figura 5	– Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico AISI 410S.....	24
Figura 6	– Ilustração esquemática do processo de soldagem por fricção e mistura mecânica.....	25
Figura 7	– Representação esquemática das zonas geradas pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica.....	26
Figura 8	– Perfil microestrutural comum em aços inoxidáveis.....	27
Figura 9	– Representação esquemática de uma junta de topo.....	31
Figura 10	– Ferramenta de PCBN utilizada.....	32
Figura 11	– Configuração da soldagem por fricção e mistura mecânica.....	33
Figura 12	– Macrografia da amostra.....	38
Figura 13	– Macrografia da amostra A1 com demarcação das zonas.....	39
Figura 14	– Microestrutura geral da junta soldada da amostra.....	40
Figura 15	– Distribuição de temperatura na seção transversal da solda FSW do aço AISI 410S.....	41
Figura 16	– Microestrutura da amostra ao longo de sua extensão transversal em direção a junta soldada.....	43
Figura 17	– Diagrama de Fases do aço AISI 410S.....	44
Figura 18	– a) Diagrama de Fração em Massa do aço AISI 410S e b) aumento na região de formação do carboneto $M_{23}C_6$ .....	46
Figura 19	– Micrografias da ZAC superior e inferior para o lado de avanço e para o lado de retrocesso.....	48
Figura 20	– Perfis de soldas de corpos de prova do aço AISI 410S soldados pelo processo TIG autógeno.....	49
Figura 21	– Micrografias da Zona Afetada pelo Calor a) com contraste C-DIC e b) após segmentação gráfica no software SVRNA System.....	50

Figura 22 – Micrografias da Zona Termomecanicamente Afetada superior e inferior para o lado de avanço e para o lado de retrocesso.....	51
Figura 23 – a) Representação esquemática do processo FSW e b) geometria da ferramenta utilizada.....	53
Figura 24 – Subdivisões da Zona de Mistura.....	54
Figura 25 – Microestrutura das subdivisões da zona de mistura (parte 1).....	56
Figura 26 – Microestrutura das subdivisões da zona de mistura (parte 2).....	57
Figura 27 – Zona de Mistura: a) Micrografia das regiões da borda inferior e b) Microestrutura da ZM 6.....	59
Figura 28 – Borda superior da Zona de Mistura.....	60

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1	– Composição química do aço AISI 410S.....	23
Tabela 2	– Propriedades Mecânicas do aço AISI 410S.....	23
Tabela 3	– Composição química da amostra de aço AISI 410S.....	31
Tabela 4	– Parâmetros de soldagem das chapas de aço AISI 410S.....	32
Tabela 5	– Variação da composição do carboneto $M_{23}C_6$ .....	47
Tabela 6	– Medidas de tamanho de grão da ferrita na ZAC.....	49
Tabela 7	– Quantificação de fases da ZAC.....	50
Tabela 8	– Medidas de tamanho de grãos de ferrita na ZTMA.....	52
Tabela 9	– Quantificação de fases da ZTMA.....	52
Tabela 10	– Subdivisões da Zona Mistura.....	54
Tabela 11	– Medidas de tamanho dos grãos de ferrita para as subdivisões da Zona Mistura.....	58
Tabela 12	– Quantificação de fases da Zona de Mistura.....	59
Tabela 13	– Extensão das Zonas.....	61

## **LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS**

AISI	The American Iron and Steel Institute
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
HZG	Helmholtz-Zentrum Geesthacht
LACAM	Laboratório de Caracterização de Materiais
LPTS	Laboratório de Tecnologia e Pesquisa em Soldagem
SAE	The Society of Automotive Engineers
TWI	The Welding Institute
UFC	Universidade Federal do Ceará
ZM	Zona de Mistura
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

%	Porcentagem
®	Marca Registrada
$\alpha$	Ferrita
$\gamma$	Austenita

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	13
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	15
<b>2.1</b>	<b>Aços inoxidáveis</b> .....	15
<b>2.1.1</b>	<b>Aços inoxidáveis ferríticos</b> .....	17
<b>2.1.1.1</b>	<i>Fenômenos de fragilização nos aços inoxidáveis ferríticos</i> .....	20
<b>2.1.1.1.1</b>	Fragilização a 475°C.....	20
<b>2.1.1.1.2</b>	Precipitação de fase sigma.....	21
<b>2.1.1.1.3</b>	Fragilização em altas temperaturas.....	22
<b>2.1.1.2</b>	<i>Fenômeno de sensitização nos aços inoxidáveis ferríticos</i> .....	22
<b>2.1.1.3</b>	<i>Aço inoxidável ferrítico AISI 410S</i> .....	22
<b>2.2</b>	<b>Soldagem por fricção e mistura mecânica</b> .....	25
<b>2.2.1</b>	<i>Soldagem por fricção e mistura mecânica em aços inoxidáveis ferríticos</i> .....	28
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	31
<b>3.1</b>	<b>Material de estudo</b> .....	31
<b>3.1.1</b>	<i>Soldagem da chapa</i> .....	31
<b>3.2</b>	<b>Metalografia das amostras</b> .....	33
<b>3.2.1</b>	<i>Corte</i> .....	33
<b>3.2.2</b>	<i>Embutimento</i> .....	33
<b>3.2.3</b>	<i>Lixamento</i> .....	33
<b>3.2.4</b>	<i>Polimento</i> .....	34
<b>3.2.5</b>	<i>Ataque</i> .....	34
<b>3.2.5.1</b>	<i>Ataque químico por imersão</i> .....	34
<b>3.2.5.2</b>	<i>Ataque eletrolítico</i> .....	34
<b>3.2.6</b>	<i>Observação</i> .....	35
<b>3.2.6.1</b>	<i>Macrografias</i> .....	35
<b>3.2.6.2</b>	<i>Micrografias</i> .....	35
<b>3.3</b>	<b>Quantificação de fases</b> .....	36
<b>3.4</b>	<b>Análise de tamanho de grão</b> .....	36
<b>3.5</b>	<b>Simulação Termodinâmica</b> .....	37
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	38
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO</b> .....	62
	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	64

## 1 INTRODUÇÃO

A necessidade de um aço estrutural inoxidável econômico impulsionou o desenvolvimento de aços inoxidáveis ferríticos com menos elementos de liga. Atualmente, em virtude do aumento do preço de mercado do níquel, há uma tendência crescente de substituição dos aços inoxidáveis austeníticos, que contém um alto teor de níquel, pelos ferríticos.

Em geral, os aços inoxidáveis ferríticos contêm baixo cromo e baixo carbono, e, devido à composição química, formam martensita com baixo carbono durante a soldagem. Quando submetidos a processos de fusão convencionais, esses aços sofrem um aumento expressivo dos grãos da microestrutura na Zona Fundida e na Zona Afetada pelo calor, que é mais intenso à medida que se aumenta a energia de soldagem. Esse aumento na granulometria prejudica as propriedades mecânicas destes aços. À vista disto, existem pesquisas recentes voltadas à soldagem de aços inoxidáveis ferríticos pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (FSW – do inglês *Friction Stir Welding*), isso porque esse processo é capaz de produzir uma junta soldada com microestrutura de menor granulometria.

A soldagem por fricção e mistura mecânica consiste na união a quente de metais, onde uma ferramenta rotaciona e translada, seguindo a direção de soldagem, entre duas superfícies. Com o avanço da ferramenta, devido à ação das forças de fricção entre a ferramenta e os materiais, há o aumento da temperatura, o que facilita a deformação plástica e o fluxo metálico na junta, promovendo a união. Baseado no sentido de rotação da ferramenta, as metades da junta são classificadas como lado de avanço e lado de retrocesso, que são distintas quanto à transferência de calor e ao fluxo de material.

A soldagem por fricção e mistura mecânica origina quatro zonas: a região do metal base, que não é afetada por nenhum fator durante a soldagem; a zona afetada pelo calor, região que sofre os efeitos do ciclo térmico da soldagem, os quais causam alterações microestruturais; a zona termomecanicamente afetada, que é afetada pela ação tanto da temperatura quanto da rotação da ferramenta, e a zona de mistura, localizada ao centro da junta, que é resultante da forma com que a ferramenta deposita material da frente para trás da solda.

O presente trabalho objetiva a caracterização do aço inoxidável ferrítico AISI 410S – um aço baixo cromo resultante de uma modificação do aço inoxidável martensítico



AISI 410 – soldado pelo processo FSW, para avaliação microestrutural de cada uma das zonas, tanto para o lado de avanço quanto para o lado de retrocesso. Visa-se, através da Microscopia Óptica, medida de tamanho de grão e quantificação de fases, correlacionar as zonas em termos de suas extensões, do crescimento ou refino dos grãos e das frações de fase da ferrita e da martensita. Ainda se pretende comparar as características microestruturais resultantes da soldagem FSW com aquelas obtidas por meio da soldagem por fusão do mesmo aço.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

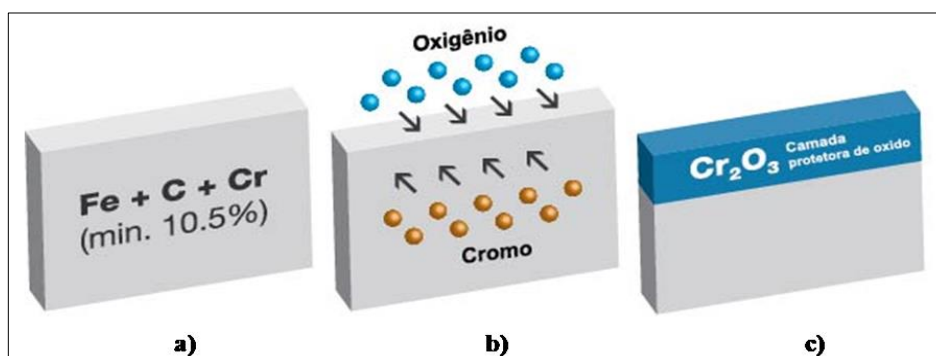
### 2.1 Aços inoxidáveis

Aços cuja composição química contém um teor considerável de cromo, geralmente acima de 10,5%p, são resistentes à corrosão em diversos ambientes e, por isso, denominados de aços inoxidáveis. É válido ressaltar que a resistência à corrosão é uma medida de perda de peso por área por unidade de tempo (SILVA, MEI, 1988).

Para as ligas ferro-cromo, a resistência à corrosão se deve ao fenômeno de passivação, o qual implica a inalterabilidade de certos metais e ligas metálicas no meio circunvizinho. A passivação é uma propriedade daqueles materiais que, mediante a um meio corrosivo, formam uma camada de óxidos superficiais, sendo estes de ferro, cromo ou óxidos de outros elementos de liga. A camada de óxidos age de forma protetora e são suas características, tais como aderência, impermeabilidade, estabilidade e dissolução no meio corrosivo, que controlam a resistência à corrosão dos aços (SILVA, MEI, 1988).

Na Figura 1, estão representadas as etapas do processo de repassivação, que consiste na renovação da camada protetora, para que se possa compreender melhor sua formação. A Figura 1 ilustra: a) uma peça de aço inoxidável livre de contaminantes; b) a reação do cromo presente no aço inoxidável com o oxigênio presente na atmosfera e c) a restauração da camada de óxidos.

Figura 1 – Processo de repassivação dos aços inoxidáveis



Fonte: Walter (2018, com adaptações).

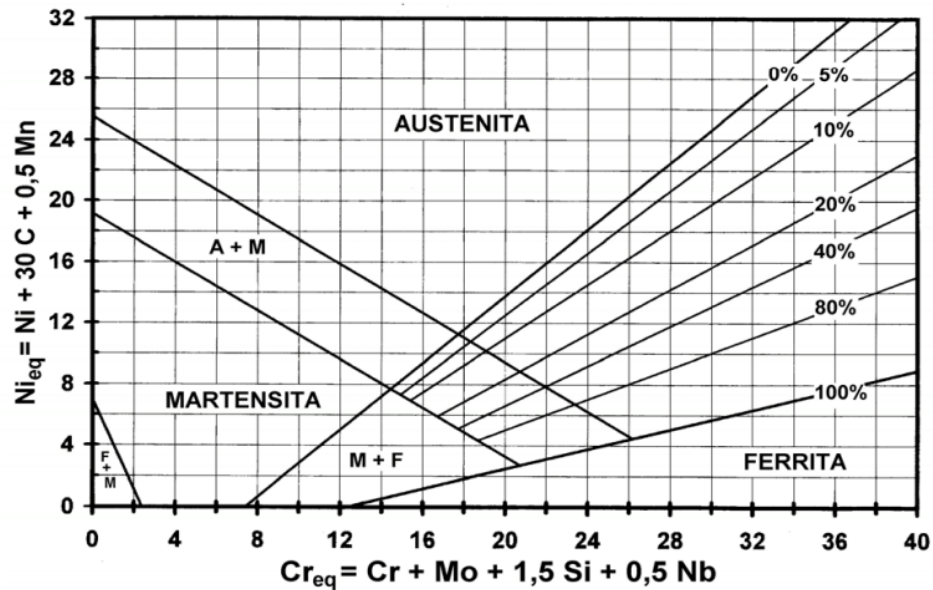
Os átomos de cromo presentes na camada protetora absorvem o gás oxigênio. Essa camada, devido às forças atômicas, é mantida na superfície dos materiais, separando o

metal base do meio corrosivo (CHIAVERINI, 2015). Essa camada protetora é da ordem de 3 a 5  $\mu\text{m}$ . Além do cromo, outros elementos de liga contribuem para o aumento da resistência à corrosão dos aços, como o níquel, molibdênio, titânio, alumínio, cobre e o nióbio (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

Quanto à classificação, segundo o The American Iron and Steel Institute (AISI), os aços inoxidáveis, baseado na fase predominante em suas microestruturas, na composição química e nos mecanismos de endurecimento, podem ser divididos em cinco classes: martensíticos, ferríticos, austeníticos, duplex e endurecidos por precipitação. Cada uma dessas classes contém características próprias quanto a propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

As diferentes microestruturas para os aços inoxidáveis são obtidas por meio de distintas composições químicas. Dentre os elementos de liga citados anteriormente, existem aqueles que estabilizam a fase ferrita, tais como o cromo, silício, titânio, nióbio e o molibdênio, e os que estabilizam a fase austenita, como o carbono, nitrogênio, níquel e o manganês. Através dessa característica, os elementos de liga foram agrupados conforme seus potenciais de estabilização de fase, usando-se as relações de cromo e níquel equivalente, base para a construção do Diagrama de Schaeffler, apresentado na Figura 2. O Diagrama de Schaeffler relaciona a composição química de um aço inoxidável com sua respectiva microestrutura; é possível localizar as regiões das fases austenita, ferrita e martensita, e, também, as regiões nas quais a composição química corresponderá em uma microestrutura com duas fases (DAVIS, 1994).

Figura 2 – Diagrama de Schaeffler



Fonte: Davis (1994).

Atualmente, os aços inoxidáveis estão disponíveis nas mais diversas composições químicas, que resultam em diferentes propriedades, o que os permite atender às especificações de uma ampla variedade de aplicações. Dentre as aplicações mais comuns desses aços, destacam-se a cutelaria, utensílios de cozinha, de saúde e cirúrgicos, e a utilização nas indústrias química, de alimentos e bebidas, de petróleo, óleo e gás (KALPAKJIAN, SCHMID, 2009).

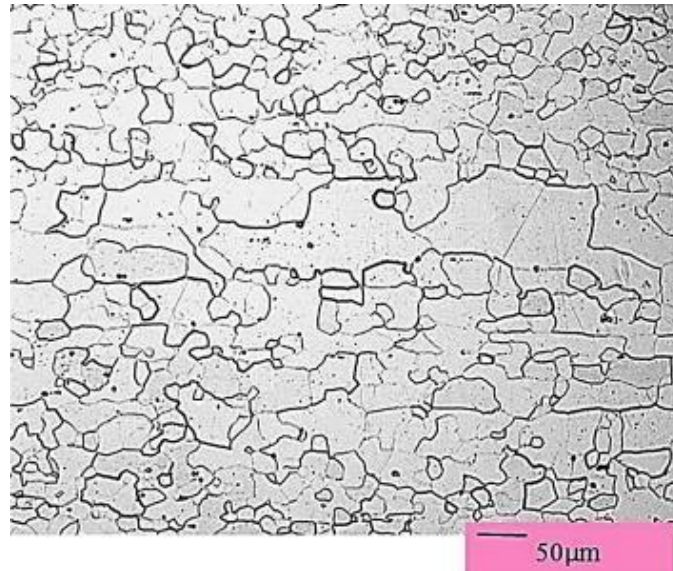
Alguns tipos de aços inoxidáveis são usados com frequência em aplicações que exigem bom desempenho em temperaturas elevadas e em ambientes severos, uma vez que são materiais capazes de manter a integridade mecânica sob essas condições. Portanto, é comum utilizar esses aços para produzir equipamentos como turbinas a gás, caldeiras de vapor de alta temperatura, fornos de tratamento térmico, aeronaves, mísseis e unidades geradoras de energia nuclear (CALLISTER, 2012).

### 2.1.1 Aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos, como a própria denominação informa, são compostos majoritariamente pela fase ferrita, cuja estrutura cristalina é cúbica de corpo centrado (CCC) à temperatura ambiente, e por carbonetos; inclusive, devido à estrutura, esses aços são magnéticos (CALLISTER, 2012).

A Figura 3 apresenta a microestrutura de um tipo de aço inoxidável ferrítico, onde se pode visualizar essencialmente a fase ferrita.

Figura 3 – Microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 409

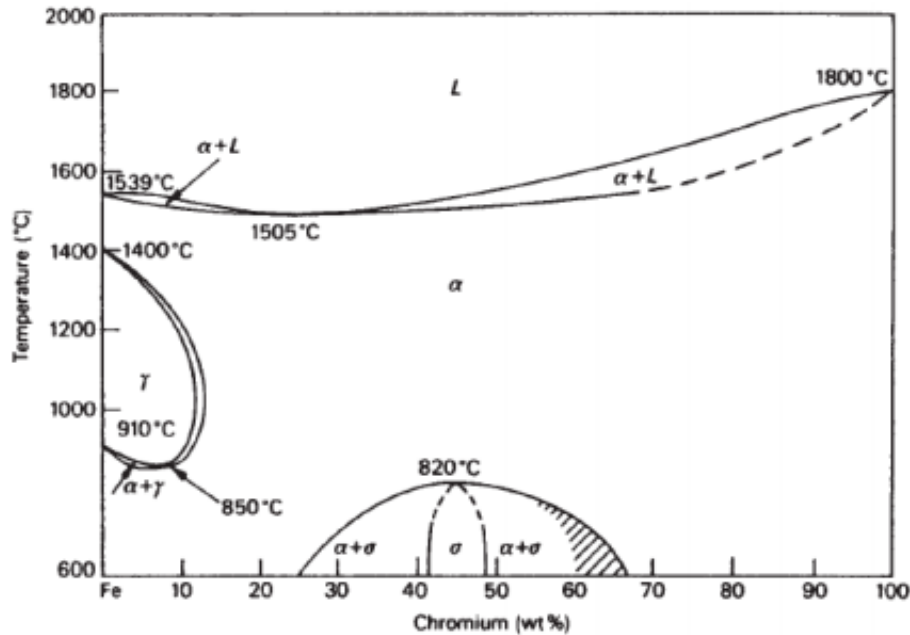


Fonte: Banerjee (2017).

Segundo o sistema AISI-SAE, os aços inoxidáveis ferríticos, assim como os martensíticos, são designados como aço inox da série 4XX. Esses aços são ligas ferro-cromo cujo teor de cromo, geralmente, está entre 11,5 e 27%p, e com nenhum ou com pequeno teor de níquel (CHIAVERINI, 2015). A composição química desses aços ainda pode conter outros elementos estabilizadores da fase ferrita. Para melhorar a resistência à corrosão, por exemplo, é adicionado o molibdênio, e, para melhorar a soldabilidade, há a adição de nióbio e/ou titânio (OUTOKUMPU, 2013).

Devido ao baixo teor de carbono, cerca de 0,20%p, e ao alto teor de cromo, a faixa austenítica dos aços inoxidáveis ferríticos é totalmente inexistente, como pode-se observar na Figura 4, que mostra o Diagrama Fe-Cr (CHIAVERINI, 2015). Portanto, esses aços não são endurecíveis por têmpera. Por outro lado, os aços inoxidáveis ferríticos podem ser endurecidos por meio de deformação plástica a frio (COSTA, MEI, 1988). Comumente, esses aços passam pelo tratamento térmico de recozimento, visando o alívio das tensões originadas durante a conformação a frio e, também, a obtenção da máxima ductilidade possível (CHIAVERINI, 2015).

Figura 4 – Diagrama Fe-Cr



Fonte: Bhadeshia, Honeycombe (2006 apud MINÁ, p. 21, 2012).

Para as aplicações dos aços inoxidáveis ferríticos, devem ser estudadas algumas características cruciais, como sua baixa resistência ao impacto e os problemas associados à sua soldagem. Normalmente, a soldagem desses aços pode implicar no crescimento dos grãos na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e na precipitação de intermetálicos nos contornos de grão, fenômenos prejudiciais à tenacidade e à resistência à corrosão (COSTA, MEI, 1988). Isso ocorre porque a fase ferrita possui baixa solubilidade ao nitrogênio e ao carbono, o que contribui para a formação de precipitados. Uma alternativa para solucionar esse problema de soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos é a adição de nióbio e/ou titânio, elementos estabilizadores capazes de se combinar ao carbono e ao nitrogênio, assim evitando o surgimento de carbonetos de cromo (GORDON *et al.*, 1996).

Os aços inoxidáveis ferríticos são utilizados para aplicações não estruturais, como para a fabricação de utensílios de cozinha e peças de acabamento automotivo (KALPAKJIAN, SCHMID, 2009). Também são empregados em partes de fornos e câmaras de combustão (FUJITA, OHMURA, YAMAMOTO, 2003).

Em virtude do aumento do preço de mercado do níquel, há uma tendência crescente de substituição dos aços inoxidáveis austeníticos, que contêm um alto teor de níquel, pelos ferríticos. Isso é favorável principalmente em situações nas quais a resistência à corrosão por pites ou corrosão sob tensão é mais crucial que a resistência mecânica (CAETANO, 2016). Além do menor custo, existem outros fatores que contribuem para essa

substituição: os aços inoxidáveis ferríticos possuem alta condutividade térmica, baixa expansão linear, melhor resistência à corrosão sob tensão em ambientes nocivos contendo cloreto e melhor resistência à corrosão e oxidação atmosférica que os aços inoxidáveis austeníticos (SHAN *et al.*, 2011).

As propriedades mecânicas de aços inoxidáveis ferríticos soldados dependem do tipo de liga e do teor de cromo. Para ligas de aço inoxidável ferrítico com baixo cromo, na ausência ou na pouca presença de martensita, a característica microestrutural que mais influencia as propriedades mecânicas é o crescimento dos grãos de ferrita (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005). Thomas e Apps (1980 apud LIPPOLD, KOTECKI, 2005) avaliaram o efeito do processo de soldagem na resistência ao impacto do aço AISI 409 e, através desse estudo, concluíram que as propriedades mecânicas da zona afetada pelo calor (ZAC) podem ser melhoradas por meio da redução do tamanho de grão de ferrita.

De acordo com o teor de cromo, os aços inoxidáveis ferríticos possuem diferentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão e, portanto, aplicações distintas. As ligas com alto ou médio teor de cromo, ou seja, com mais de 12,5%p de cromo em sua composição química, geralmente são selecionadas para uso em ambientes corrosivos mais agressivos (LIPPOLD, KOTECKI, 2005). Enquanto isso, os aços inoxidáveis ferríticos com baixo teor de cromo, entre 10,5%p e 12,5%p, são aplicados, principalmente, na fabricação de peças para o sistema de exaustão de automóveis (TABAN *et al.*, 2009).

#### *2.1.1.1 Fenômenos de fragilização nos aços inoxidáveis ferríticos*

Existem três mecanismos de fragilização que influenciam as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos, são eles: fragilização a 475°C, precipitação da fase sigma e a fragilização em altas temperaturas (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005). Um aprofundamento a respeito desses mecanismos será dado a seguir.

##### *2.1.1.1.1 Fragilização a 475°C*

Ligas ferro-cromo com um teor de cromo acima de 15%p podem sofrer fragilização quando aquecidos ou resfriados lentamente a partir de temperaturas de 425-550°C, sendo a temperatura de 475°C a mais crítica. A causa disso pode estar associada à

formação de precipitados coerentes devido à lacuna de miscibilidade no diagrama de fases em equilíbrio Fe-Cr. O aumento ou a diminuição dessa fragilização está diretamente ligado ao teor de cromo: quanto maior o teor de cromo da liga, mais rápido ocorre a fragilização. A presença de elementos de liga, como molibdênio, titânio e nióbio, e o trabalho a frio tendem a acelerar o início da fragilização a 475°C (CHIAVERINI, 2015; LIPPOLDI, KOTECKI, 2005).

A fragilização a 475°C é extremamente prejudicial à resistência à corrosão dos aços inoxidáveis ferríticos (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005). Além disso, implica no aumento da dureza e na queda da ductilidade (CHIAVERINI, 2015).

Esse fenômeno é reversível, isto é, as ligas fragilizadas são capazes de recuperar suas propriedades. Isso pode ocorrer por meio de um aquecimento em temperaturas entre 500-600°C, por um curto período de tempo e seguido de um resfriamento rápido (CHIAVERINI, 2015; LIPPOLDI, KOTECKI, 2005).

#### 2.1.1.1.1 Precipitação da fase sigma

A fase sigma é uma fase deletéria, um composto intermetálico com estrutura tetragonal, com alta dureza e não-magnético, e sua nucleação ocorre nos contornos de grão (DEMO, 1977 apud MINÁ, 2012). Em ligas Fe-Cr, forma-se quando o teor de cromo é entre 20%-70%p e quando expostas à temperaturas entre 500-800°C; quanto maior for a concentração de cromo, mais suscetível a liga é de formar essa fase. Elementos de liga como níquel, silício, molibdênio e manganês alteram o intervalo de formação da fase sigma para temperaturas mais elevadas, menores teores de cromo e menor tempo (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005).

Os efeitos deletérios da precipitação da fase sigma podem ser reduzidos ou até eliminados pelo aquecimento, durante curtos períodos de tempo, em temperaturas acima de 800°C ou por um único aquecimento a 850°C, por 30 minutos (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005; CHIAVERINI, 2015).



#### 2.1.1.1.1 Fragilização em altas temperaturas

O fenômeno de fragilização a altas temperaturas acontece devido a mudanças metalúrgicas em temperaturas que correspondem a 70% da temperatura de fusão da respectiva liga. Geralmente, ocorre durante os processos de fabricação ou de soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos, pois a aplicação de altas temperaturas leva à formação de carbonetos e nitretos de cromo que sensitizam a liga devido suas altas durezas e da tensão que inserem na matriz (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005; DEMO, 1997 apud MINÁ, 2012).

A fragilização em altas temperaturas é influenciada pela composição da liga, principalmente pelo teor de cromo e pela concentração de elementos intersticiais – como carbono, nitrogênio e oxigênio –, e pelo tamanho de grão (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005).

#### 2.1.1.2 Fenômeno de sensitização nos aços inoxidáveis ferríticos

Além dos fenômenos de fragilização, a sensitização pode ocorrer nos aços inoxidáveis ferríticos, promovendo alterações metalúrgicas e, portanto, mudanças nas propriedades mecânicas desses aços (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005). Esse fenômeno é caracterizado pelo empobrecimento de cromo nos contornos de grão, causado pela precipitação de carbonetos e nitretos de cromo (dado que o carbono e o nitrogênio possuem baixa solubilidade na ferrita), o que comumente ocorre durante os processos de soldagem e tratamentos termoquímicos, onde se atingem temperaturas acima de 900°C (PORTO, 2007 apud MINÁ, 2012).

O menor teor de cromo nos contornos de grão dos aços inoxidáveis ferríticos faz com que a liga possa sofrer corrosão intergranular (PORTO, 2007 apud MINÁ, 2012). Uma alternativa para evitar a sensitização é adicionar elementos de liga estabilizadores, capazes de se ligar ao carbono e ao nitrogênio (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005).

#### 2.1.1.3 Aço inoxidável ferrítico AISI 410S

A necessidade de um aço estrutural inoxidável econômico impulsionou o desenvolvimento de aços inoxidáveis ferríticos com menos elementos de liga. Em geral, esses aços contêm baixo cromo e baixo carbono, e, devido à composição química, formam

martensita com baixo carbono durante a soldagem. A martensita com baixo carbono é responsável por proporcionar à estrutura boas propriedades mecânicas (ECKENROD, KOVACH, 1980).

O aço AISI 410S é um aço inoxidável ferrítico com baixo teor de cromo, com cerca de 11,5-14,5%p. Esse aço é resultante de uma modificação do aço inoxidável martensítico AISI 410, e é fabricado com menor teor de carbono e mediante resfriamento lento (SANDMEYER STEEL COMPANY, 2021).

Na Tabela 1, é mostrada a composição química comum do aço AISI 410S, em termos do máximo teor possível para os elementos de liga destacados.

Tabela 1 – Composição química do aço AISI 410S

Material	Elementos (%p máx.)			
	Cr	C	Si	Mn
410S	11,5-14,5	0,08	1,00	1,00
	Ni	P	S	Fe
	0,60	0,040	0,030	Bal.

Fonte: Sandmeyer Steel Company (2021).

Além dos elementos presentes na Tabela 1, outros elementos de liga podem compor esse aço, em menores quantidades. Os baixos teores de carbono e dos demais elementos de liga minimizam a formação da austenita em temperaturas altas, restringindo a capacidade de endurecimento dessa liga. Assim, o aço AISI 410S é dúctil até quando resfriado rapidamente, além de menos duro. Essa característica previne falhas em situações em que essa liga é exposta a altas temperaturas ou soldada (SANDMEYER STEEL COMPANY, 2021).

A Tabela 2 apresenta as principais propriedades mecânicas do aço AISI 410S.

Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do aço AISI 410S

Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Dureza (HRB)	Elongação (%)
200	444	290	75	33

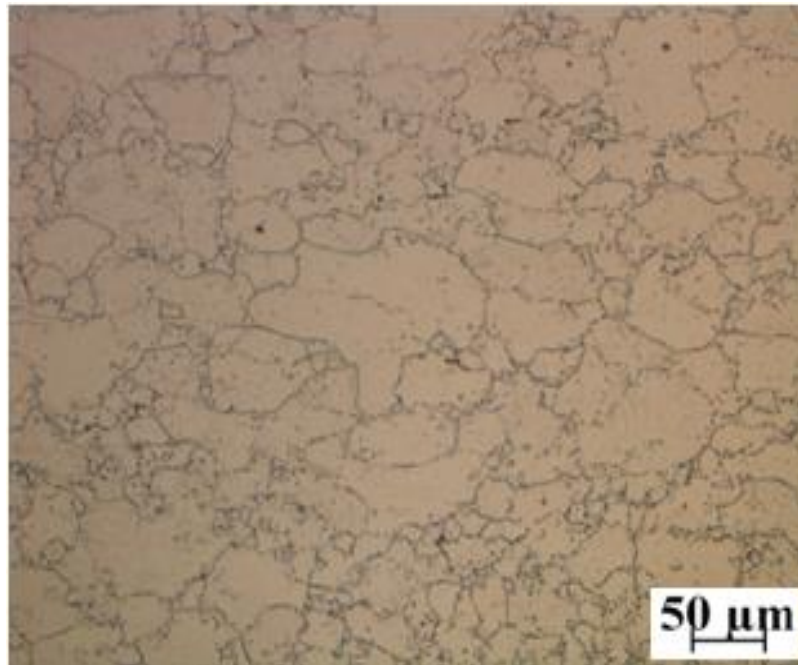
Fonte: Sandmeyer Steel Company (2021).

O aço AISI 410S é resistente à corrosão em condições atmosféricas e a meios com água fresca, ácidos orgânicos leves e ácidos minerais, alcalóides. Por isso, dentre suas aplicações, destacam-se a fabricação de equipamentos para o refino de petróleo e

processamento petroquímico, tais como torres, colunas e trocadores de calor, máquinas para mineração e equipamentos para processamento térmicos (SANDMEYER STEEL COMPANY, 2021).

A microestrutura final do aço inoxidável ferrítico AISI 410S consiste em percentuais variáveis de ferrita e martensita (LIMA, SANTO, 2012 apud CAETANO, 2016). Na Figura 5, pode-se visualizar a microestrutura desse aço, com a fase martensita localizada principalmente nos contornos de grão da ferrita primária (CAETANO, 2016).

Figura 5 – Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico AISI 410S



Fonte: Elaborada pela autora.

Assim como abordado anteriormente, essa liga não pode ser endurecida por tratamento térmico. Porém, é comum que esse aço seja recozido em uma temperatura entre 871-899°C, objetivando o alívio das tensões originadas durante sua conformação a frio (CHIAVERINI, 2015; SANDMEYER STEEL COMPANY, 2021).

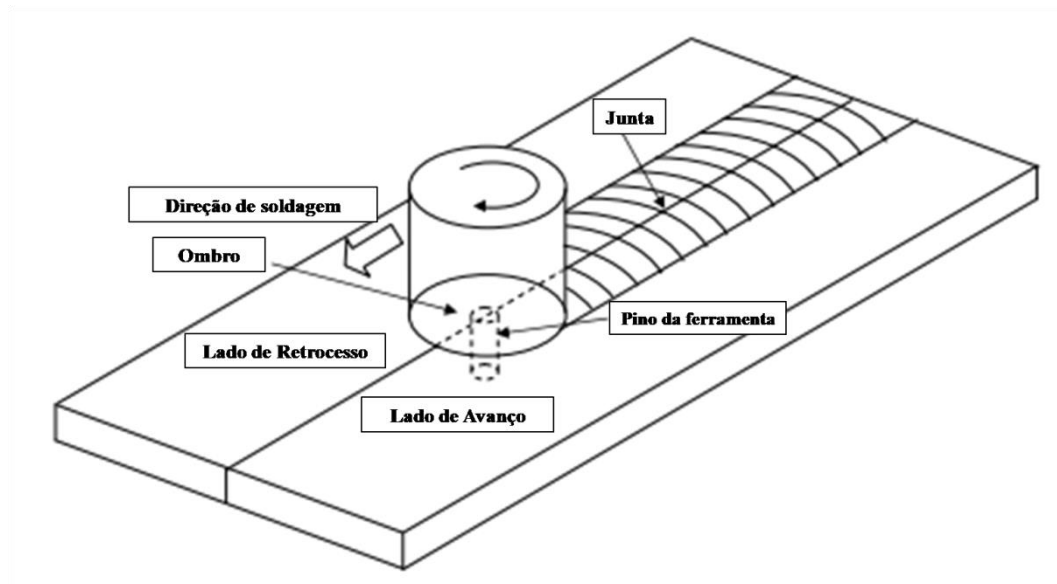
Em relação à soldagem dos aços AISI 410S, tem-se que são necessárias algumas precauções para evitar fraturas frágeis na região da solda. É recomendado manter a entrada de calor da solda baixa e, também, aquecer a peça antes da conformação a frio (SANDMEYER STEEL COMPANY, 2021).

## 2.2 Soldagem por fricção e mistura mecânica

A soldagem por fricção e mistura mecânica (FSW – do inglês *Friction Stir Welding*) é um processo de soldagem desenvolvido no The Welding Institute (TWI), localizado em Cambridge, na Inglaterra, em 1991 (Z.Y., 2008). Esse processo consiste na união a quente de metais, na qual uma ferramenta rotaciona e translada, seguindo a direção de soldagem, entre duas superfícies. Com o avanço da ferramenta, devido à ação das forças de fricção entre a ferramenta e os materiais, há o aumento da temperatura, o que facilita a deformação plástica e o fluxo de metálico na junta, promovendo a união (NANDAN, DEBROY, BHADESHIA, 2008).

A Figura 6 apresenta um esquema desse processo, através da ilustração de uma soldagem por fricção de duas chapas metálicas em uma configuração de junta de topo, onde se destacam a geometria básica da ferramenta, constituída por um ombro e por um pino (que é forçado na linha de junção), o sentido de rotação da ferramenta, a direção de soldagem e a junta gerada.

Figura 6 – Ilustração esquemática do processo de soldagem por fricção e mistura mecânica



Fonte: Nandan, Debroy, Bhadeshia (2008, p. 281, com adaptações).

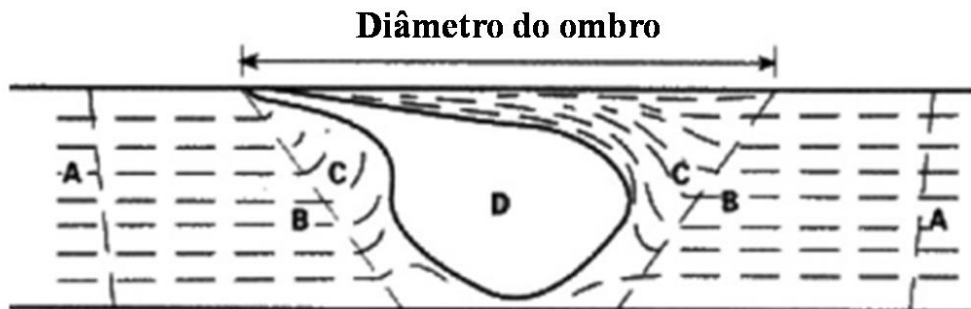
Como mostrado na Figura 6, de acordo com o sentido de rotação da ferramenta, as metades da chapa final podem ser classificadas como lado de avanço (AS, do inglês *advanced side*) e lado de retrocesso (RS, do inglês *retreating side*). O lado de avanço é aquele em que o

sentido de rotação da ferramenta é o mesmo da soldagem, enquanto o outro lado é denominado lado de retrocesso. Tais regiões são distintas quanto à transferência de calor e ao fluxo de material, o que resulta em diferentes propriedades mecânicas nos dois lados da solda (NANDAN, DEBROY, BHADESHIA, 2008).

Os principais parâmetros que influenciam a soldagem por fricção e mistura mecânica são: a geometria da ferramenta, que pode ser moldada de forma a aumentar ou diminuir o calor gerado, a velocidade de rotação da ferramenta, a velocidade de soldagem e a força axial aplicada na ferramenta. A combinação desses parâmetros implica diretamente na qualidade da solda (FRATINI, BUFFA, SHIVPURI, 2010 apud FILHO, 2013; ERICSSON, SANDSTROM, 2003 apud FILHO, 2013).

Tipicamente, uma junta feita pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica é constituída de quatro zonas, mostradas na Figura 7. Nesta representação esquemática, A é a região o metal base, B é a zona afetada pelo calor, C é a zona termomecanicamente afetada, e D é a zona de mistura, também chamada de “nugget” (NANDAN, DEBROY, BHADESHIA, 2008).

Figura 7 – Representação esquemática das zonas geradas pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica



Fonte: Nandan, Debroy, Bhadeshia (2008, p. 982, com adaptações).

A região do metal base não é afetada por nenhum fator durante a soldagem por fricção e mistura mecânica, permanecendo inalterada (THREADGILL, 2007 apud CAETANO, 2016). A zona afetada pelo calor gerada pela soldagem por fricção e mistura mecânica se distingue daquelas produzidas por soldagens convencionais pela temperatura máxima atingida, que, geralmente, é inferior, e pela fonte de calor, que é bastante difusa. Essa região sofre os efeitos do ciclo térmico da soldagem, os quais causam alterações microestruturais que, por sua vez, influenciam as propriedades mecânicas (NANDAN,

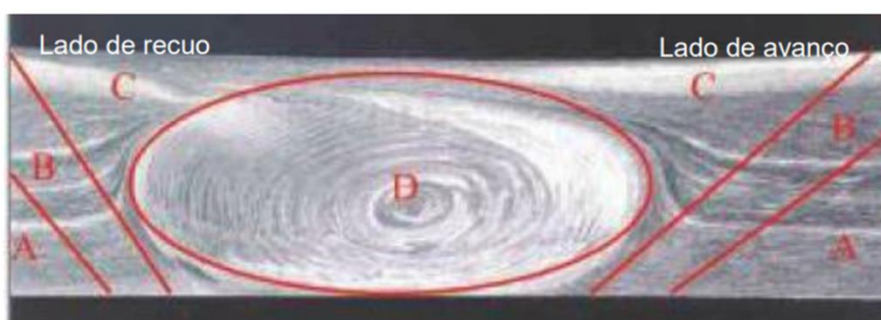
DEBROY, BHADESHIA, 2008; THREADGILL, 2007 apud CAETANO, 2016).

A zona termomecanicamente afetada sofre a ação tanto da temperatura quanto da rotação da ferramenta. Essa combinação faz com que os grãos da microestrutura original permaneçam retidos na mesma região, mas em um estado deformado (NANDAN, DEBROY, BHADESHIA, 2008; THREADGILL, 2007 apud CAETANO, 2016).

A zona de mistura, localizada ao centro da solda, é resultante da forma com que a ferramenta deposita material da frente para trás da solda e, portanto, é aquela que sofre a mais severa deformação. Nela, há a formação de grãos finos e equiaxiais originados da recristalização primária (NANDAN, DEBROY, BHADESHIA, 2008; FRATINI, BUFFA, 2005 apud CAETANO, 2016).

Segundo Caetano (2016), outro fator importante na formação das zonas formadas pelo processo de soldagem de fricção é a energia de falha de empilhamento (EPE) do material a ser soldado, pois é essa propriedade que determina a tendência do metal de se recuperar ou se recristalizar dinamicamente. Isso justifica o motivo dos perfis dessas zonas variarem de acordo com o material soldado. A Figura 8 traz um perfil microestrutural comumente gerado na soldagem por fricção e mistura mecânica de aços inoxidáveis, material de estudo do presente trabalho, onde se destacam as quatro zonas citadas anteriormente.

Figura 8 – Perfil microestrutural comum em aços inoxidáveis



Fonte: Threadgill (2007 apud Caetano, 2016, p. 37).

Em termos gerais, a temperatura máxima alcançada pela soldagem por fricção e mistura mecânica é menor que a temperatura de fusão dos materiais soldados (SAHOO, SAMANTARAY, 2007). Sendo assim, o processo de soldagem por fricção e mistura mecânica, quando comparado aos processos convencionais de soldagem por fusão, causa

menos distorções por fusão e menos tensões residuais. Ainda assim, em alguns casos, em comparação a outros processos de soldagem, o tempo em alta temperatura e a extensão da junta são maiores, embora a temperatura seja menor (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005).

Outra vantagem é o fato dos materiais metálicos soldados por fricção e mistura mecânica normalmente não apresentarem defeitos como trincas, falta de fusão, inclusões sólidas e fissuras de hidrogênio (LIPPOLDI, KOTECKI, 2005). Porém, é válido ressaltar que, apesar do processo FSW minimizar o risco desses defeitos, existe diversos estudos que comprovam que outros defeitos tão ou mais deletérios às propriedades dos aços podem ser originados através dele.

Caetano (2016), ao tratar dos benefícios desse processo, destaca que: “devido à menor entrada de calor, em geral, as dimensões da zona afetada pelo calor (ZAC) são menores, o que acarreta melhores propriedades mecânicas”. Sahoo e Samantaray (2007) frisam outros pontos relevantes ao se avaliar as vantagens, tais como o não uso (ou pouquíssimo uso) de consumíveis e a não produção de gases nocivos, faíscas e de perturbações sonoras ao ambiente. Ademais, o processo de soldagem por fricção e mistura mecânica é considerado “verde”, por causa da sua alta eficiência energética e versatilidade (Z.Y., 2008).

Sahoo e Samantaray (2007) também denotam que a soldagem por fricção e mistura mecânica gera uma solda cujas zonas possuem microestruturas desejáveis, com propriedades mecânicas satisfatórias.

A soldagem por fricção e mistura mecânica comumente é utilizada para a união de ligas de alumínio de alta resistência, usadas na indústria aeroespacial, porém esse processo possui uma vasta gama de aplicações na soldagem de materiais metálicos cuja soldagem por fusão convencional apresenta alguma dificuldade (Z.Y., 2008). Atualmente, além da indústria aeroespacial, é empregado nas indústrias naval, automotiva e ferroviária (NANDAN, DEBROY, BHADESHIA, 2008).

### ***2.2.1 Soldagem por fricção e mistura mecânica em aços inoxidáveis ferríticos***

Os aços inoxidáveis ferríticos, quando submetidos a processos de soldagem por fusão, sofrem um aumento expressivo dos grãos da microestrutura na Zona Fundida e na Zona

Afetada pelo Calor, que é mais intenso à medida que se aumenta a energia de soldagem. Esse aumento na granulometria prejudica as propriedades mecânicas destes aços (VASCONCELOS, 2011).

Em busca de aprimorar a soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos, diversos estudos tratam da sua soldagem pelo processo FSW. A seguir, são descritas algumas das principais conclusões acerca desse processo que são relevantes para o presente trabalho.

Lakshminarayanan e Balasubramanian (2010) analisaram algumas propriedades de juntas de aço inoxidável ferrítico AISI 409M que passaram pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica. Em seu trabalho, verificaram que a microestrutura composta por ferrita grosseira se transformou em uma microestrutura com uma combinação de ferrita e martensita devido ao resfriamento rápido e à alta deformação causada pela severa deformação plástica do processo; esse fato justificou o aumento em mais de 50% da resistência à tensão transversal do “nugget”, em comparação com o metal base. Em adição a isso, a dureza medida da zona de mistura foi consideravelmente maior do que a do metal base, e os resultados do Ensaio de Dobramento mostraram que a junta possuía uma ductilidade aceitável.

Yano *et al.* (2013) produziram juntas de aço AISI 409M por FSW e chegaram à conclusão de que uma fina estrutura de ferrita e martensita foi obtida em todas as velocidades de rotação da ferramenta usadas. A maior velocidade de rotação implicou em uma maior fração de martensita e em um maior tamanho de grão. Quanto à resistência mecânica, teve-se uma excelente resistência à tração e alongação, embora a zona de mistura tivesse dureza muito maior que o metal base.

Andrade *et al.* (2015) estudou a microestrutura de uma soldagem dissimilar por fricção entre o aço inoxidável ferrítico AISI 410S e o aço inoxidável austenítico AISI 304L. Dentre suas principais conclusões acerca do aço AISI 410S, tem-se que, ao passar pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica, a microestrutura, inicialmente ferrítica, sofreu uma intensa austenitização e posterior transformação martensítica no resfriamento rápido, resultando em uma microestrutura composta por uma mistura de martensita e ferrita na zona de mistura (ZM), na zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e na zona afetada pelo calor (ZAC).

Segundo Andrade *et al.* (2015), o processo de soldagem ainda gerou um refino de grão na ZM e na ZTMA, principalmente na região inferior da solda. Além disso, foi



constatado um gradiente de refino de grão, o qual se mostrou mais intenso na parte inferior da junta, na ZM. Os autores também destacam que o fato do aço AISI 410S sofrer transformação de fase no estado sólido gerou o aparecimento de novos grãos, implicando no refinamento da estrutura, que, por sua vez, influenciou na granulometria final da solda.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Material de estudo

A amostra de estudo do presente trabalho advém de uma chapa de aço inoxidável ferrítico AISI 410S, com 4 mm de espessura, que foi submetida à soldagem similar. A seguir, na Tabela 3, apresenta-se a composição química da amostra.

Tabela 3 – Composição química da amostra de aço AISI 410S

Material	Elementos (%p)					
	Cr	Mn	Ni	Cu	Nb	Si
AISI 410S	12,16	0,332	0,153	0,297	0,008	0,781
	Mo	W	P	S	C	Fe
	0,015	0,134	0,089	0,055	0,025	Bal.

Fonte: Elaborada pela autora.

##### 3.1.1 Soldagem da chapa

A amostra foi produzida pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica, realizado no Helmholtz-Zentrum Geesthacht (HZG), na Alemanha, durante o Mestrado do aluno Gerbson de Queiroz Caetano, que a concedeu para esta pesquisa. A soldagem foi feita através do HZG Gantry System, com uma configuração de junta de topo, onde duas chapas de aço AISI 410S foram posicionadas no mesmo plano e, então, o lado de cada chapa foi unido por solda, assim como mostrado na Figura 9.

Figura 9 – Representação esquemática de uma junta de topo



Fonte: Elaborada pela autora.

Os parâmetros de soldagem foram coletados através de um sistema integrado de monitoramento que permitiu a captação de dados como posição da ferramenta, força axial, profundidade de penetração, tempo de soldagem, velocidade de rotação e torque. Os

parâmetros do processo de soldagem por fricção e mistura mecânica da amostra são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem das chapas de aço AISI 410S

Amostra	Velocidade de Rotação (rpm)	Velocidade de Soldagem (mm/s)	Força Axial (kN)	Ângulo
A1	800	1	30	111°

Fonte: Caetano *et al.* (2018, p. 3).

Devido ao fato de, em temperaturas acima de 535°C, o aço inoxidável ferrítico reagir com os elementos presentes na atmosfera, acoplou-se um sistema de injeção de gás inerte, Argônio (Ar), nesse caso, para proteger o material durante o processo de soldagem.

Foi utilizada uma ferramenta de nitreto de boro cúbico policristalina (PCBN), mostrada na Figura 10, de diâmetro cônico de 25 mm e um pino cônico com um diâmetro de 9,2 mm e um comprimento de 3,7 mm.

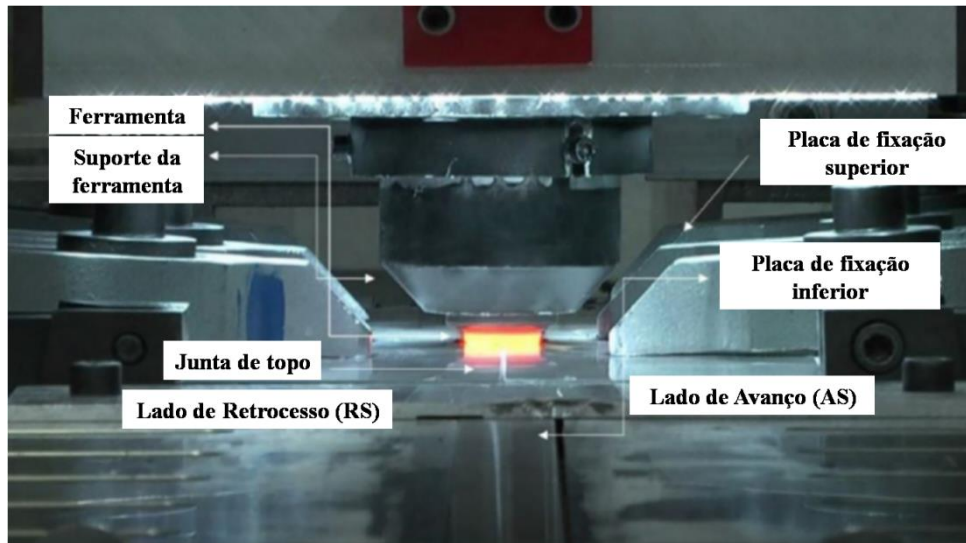
Figura 10 – Ferramenta de PCBN utilizada



Fonte: Caetano (2016, p. 62).

A Figura 11 contém a configuração da soldagem por fricção e mistura mecânica realizada, onde se destacam a junta de topo, a ferramenta e as indicações do lado de avanço (AS) e do lado de retrocesso (RS).

Figura 11 – Configuração da soldagem por fricção e mistura mecânica



Fonte: Caetano *et al.* (2018, p. 432, com adaptações).

## 3.2 Metalografia da amostra

### 3.2.1 Corte

As chapas de aço AISI 410S soldadas foram cortadas na seção transversal, com um disco abrasivo diamantado, utilizando-se uma cortadora metalográfica de bancada Struers, modelo Discotom-6. O corte das amostras procedeu-se no Helmholtz-Zentrum Geesthacht.

### 3.2.2 Embutimento

A amostra passou pelo processo de embutimento a frio em resina, no Helmholtz-Zentrum Geesthacht.

### 3.2.3 Lixamento

A preparação da superfície da amostra sucedeu-se, primeiramente, com o lixamento. Utilizou-se a Lixadeira Metalográfica do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará (UFC). Usaram-se lixas d'água de granulometria de 100 até 2000 micro-mesh, visando produzir uma única superfície plana na amostra e prover um melhor acabamento antes do polimento. Durante a troca de lixas, a amostra foi lavada em água corrente e, em seguida, secada com álcool e sopro do secador.

### **3.2.4 Polimento**

Após o lixamento, a amostra foi submetida ao polimento, objetivando eliminar a rugosidade superficial. Esse processo foi realizado na Politriz Metalográfica do LACAM, equipamento de mesmo modelo do apresentado anteriormente na Figura 12. Utilizou-se panos de polimento e pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ . Poliu-se com a pasta de 3  $\mu\text{m}$  até que não houvesse mais riscos visíveis a olho nu, eliminando-se, então, todos os riscos originados durante o lixamento. Assim, prosseguiu-se com o polimento com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  até que a superfície estivesse livre de riscos ou melhorada o máximo possível.

Durante as pausas para observação da superfície no Microscópio Óptico do LACAM, Olympus, modelo BX51M, a amostra foi lavada com água corrente e com um chumaço de algodão embebido em detergente, para limpar o excesso de pasta de diamante, e devidamente secada com álcool e sopro do secador.

### **3.2.5 Ataque químico**

Foram executados um ataque químico por imersão e um ataque eletrolítico, seguindo os resultados do trabalho de Filho (2013), o qual estudou a metodologia ideal para a revelação completa da microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 410S.

#### **3.2.5.1 Ataque químico por imersão**

Realizou-se o ataque químico no LACAM, com o reagente Vilella, preparado com 5ml de ácido hidroclorídrico, 2g de ácido pícrico e 100 ml de álcool etílico. Depois de polida, a amostra foi imersa neste reagente durante 60 segundos e, em seguida, lavada em água corrente e secada. Para atestar o sucesso do ataque, observou-se a superfície no Microscópio Óptico do LACAM

#### **3.2.5.2 Ataque eletrolítico**

O ataque eletrolítico sucedeu-se no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) da UFC, com uma solução de ácido crômico 10%, preparado com 100 ml de água destilada e 10 g de anidrido crômico. Para esse ataque, usou-se uma fonte DC Power Supply, modelo MS305D, onde se regulou a tensão em 9 V. A amostra, após o processo de

ataque químico por imersão, foi imersa na solução de ácido crômico 10%, conectada ao polo positivo da fonte, e atacada eletroliticamente por 30 segundos. Em seguida, para confirmação da revelação total da microestrutura, observaram-se as superfícies no Microscópio Óptico ZEISS Axio Observer.Z1m.

### 3.2.6 Observação

#### 3.2.6.1 Macrografias

A amostra foi macrografada utilizando-se o Estereomicroscópio Óptico ZEISS SteREO Discovery.V20, equipamento do LPTS, para a observação e análise macroscópica das zonas geradas pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica.

#### 3.2.6.2 Micrografias

No LPTS, usando-se o Microscópio Óptico ZEISS Axio Observer.Z1m, todas as zonas de soldagem resultantes do processo de *Friction Stir Welding* foram micrografadas com objetivo de analisar suas respectivas características, tais como tamanho de grão e frações de fases.

Sabe-se, com base na revisão bibliográfica, que as metades de uma chapa soldada pelo processo FSW são classificadas como lado de avanço e lado de retrocesso, sendo o lado de avanço aquele em que o sentido de rotação da ferramenta é o mesmo da soldagem. Sabe-se ainda que esses lados possuem diferentes propriedades. Portanto, no presente trabalho, para estudar os efeitos microestruturais resultantes das diferenças em relação à transferência de calor e ao fluxo de material, foram avaliadas a zona afetada pelo calor e a zona termomecanicamente afetada para cada lado da soldagem. Ademais, para o lado de avanço e para o lado de retrocesso, ainda se avaliaram as partes superiores e inferiores da ZAC e da ZTMA, dado que foram encontradas certas distinções microestruturais.

Quanto às micrografias coletadas para a realização da quantificação das fases, tornou-se necessário, para algumas regiões da amostra, principalmente para as subdivisões da zona de mistura – que serão explicadas no decorrer deste trabalho –, o uso do contraste de interferência diferencial de luz polarizada circular (C-DIC, do inglês *Circular polarized light-differential interference contrast*). Nesse contraste, o prisma DIC (DP) é organizado em luz polarizada circular, assim, é invariante em relação à orientação de oscilação do prisma, que

pode ser rotacionado direcionalmente de acordo com as características do objeto (DANZ, GRETSCHER, 2004). Esse contraste permitiu destacar uma fase em relação à outra durante a aquisição de imagens.

### 3.3 Quantificação de fases

Utilizaram-se pelo menos três micrografias para cada região da amostra a ser quantificada. A quantificação das fases foi realizada no software SRVNA System, desenvolvido pelo Departamento de Engenharia de Teleinformática (DETI), Laboratório de Engenharia de Sistemas de Computação (LESC), Laboratório de Teleinformática (LATIN) e pelo Laboratório de Soldagem (ENGESOLDA) da Universidade Federal do Ceará, além do Laboratório de Ensaio Mecânicos (LEM) do CEFETCE.

O SRVNA System é um software de visualização computacional aplicado à ciência dos materiais, e uma de suas ferramentas permite a segmentação e quantificação de regiões de uma imagem, através do treino de uma rede neural a partir das coordenadas iniciais fornecidas pelo usuário. No presente trabalho, azul foi a cor determinada para os grãos de ferrita e amarelo foi a cor para a martensita, sendo coletadas, ao final da análise, as informações sobre a presença total percentual dessas cores em cada micrografia para futura comparação.

### 3.4 Análise de Tamanho de Grão

Para analisar os tamanhos dos grãos de cada região da amostra, utilizou-se o software AxioVision, no LPTS. Como cada zona da amostra apresentou características distintas, a medida foi realizada de duas formas. Para a região do metal base e da ZAC de baixa temperatura (que será explanada com mais detalhes posteriormente), onde os grãos se apresentaram equiaxiais e não havia ou havia pouca presença de martensita, a medição ocorreu através da criação de um novo projeto para análise de material no software, que retorna automaticamente o tamanho de grão medido na micrografia tendo como base a norma ASTM E 112. Neste caso, escolheu-se o método do intercepto e *combined-chord*.

Já para a ZAC de alta temperatura, ZTMA e ZM, realizou-se a medição do tamanho dos grãos por meio da ferramenta de mensurar do software AxioVision. Isso porque tais regiões possuíam a presença de martensita, cujos grãos poderiam ser interpretados

erroneamente com a medição automática. Então, para essas zonas, foram analisadas três micrografias, onde pelo menos dez grãos foram medidos em cada.

### **3.5 Simulação Termodinâmica**

A simulação termodinâmica se fez necessária para a compreensão da formação das fases no aquecimento/resfriamento do aço inoxidável ferrítico 410S. Para isso, utilizou-se o software Thermo-Calc®, versão 2017b, com a base de dados TCFE8, para aços e ferroligas. Assim, através dos cálculos de equilíbrio termodinâmico, o software construiu o Diagrama de Fases deste aço.

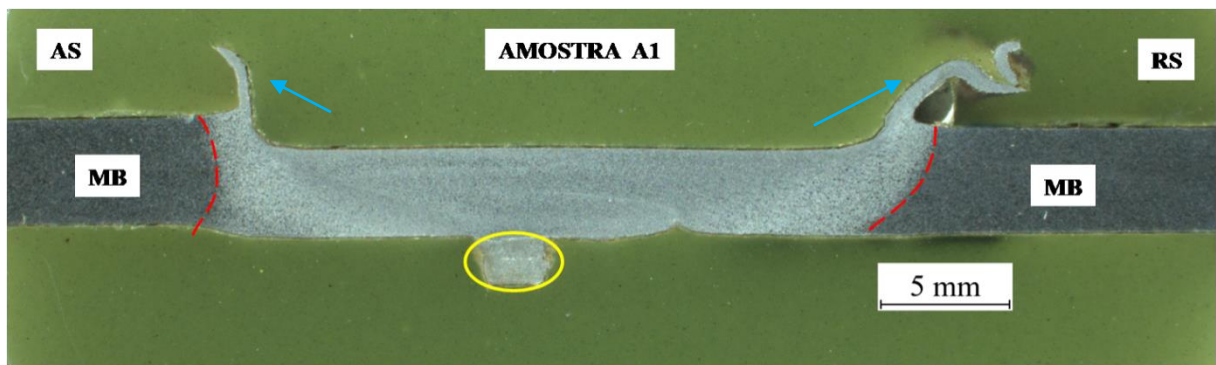
Além do Diagrama de Fases, obteve-se o Diagrama de Fração em Massa, que permitiu uma melhor análise de como ocorre a formação das fases no decorrer do resfriamento ou aquecimento, no sentido de analisar, via regra da alavanca, como uma fase surge em detrimento de outra.



#### 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A macrografia da amostra objeto de estudo deste trabalho é apresentada na Figura 12, com as indicações do lado de avanço (AS) e do lado de retrocesso (RS). É possível observar as delimitações do metal base (MB) e da região de união das chapas de aço AISI 410S, compreendida dentro das marcações em vermelho. A região circulado em amarelo consiste em uma chapa de cobre posicionada sob as chapas a serem soldadas visando evitar o contato da ferramenta parte inferior do equipamento. As setas azuis indicam os flashes, que são formados quando ocorre o amolecimento do material em contato com o ombro da ferramenta devido ao atrito, que gera altas temperaturas, e à pressão da ferramenta contra a junta, que expulsa o material (KAH *et al*, 2015, apud SILVA, 2021).

Figura 12 – Macrografia da amostra



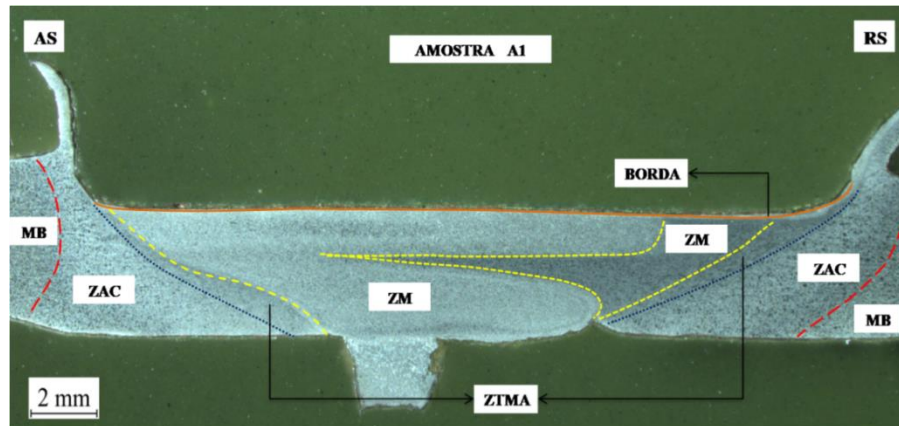
Fonte: Elaborada pela autora.

Percebe-se que há a presença mais acentuada de flash no lado de retrocesso. Isso porque o movimento da ferramenta faz com que haja movimentação do fluxo metálico do lado de avanço para o lado de retrocesso, de forma que ocasiona certo acúmulo no lado de retrocesso, que, ao sofrer a ação da ferramenta, está sujeito a mais alterações.

Após obtenção da macrografia e análise da amostra no Microscópio Óptico, foi possível demarcar com mais precisão as zonas originadas pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica. Estas demarcações estão presentes na Figura 13, que é uma macrografia da amostra com um maior aumento e apenas da região da junta, onde se destaca a zona afetada pelo calor (ZAC) e a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), tanto no lado de avanço quanto no lado de retrocesso, e a zona de mistura (ZM). Além dessas zonas, mostra-se, acima da linha laranja, a região que foi considerada “borda” da amostra, região

essa que apresentou características distintas àquelas que se localizam imediatamente abaixo dela. A microestrutura da borda, assim como das demais regiões, será discutida adiante.

Figura 13 – Macrografia da amostra A1 com demarcação das zonas



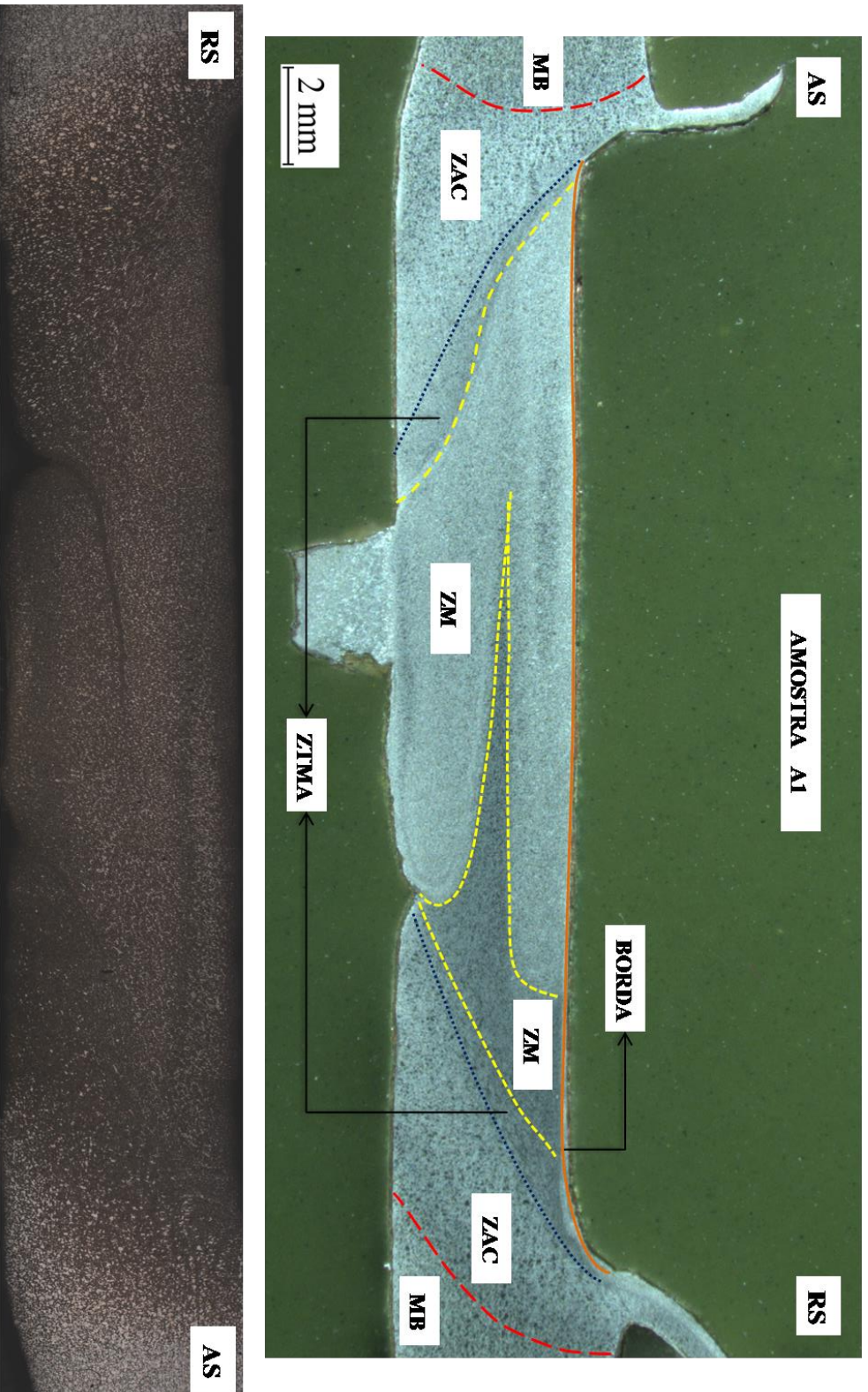
Fonte: Elaborada pela autora.

As demarcações na macrografia foram essenciais na observação da microestrutura, pois auxiliaram na localização de cada região da amostra quando analisadas no Microscópio Óptico.

Na etapa de aquisição de imagens da microestrutura da amostra, inicialmente foram capturadas uma série de micrografias pela extensão da junta soldada, utilizando o aumento de 25x, objetivando uma construção geral e mais detalhada das suas delimitações. A Figura 14 mostra o resultado da compilação das micrografias coletadas, contendo, acima, a macrografia da solda, com as demarcações de cada zona, e sua respectiva microestrutura abaixo. Observe que as indicações do lado de avanço e do lado de retrocesso foram invertidas quando se trata da micrografia, devido ao posicionamento da amostra na platina do microscópio.

A partir da análise da Figura 14, é possível verificar que, em comparação com a microestrutura do metal base, houve um refinamento de grão na região da solda. Também se pode notar que o refinamento dos grãos se apresenta de forma distinta na zona afetada pelo calor, na zona termomecanicamente afetada e na zona de mistura. Além disso, é notável que o refinamento variou ao longo da espessura da amostra, sendo mais acentuado na região inferior, principalmente na zona de mistura.

Figura 14 – Microestrutura geral da junta soldada da amostra

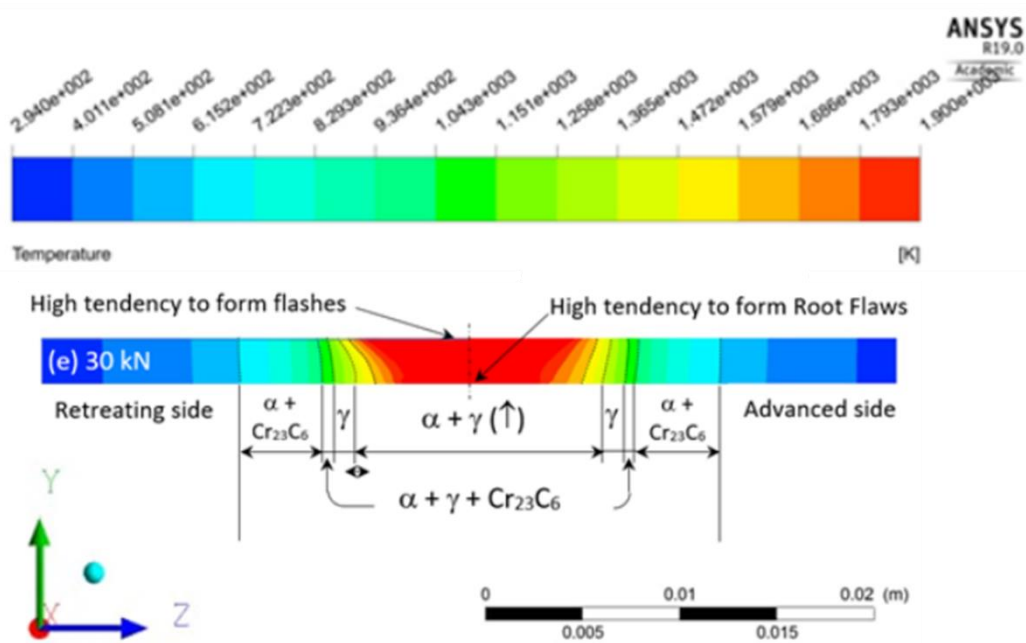


Fonte: Elaborada pela autora.

Verificou-se que há um refino dos grãos da microestrutura em determinadas regiões, bem como apontavam os estudos utilizados como base teórica para o desenvolvimento do presente trabalho, deve-se à transformação de fase em estado sólido que o aço inoxidável ferrítico AISI 410S sofreu durante o processo de soldagem por fricção e mistura mecânica.

Para sustentar as futuras discussões acerca das alterações microestruturais de acordo com a influência da temperatura em cada zona, tomou-se como base teórica a pesquisa de Silva (2021). O autor simulou a variação da temperatura na seção transversal para as mesmas condições de soldagem da amostra objeto de estudo do presente trabalho, com força axial de 30kN, velocidade de rotação da ferramenta de 800rpm e velocidade de soldagem de 1mm/s. Na Figura 15, mostra-se o resultado de sua simulação, na qual percebe-se que: as temperaturas mais altas são atingidas na zona de mistura, e são da ordem de 1400°C a 1500°C; na zona termomecanicamente afetada, as temperaturas alcançadas variam entre de 1090°C e 1300°C; existe uma grande variação de temperatura nas regiões que compreendem a zona afetada pelo calor, que vai de 1090°C, no limite com a ZTMA, até cerca de 600°C, onde se inicia a região do metal base.

Figura 15 – Distribuição de temperatura na seção transversal da solda FSW do aço AISI 410S



Fonte: Silva (2021, p. 116, com adaptações).

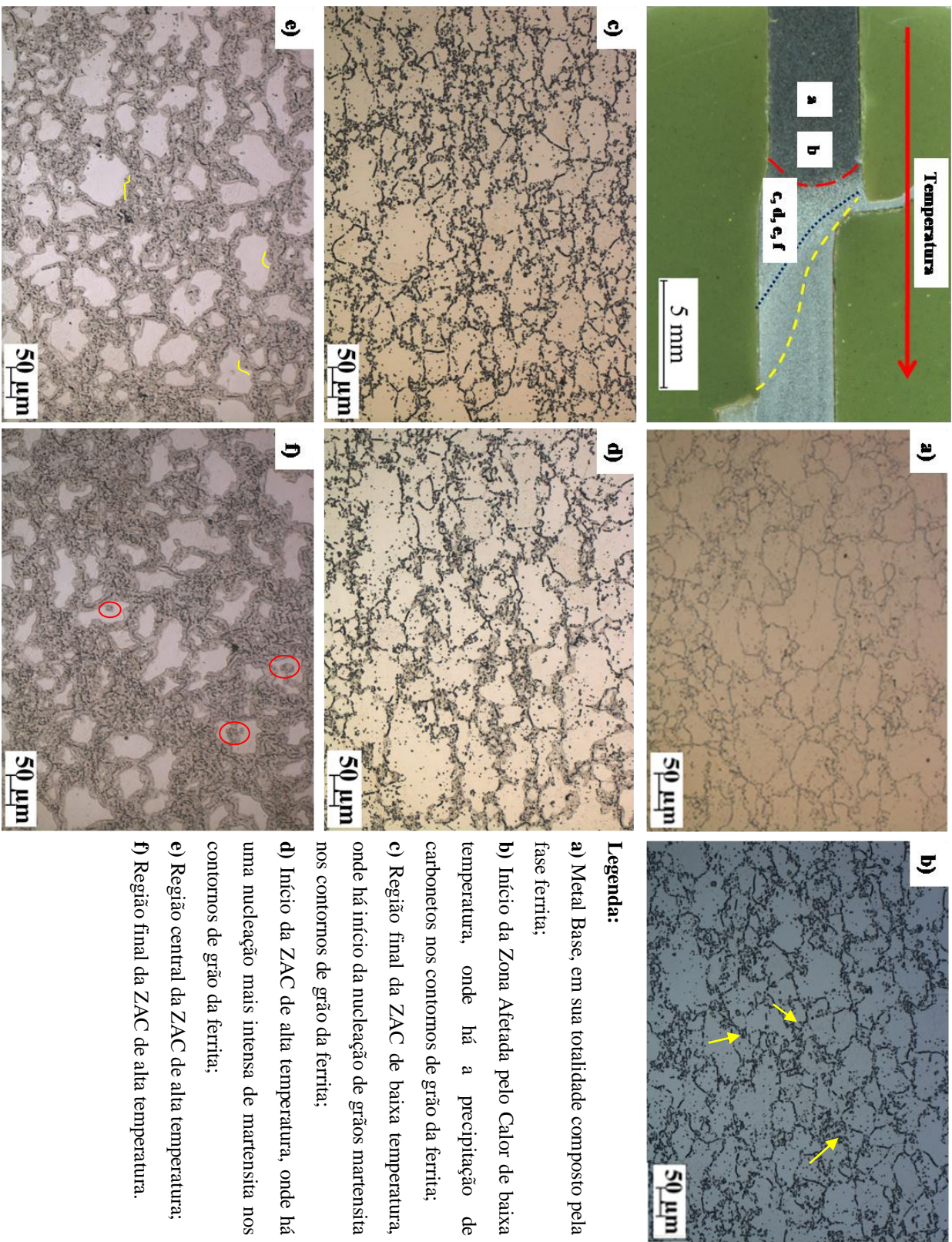
A Figura 16 mostra detalhadamente a variação gradual da microestrutura da amostra ao longo de seu comprimento, o que possibilita a compreensão de como ocorreu a transformação de fase de acordo com a influência da temperatura em cada zona.

Na Figura 16a, é apresentada a microestrutura do metal base, que, em sua totalidade, é composta pela fase ferrita. À medida que se avança transversalmente em direção à solda, com o aumento da temperatura, o metal base passa a apresentar precipitação de carbonetos nos contornos de grãos; alguns destes estão indicados com setas amarelas em 16b. Posteriormente, a precipitação de carbonetos nessa região será explanada com mais detalhes. Essa região é denominada Zona Afetada pelo Calor de baixa temperatura, ou seja, compreende a parte da ZAC exposta à menor temperatura. É válido ressaltar que a ZAC de baixa temperatura, diferentemente das demais regiões da zona de mistura, apresentou morfologia igual nos lados de avanço e retrocesso.

Em 16c, mostra-se o final da ZAC de baixa temperatura, onde se observa o início da nucleação de uma nova fase nos contornos de grão da ferrita. Durante o aquecimento, o aço entra no campo bifásico, com ferrita e austenita; os grãos de austenita são nucleados nos contornos de grão e contornos de subgrão da ferrita, e, dependendo da temperatura, tendem a crescer. No resfriamento rápido, a fase austenita sofre uma transformação, dando origem à martensita, que é uma fase metaestável. Portanto, a nova fase que pode ser visualizada nas micrografias é a martensita, resultante, além do resfriamento rápido, da alta deformação causada pelo processo de soldagem por fricção e mistura mecânica. A martensita apresenta dureza elevada em comparação à ferrita, por isso, muitas vezes, sua presença é considerada uma fonte de fragilização. Entretanto, estudos afirmam que, nos aços inoxidáveis ferríticos, uma microestrutura combinada de martensita e ferrita apresenta melhor tenacidade do que uma microestrutura completamente ferrítica ou martensítica (LIPPOLD, KOTECKI, 2005).

A Figura 16d mostra o início da ZAC de alta temperatura, onde há uma nucleação mais intensa de martensita nos contornos de grão da ferrita. Na Figura 16e, apresenta-se a micrografia da região central da ZAC de alta temperatura. Dada a geometria de crescimento da martensita, destacada em amarelo em 16e, é possível constatar que a martensita cresce e suprime os grãos de ferrita, isto é, uma fase se forma em detrimento da outra. Em 16f, observa-se a região final da ZAC de alta temperatura, onde há bastante presença de martensita e, inclusive, o início da formação de ilhas de martensita (destacadas com círculos vermelhos em 16f) nos grãos de ferrita.

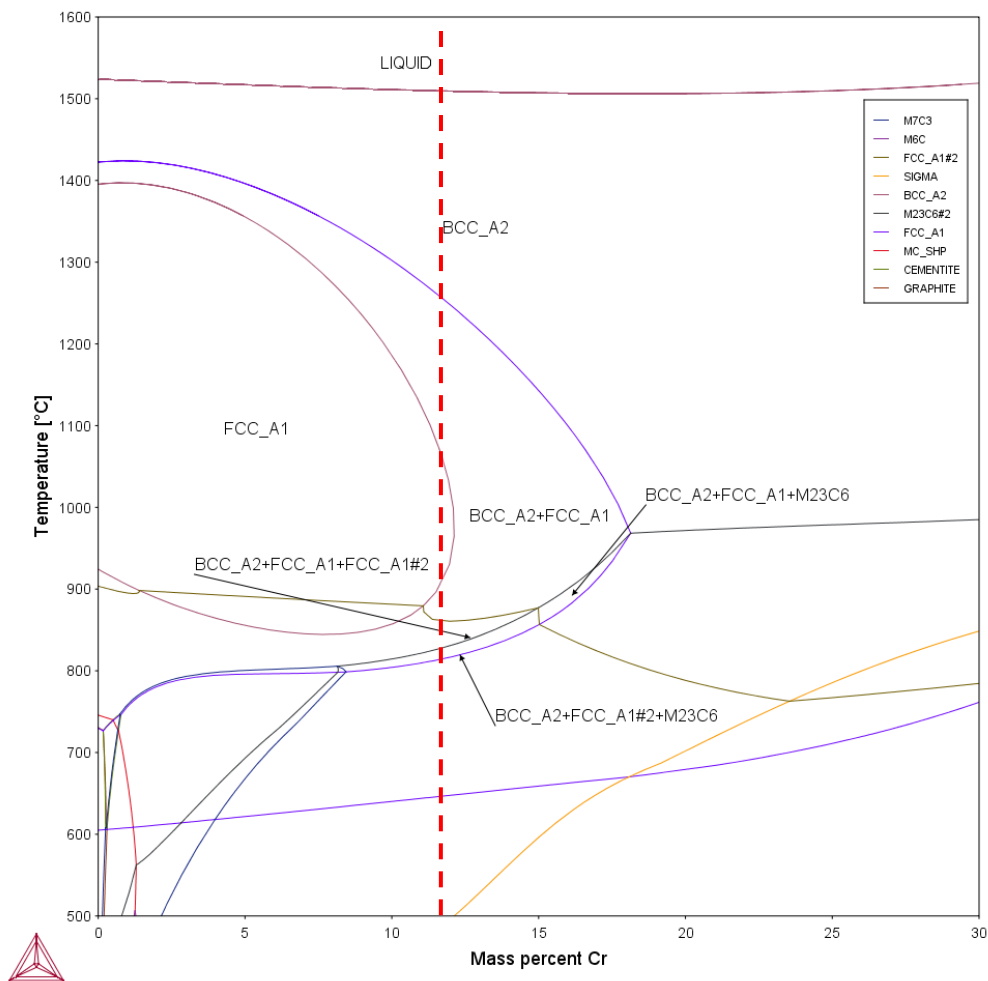
Figura 16 – Microestrutura da amostra ao longo de sua extensão transversal em direção à junta soldada



Fonte: Elaborada pela autora.

Para o estudo dos carbonetos precipitados nos contornos de grão da ferrita, presentes na região da ZAC de baixa temperatura, fez-se necessário o entendimento do Diagrama de Fases do aço inoxidável ferrítico AISI 410S, presente na Figura 17. Analisando o Diagrama de Fases para a composição química da amostra estudada, tem-se que, na região destacada pelas setas, em temperaturas em torno de 830°C, há a formação do carboneto  $M_{23}C_6$  junto à ferrita.

Figura 17 – Diagrama de Fases do aço AISI 410S



Fonte: Elaborada pela autora.

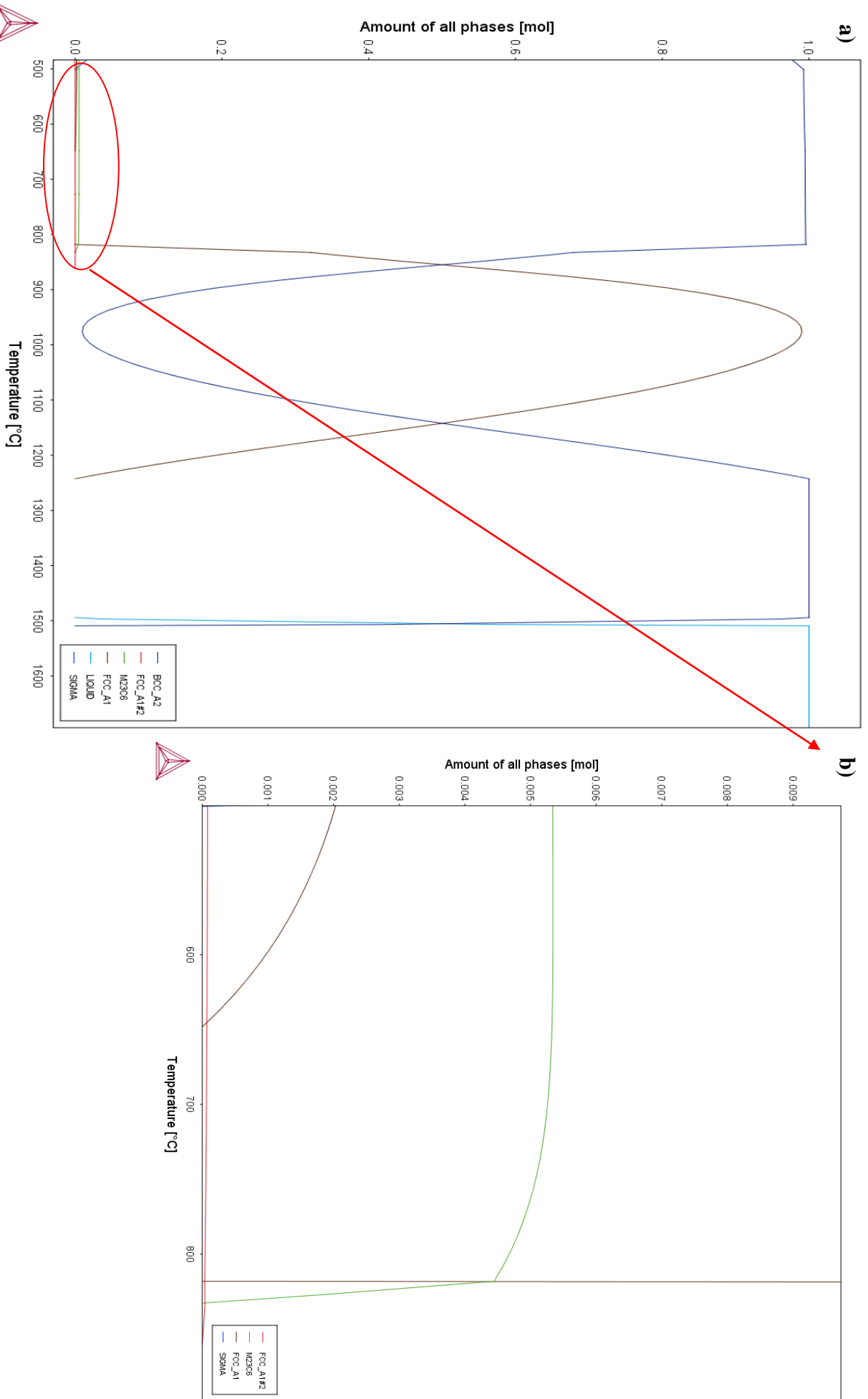
O surgimento desse carboneto ocorre devido ao tempo que o aço permanece em temperaturas na sua faixa de formação, dada a baixa solubilidade dos elementos intersticiais na fase ferrita, que findam precipitando na forma de carbonetos e/ou nitretos, dependendo da composição química do aço inoxidável ferrítico. A dissolução destes precipitados é possível a partir de um aquecimento acima de 1000°C. Porém, ao sofrer um resfriamento rápido, como

ocorreu com a chapa objeto de estudo do presente trabalho, os carbonetos e nitretos precipitam novamente, caso o teor de elementos intersticiais for maior que 0,01% (MODENESI *et al.*, 1992, apud VASCONCELOS, 2011).

Para melhor compreensão da formação do carboneto  $M_{23}C_6$ , o Diagrama de Fração em massa do aço AISI 410S também foi estudado. Neste diagrama, apresentado na Figura 18, também é possível observar a temperatura de início da sua formação.



Figura 18 – a) Diagrama de Fração em Massa do aço AISI 410S e b) aumento na região de formação do carboneto  $M_{23}C_6$



Fonte: Elaborada pela autora.

Através dos dados gerados pelo Thermo-Calc® durante a construção do Diagrama de Fração em Massa, pôde-se verificar a composição do carboneto  $M_{23}C_6$  dada a composição química da amostra de aço AISI 410S estudada neste trabalho. Assim, determinou-se que este carboneto é constituído principalmente de ferro, cromo e carbono, nas composições apresentadas na Tabela 5. Existem ainda pequenas frações de outros elementos no  $M_{23}C_6$ , tais como manganês, níquel e molibdênio.

O carboneto  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  possui uma elevada dureza e, portanto, pode afetar consideravelmente as propriedades mecânicas do aço inoxidável ferrítico (MODENESI *et al.*, 1992, apud VASCONCELOS, 2011).

Tabela 5 – Variação da composição do carboneto  $M_{23}C_6$

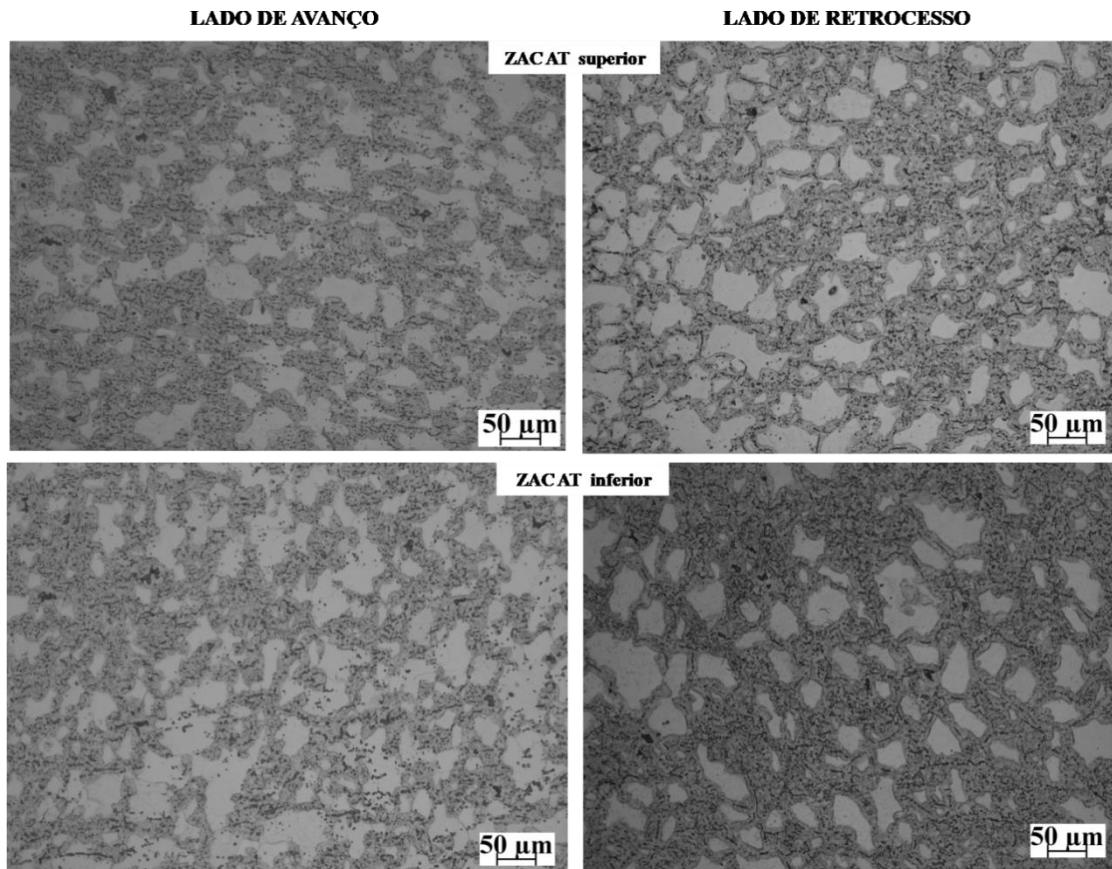
Temperatura (°C)	Composição em fração molar		
	Fe	Cr	C
726,85	0,1804	0,5911	0,2069
736,85	0,1862	0,5858	
746,85	0,1919	0,5807	
756,85	0,1977	0,5755	
766,85	0,2034	0,5704	
776,85	0,2090	0,5653	
786,85	0,2146	0,5602	
796,85	0,2202	0,5551	
806,85	0,2256	0,5500	
816,85	0,2311	0,5449	
818,13	0,2318	0,5443	
818,13	0,2318	0,5443	
826,85	0,2338	0,5418	
832,69	0,2346	0,5402	

Fonte: Elaborada pela autora.

Prosseguindo com a caracterização microestrutural da amostra, tem-se que, para avaliar os efeitos microestruturais resultantes das diferenças em relação à transferência de calor e ao fluxo de material, foram estudadas a ZAC e a ZTMA tanto para o lado de avanço quanto para o lado de retrocesso. Ademais, para ambos os lados, ainda se avaliaram as partes superiores e inferiores dessas zonas.

Na Figura 19, apresentam-se as micrografias da ZAC de alta temperatura (ZAC AT) para o lado de avanço e para o lado de retrocesso.

Figura 19 – Micrografias da ZAC superior e inferior para o lado de avanço e para o lado de retrocesso



Fonte: Elaborada pela autora.

Nota-se que as regiões mostradas na Figura 19 se diferenciam quanto à granulometria e frações de fases. Baseado nisso, visando mensurar e entender essas distinções, realizaram-se as medidas de tamanho de grão e a quantificação das fases.

Na Tabela 6, são mostradas as medidas de tamanho de grão da ZAC AT superior e inferior para os lados de avanço e retrocesso. Cada medida de diâmetro médio corresponde à média de dez diâmetros (onde cada um representa a média da diagonal maior e da diagonal menor dos grãos de ferrita) mensuradas em uma micrografia. Após se obter os diâmetros médios, seus respectivos tamanhos de grão via norma ASTM E 112 foram obtidos, para que se possibilitasse a comparação com os dados coletados para o metal base ZAC de baixa temperatura, que também constam na Tabela 6. É válido ressaltar que a ZAC de baixa temperatura, como mencionado anteriormente, apresentou a mesma morfologia nas regiões superiores e inferiores dos lados de avanço e de retrocesso.

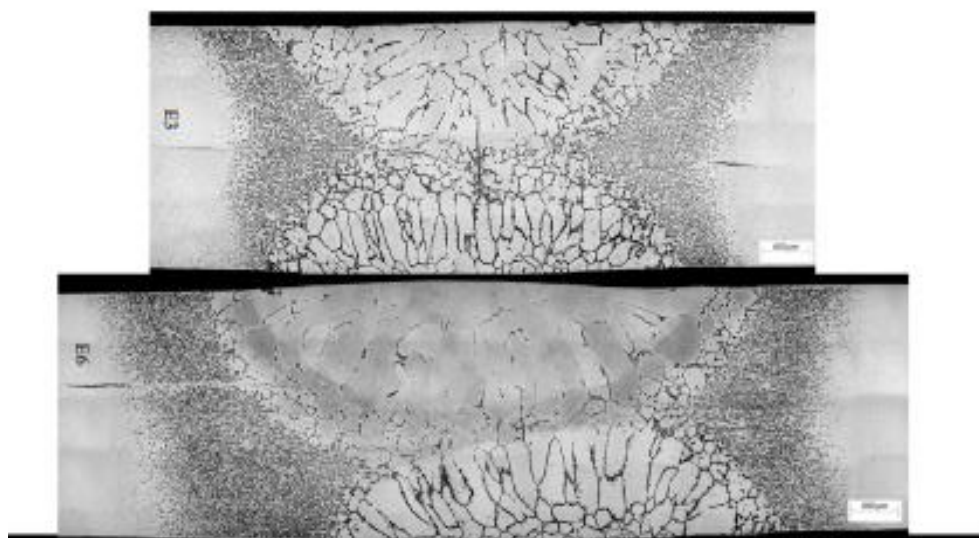
Tabela 6 – Medidas de tamanho de grão da ferrita na ZAC

Região da Amostra	Medida 1		Medida 2		Medida 3		Média $\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão ( $\mu\text{m}$ )
	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	ASTM E 112	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	ASTM E 112	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	ASTM E 112		
MB	-	7	-	7	-	7	-	-
ZAC BT	-	5	-	5,5	-	5,5	-	-
ZAC AT superior (AS)	60,164	5	49,551	5,5	56,463	5	55,393	$\pm 5,387$
ZAC AT inferior (AS)	55,920	5	57,036	5	53,125	5,5	53,125	$\pm 2,015$
ZAC AT superior (RS)	51,426	5,5	50,254	5,5	50,783	5,5	50,821	$\pm 0,587$
ZAC AT inferior (RS)	64,176	4,5	59,179	5	58,578	5	60,644	$\pm 3,073$

Fonte: Elaborada pela autora.

Primeiramente, através da análise dos dados coletados, constata-se que houve um crescimento dos grãos na região da junta soldada em relação ao metal base. Entretanto, como mostra a Figura 20, esse crescimento se apresentou de forma bem menos expressiva do que o observado em processos convencionais de soldagem por fusão do aço AISI 410S.

Figura 20 – Perfis de soldas de corpos de prova do aço AISI 410S soldados pelo processo TIG autógeno



Fonte: Vasconcelos (2011, p. 45, com adaptações).

O crescimento dos grãos ocorre devido ao aumento da temperatura durante o processo de soldagem, pois o material avança para o campo onde a ferrita se torna mais estável, ou seja, acima de 1000°C, como se pode observar na Figura 18, com alta energia, favorecendo a tendência de crescimento do grão ferrítico. Em contrapartida, existe, tanto no aquecimento quanto no resfriamento, a passagem pelo campo completamente austenítico ou pelo campo bifásico (ferrita + austenita), o que favorece a nucleação e o crescimento de grãos de austenita a partir dos contornos de grão da ferrita, os quais darão origem à microestrutura martensítica observada em temperatura ambiente.

A transformação parcial da ferrita em austenita é um fator chave, pois restringe o crescimento exagerado dos grãos de ferrita. É provável que essa diferença de tamanhos de grãos entre a soldagem por fusão e a soldagem FSW seja devido ao ciclo térmico menos intenso proporcionado pelo processo FSW, fazendo com que o material experimente mais tempo dentro do campo austenítico ou bifásico (ferrita + austenita). Assim, o processo FSW permite uma melhor evolução desta transformação, com a formação de grãos de austenita com morfologia equiaxial e em maior quantidade se comparado com a soldagem por fusão, a qual apresenta menor fração de grãos de martensita originados a partir da austenita em alta temperatura, e estrutura martensítica com morfologia acicular.

Portanto, os grãos da ZAC originada pelo processo FSW sofreram um pequeno crescimento quando comparados ao metal base. Porém, esse crescimento é bem menor do que aquele esperado na soldagem por fusão do aço AISI 410S, a qual gera grãos muito grandes, até mesmo fora da escala ASTM, como pôde ser observado na Figura 20.

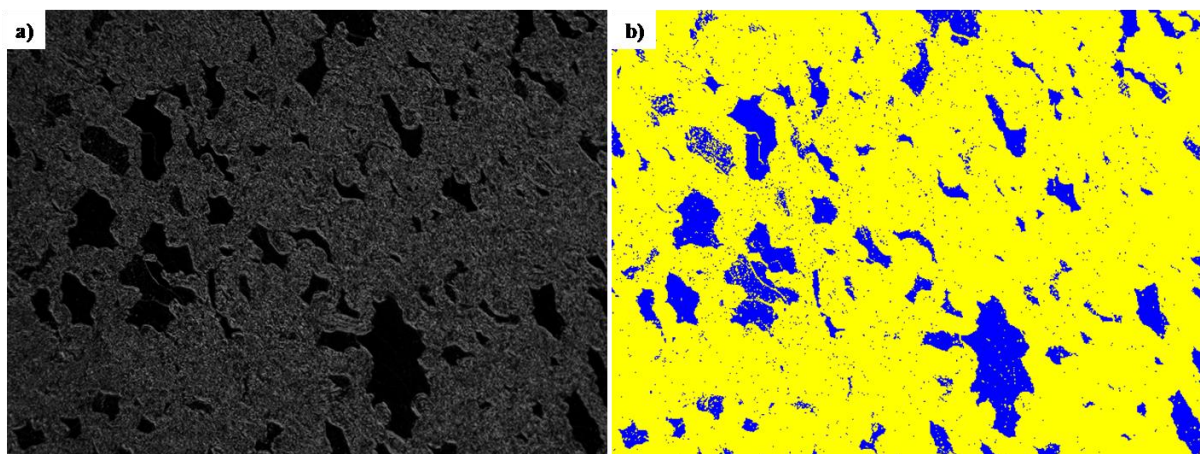
Percebe-se que a ZAC de alta temperatura no lado de avanço é mais uniforme em relação ao tamanho dos grãos da ferrita do que a ZAC de alta temperatura no lado de retrocesso, que apresenta uma variação bem maior quando se compara sua região superior com a inferior. Além disso, verifica-se que, para ambos os lados, a ZAC de alta temperatura possui uma granulometria semelhante à granulometria da ZAC de baixa temperatura.

No que se refere à quantificação da ZAC de baixa temperatura, a análise das micrografias mostrou um percentual de fase majoritariamente ferrítico, com pequenas porções de área com carbonetos  $(Cr,Fe)_23C_6$ .

Tratando da quantificação das fases da ZAC, a Figura 21 mostra o resultado da segmentação gráfica para uma das micrografias estudadas. No software SVRNA System,

determinou-se que a fase ferrita fosse destacada de azul e a fase martensita de amarelo. Em 20a, é apresentada a micrografia coletada se utilizando o contraste C-DIC, visando melhorar o contraste entre as fases e, por conseqüente, tornar a quantificação mais precisa.

Figura 21 – Micrografias da Zona Afetada pelo Calor a) com contraste C-DIC e b) após segmentação gráfica no software SVRNA System



Fonte: Elaborada pela autora.

Os resultados da quantificação da ZAC de alta temperatura superior e inferior para os lados de avanço e retrocesso são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 – Quantificação de fases da ZAC

Região da Amostra	Quantificação de Fases						Média	Desvio Padrão
	Medida 1		Medida 2		Medida 3			
	%F	%M	%F	%M	%F	%M	%F	
ZAC AT superior (AS)	42,50	57,70	54,05	54,95	36,52	63,05	44,357	± 8,911
ZAC AT inferior (AS)	42,25	57,75	33,28	66,72	37,07	62,93	37,633	± 4,530
ZAC AT superior (RS)	19,62	80,38	16,27	83,73	12,17	87,83	16,020	± 3,731
ZAC AT inferior (RS)	13,90	86,10	17,28	82,72	19,44	80,56	16,873	± 2,792

Fonte: Elaborada pela autora.

De acordo com as informações da Tabela 7, tem-se que os percentuais de ferrita e martensita variaram bastante ao se comparar o lado de avanço e o lado de retrocesso. Isso pode ser justificado pelo fato de, em geral, o lado de avanço, como mostrado na Figura 15,

alcançar, temperaturas mais elevadas durante a soldagem FSW; por consequente, o material tende a permanecer em temperaturas onde a ferrita se torna mais estável em detrimento da austenita, como é perceptível através da análise do Diagrama de Fases presente na Figura 17.

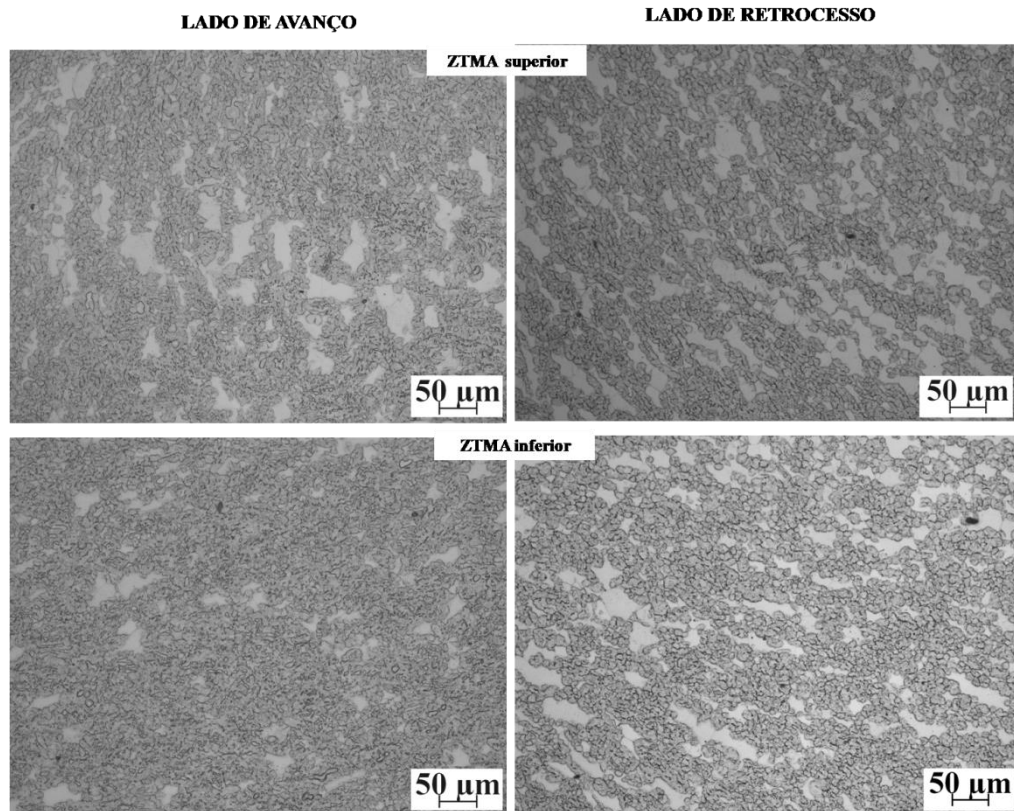
Portanto, no lado de avanço, são atingidas temperaturas superiores à 1000°C, assim, existe uma maior tendência dos grãos de ferrita crescerem e menos tendência a formar austenita. Logo, encontram-se maiores grãos e frações de ferrita no AS, em comparação ao lado de retrocesso.

A ZAC de alta temperatura no lado de avanço possui menos martensita na região superior, e sua região inferior apresenta, pelo menos, 6% mais ferrita. Verificou-se ainda que a ZAC de alta temperatura do lado de retrocesso possui frações de fase mais balanceadas nas regiões inferior e superior, em comparação ao lado de avanço.

A granulometria mais fina da microestrutura e a maior presença da fase martensita na ZAC de alta temperatura no lado de retrocesso são características que se justificam devido às alterações em decorrência das transformações de fases, que é mais intensa do que àquela no lado de avanço. No caso do aço AISI 410S, uma possível causa desse não crescimento excessivo dos grãos de ferrita é a nucleação e o crescimento de austenita no aquecimento; a fase austenita se multiplica e restringe a tendência de expansão dos grãos ferríticos.

A mesma na análise realizada para a ZAC foi feita para a Zona Termomecanicamente Afetada, que sofre com alterações ocasionadas pelo efeito da temperatura e pelo movimento da ferramenta. Na Figura 22, encontram-se as micrografias para as regiões superior e inferior da ZTMA para os lados de avanço e retrocesso.

Figura 22 – Micrografias da Zona Termomecanicamente Afetada superior e inferior para o lado de avanço e para o lado de retrocesso



Fonte: Elaborada pela autora.

Os grãos de ferrita, em comparação com o metal base e com a ZAC, são maiores e mais alongados, o que pode ser visualizado em toda a extensão da ZTMA, em ambos os lados da solda. Portanto, é possível afirmar que a combinação da ação do movimento rotacional da ferramenta implica na retenção dos grãos da microestrutura original na mesma região, porém, em um estado deformado pelos mecanismos de recuperação e/ou recristalização do material (NANDAN, DEBROY, BHADSHIA, 2008; THREADGILL, 2007 apud CAETANO, 2016).

A observação das micrografias permite afirmar que há diferenças quanto à granulometria, confirmada pelos dados presentes na Tabela 8, mostrada a seguir, e também quanto às frações de fases, como mostram os resultados da quantificação das fases na Tabela 9.



Tabela 8 – Medidas de tamanho de grãos de ferrita na ZTMA

Região da Amostra	Tamanho de Grão							Média $\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	Desvio Padrão ( $\mu\text{m}$ )
	Medida 1		Medida 2		Medida 3				
	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	ASTM E 112	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	ASTM E 112			
ZTMA superior (AS)	50,788	5,5	52,304	5,5	48,439	5,5	50,511	$\pm 1,947$	
ZTMA inferior (AS)	40,186	6	41,722	6	39,376	6	40,428	$\pm 1,192$	
ZTMA superior (RS)	45,585	5,5	47,454	5,5	45,922	5,5	46,320	$\pm 0,996$	
ZTMA inferior (RS)	48,809	5,5	57,870	5	59,437	5	55,372	$\pm 5,737$	

Fonte: Elaborada pela autora.

Tabela 9 – Quantificação de fases da ZTMA

Região da Amostra	Quantificação de Fases							
	Medida 1		Medida 2		Medida 3		Média	Desvio Padrão
	%F	%M	%F	%M	%F	%M	%F	
ZTMA superior (AS)	26,64	73,36	34,20	65,8	41,28	58,72	34,040	$\pm 7,321$
ZTMA inferior (AS)	10,93	89,07	19,58	80,42	17,72	82,28	16,077	$\pm 4,553$
ZTMA superior (RS)	41,69	58,31	47,28	52,72	42,86	57,14	43,940	$\pm 2,948$
ZTMA inferior (RS)	36,34	63,66	39,70	60,30	32,06	67,94	36,030	$\pm 3,830$

Fonte: Elaborada pela autora.

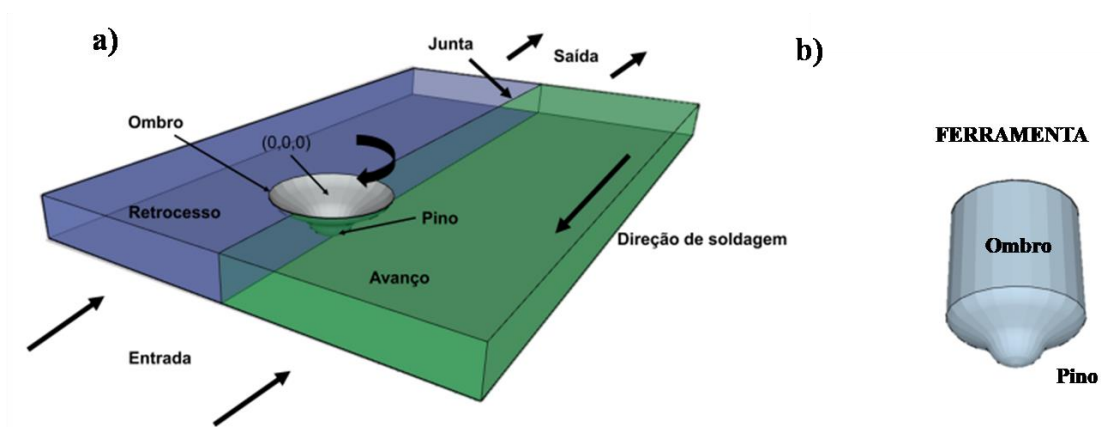
Diante do exposto, identifica-se que os grãos de ferrita possuem tamanhos de grãos distintos ao longo da extensão horizontal e vertical na ZTMA, embora haja algumas similaridades da granulometria na ZTMA superior e inferior no lado de avanço e no lado de retrocesso. Tal fato se deve à deformação não uniforme que ocorre na soldagem por fricção e mistura mecânica; de acordo com a geometria da ferramenta, da posição do metal em relação às suas ranhuras, a deformação pode ser mais ou menos intensa em determinada região. A microestrutura do lado de avanço é composta por mais martensita do que a microestrutura do lado de retrocesso, indicando que esse lado sofreu maior deformação.

Ademais, comparativamente, percebe-se outra distinção entre a ZAC e a ZTMA.

Para a ZAC, no lado de avanço, há maiores frações de ferrita e os grãos de ferrita são maiores, enquanto, para a ZTMA, isso é verificado no lado de retrocesso. Tal fato se justifica pela introdução do efeito da deformação plástica, que afeta a ZTMA e não afeta a ZAC, e, também é mais efetivo para o lado de avanço do que para o lado de retrocesso.

Dado que a geometria da ferramenta influencia diretamente o grau de deformação de cada região, podendo implicar em mais ou menos deformação, antes de discutir as alterações microestruturais ocorridas na Zona de Mistura, apresenta-se, na Figura 23, uma representação do esquema da soldagem por fricção e mistura mecânica, destacando o ombro, o pino e as ranhuras da ferramenta. É válido ressaltar que a ferramenta utilizada no processo de soldagem das chapas que deram origem à amostra de estudo do presente trabalho possui geometria cônica, sua forma na representação da Figura 23b visa simplificar didaticamente o esquema.

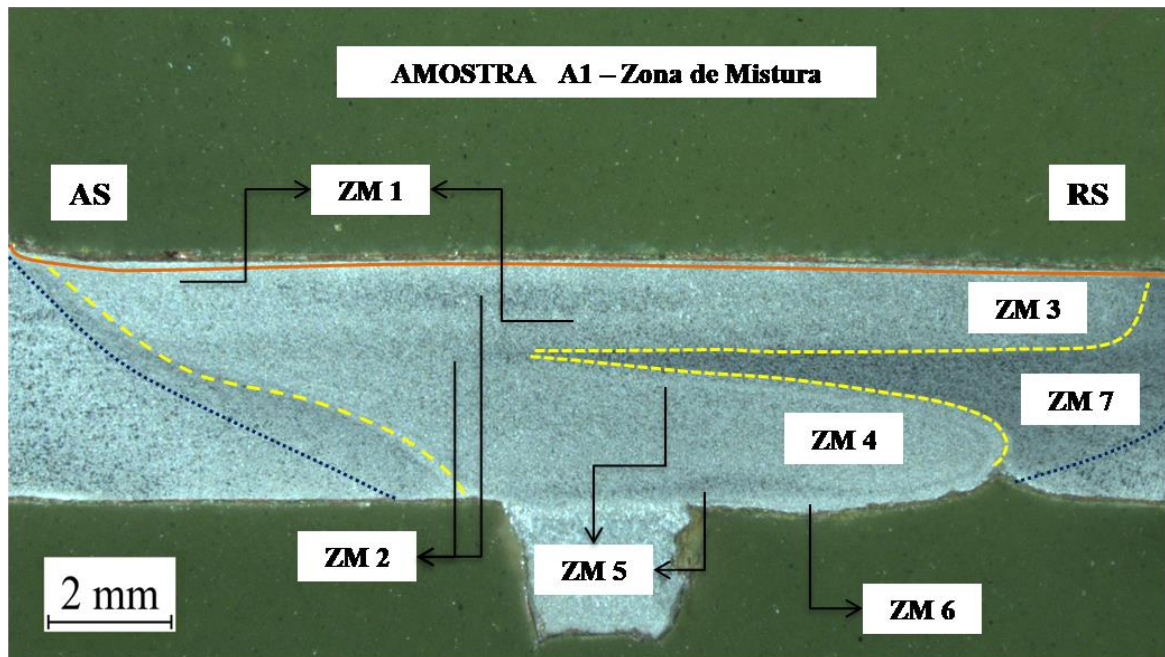
Figura 23 – a) Representação esquemática do processo FSW e  
b) geometria da ferramenta utilizada



Fonte: Júnior (2021, p. 21-22, com adaptações).

O modo que as ranhuras, a proximidade do ombro e o pino influenciam as características microestruturais das regiões que compreendem a zona de mistura é perceptível até mesmo macrograficamente, como mostrado na Figura 24. De acordo com as diferenças observadas na macrografia, a zona de mistura foi subdividida em 7 regiões, que foram denominadas ZM 1, 2, 3, e assim em diante, em ordem crescente, da região mais próxima da borda superior da região mais próxima da borda inferior. A respectiva localização de cada região está marcada na Figura 24 e detalhadamente explicada na Tabela 10.

Figura 24 – Subdivisões da Zona de Mistura



Fonte: Elaborada pela autora.

Tabela 10 – Subdivisões da Zona de Mistura

Região	Localização
ZM1	Região da zona de mistura mais próxima da borda superior no lado de avanço, que se repete logo abaixo a ZM 2
ZM 2	Região localizada entre a ZM 1 e a ZM 3
ZM 3	Região da zona de mistura mais próxima da borda superior no lado de retrocesso
ZM 4	Região central da parte inferior da solda, localizada entre ZM 5 e ZM 6
ZM 5	Região localizada logo acima de ZM 4
ZM 6	Região da zona de mistura mais próxima da borda inferior
ZM 7	Região localizada no limite entre a ZM e a ZTMA no lado de retrocesso

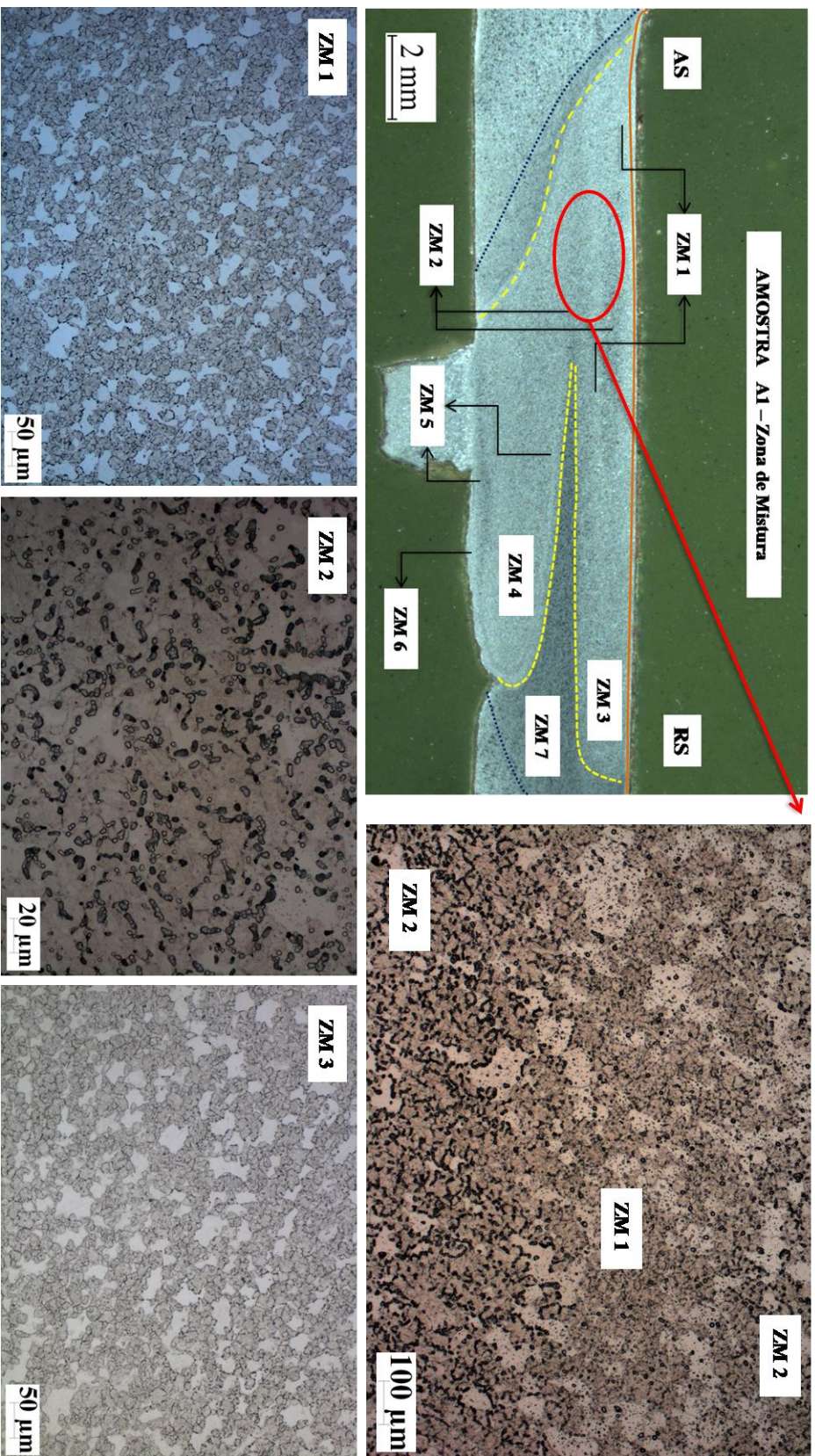
Fonte: Elaborada pela autora.

A Figura 25 e a Figura 26, mostradas nas páginas a seguir, contém as micrografias obtidas para cada uma das sete regiões nas quais a Zona de Mistura foi subdividida para estudo (exceto para a ZM 6, localizada próxima à borda inferior, que será tratada posteriormente). Através da análise das microestruturas, percebe-se que ocorreu um intenso

refino dos grãos nesta zona. Além disso, os grãos de ferrita e a martensita se encontram distribuídos uniformemente em todas as regiões da zona de mistura, resultado da recristalização.

Ademais, tornou-se possível identificar que existiu precipitação do carboneto  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$  nas regiões da zona de mistura. Em ZM 2, ZM 4 e ZM 5, essa precipitação ocorreu de forma mais acentuada, enquanto para ZM 1, ZM 3, ZM 6 e ZM 7, apresentou-se de forma menos intensa. Esse comportamento pode influenciar nas propriedades da junta soldada.

Figura 25 – Microestrutura das subdivisões da zona de mistura (parte 1)



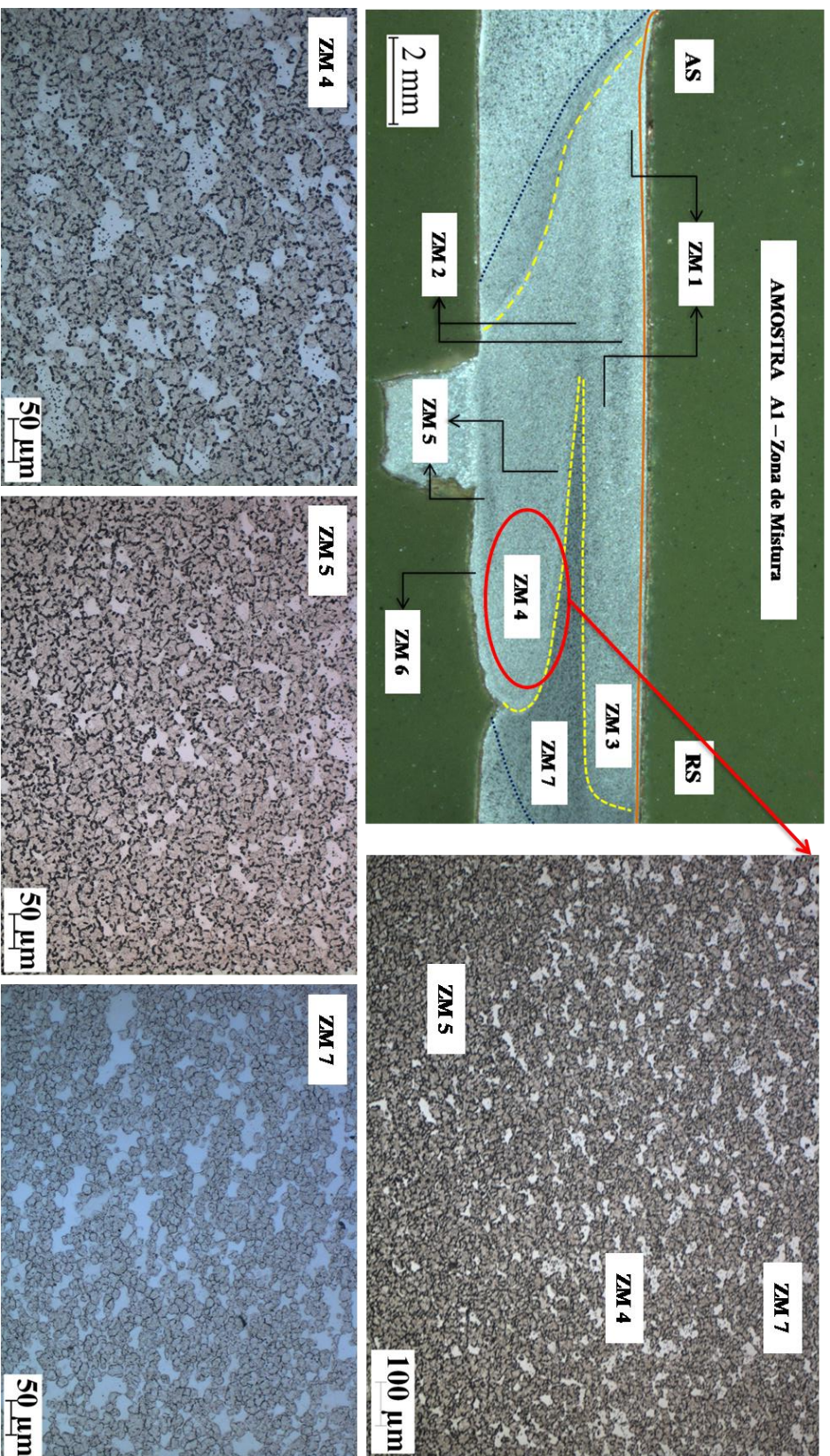
**Legenda:**

**ZM 1:** Região da zona de mistura mais próxima da borda superior no lado de avanço, que se repete logo abaixo a ZM 2;

**ZM 2:** Região localizada entre a ZM 1 e a ZM 3;

**ZM 3:** Região da zona de mistura mais próxima da borda superior no lado de retrocesso.

Fonte: Elaborada pela autora.



**Legenda:**

**ZM 4:** Região central da parte inferior da solda, localizada entre ZM 5 e ZM 6;

**ZM 5:** Região localizada logo acima de ZM 4;

**ZM 7:** Região localizada no limite entre a ZM e a ZTMA no lado de retrocesso.

Fonte: Elaborada pela autora.

As medidas dos tamanhos de grãos de ferrita para a Zona de Mistura são apresentadas na Tabela 11. Os dados confirmam o discutido previamente: em comparação com a ZAC e a ZTMA, foi na ZM onde ocorreu o maior refinamento dos grãos. Isso se deve à deformação severa que essa zona sofre – é o centro da solda, onde as maiores temperaturas são alcançadas e onde a atuação da rotação e translação da ferramenta na peça do longo da direção de soldagem é mais influente.

Tabela 11 – Medidas de tamanho dos grãos de ferrita para as subdivisões da Zona de Mistura

Região da Amostra	Tamanho de Grão							
	Medida 1		Medida 2		Medida 3		Média	Desvio Padrão
	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	ASTM E 112	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	ASTM E 112	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	ASTM E 112	$\bar{d}$ ( $\mu\text{m}$ )	( $\mu\text{m}$ )
ZM 1	31,326	7	33,319	6,5	35,485	6,5	33,377	$\pm 2,080$
ZM 2	25,326	7,5	25,637	7,5	28,441	7	26,468	$\pm 1,716$
ZM 3	36,972	6,5	33,610	6,5	40,073	6	36,885	$\pm 3,232$
ZM 4	36,401	6,5	31,857	7	32,401	6,5	33,553	$\pm 2,481$
ZM 5	40,313	6,5	31,123	7	31,128	7	34,188	$\pm 5,304$
ZM 6	22,981	7,5	29,036	7	23,057	7,5	25,025	$\pm 3,474$
ZM 7	41,588	6	43,569	6	43,132	6	42,763	$\pm 1,041$

Fonte: Elaborada pela autora.

Nota-se que a maioria das regiões da zona de mistura apresentou uma granulometria semelhante, porém, existem algumas variações, como em ZM 2. O tamanho dos grãos de ferrita diminuiu gradualmente das regiões mais próximas à borda superior para a borda inferior.

Devido à localização das regiões que apresentaram grãos menores de ferrita, é possível afirmar que estas sofreram um maior grau de deformação em relação às outras, e que essa maior deformação pode ter sido originada geometria da ferramenta. Inclusive, as ranhuras também foram responsáveis por formar as diferenças nas microestruturas da zona de mistura, isto é, a geometria da ferramenta utilizada originou um refino de grãos relacionado não só à extensão da espessura da chapa, mas também à localização do fluxo metálico em relação às ranhuras da ferramenta.

Os dados das quantificações de fases presentes da Zona de Mistura são encontrados na Tabela 12, e corroboram as afirmações anteriores. Constatou-se que as regiões da zona de mistura possuem frações de fase bastante semelhantes, e que o percentual de martensita aumenta à medida que se aproxima da borda inferior.

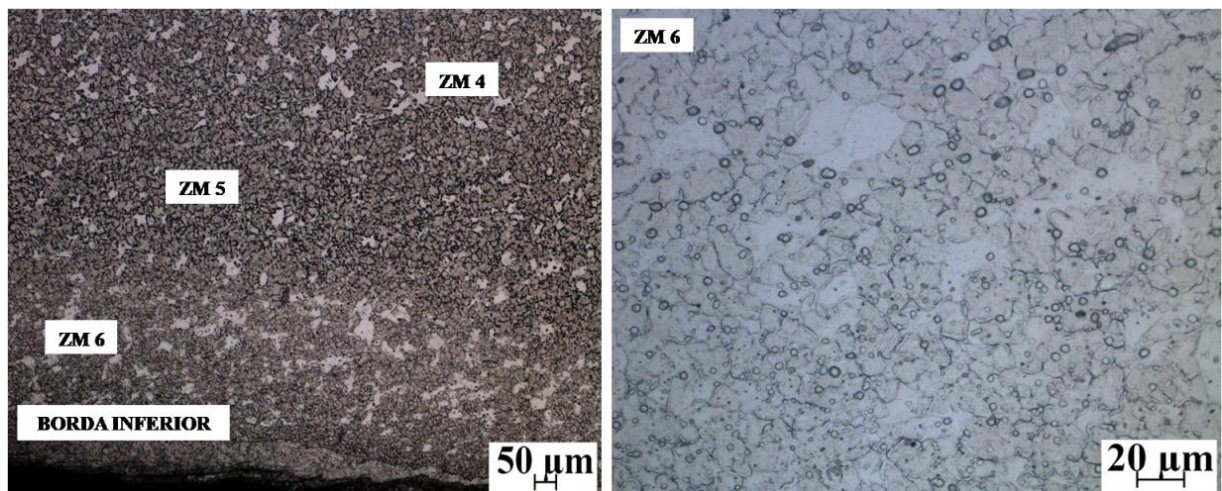
Tabela 12 – Quantificação de fases da Zona de Mistura

Região da Amostra	Quantificação de Fases							
	Medida 1		Medida 2		Medida 3		Média	Desvio Padrão
	%F	%M	%F	%M	%F	%M	%F	
ZM 1	31,06	68,82	21,51	78,49	25,57	74,43	26,046	± 4,793
ZM 2	18,86	81,14	17,54	82,46	26,92	73,08	21,106	± 5,078
ZM 3	15,87	84,13	28,45	71,55	29,81	70,19	24,710	± 7,686
ZM 4	20,41	79,59	19,19	80,81	21,12	78,88	20,240	± 0,976
ZM 5	4,372	95,63	3,453	96,55	5,126	94,87	4,317	± 0,838
ZM 6	17,47	82,53	17,92	82,08	20,58	79,42	18,656	± 1,681
ZM 7	18,14	81,86	17,65	82,35	17,76	82,24	17,850	± 0,257

Fonte: Elaborada pela autora.

A microestrutura da ZM 6, a região mais próxima à borda inferior, é mostrada na Figura 27 junto às microestruturas das regiões vizinhas. Nesta figura, assim como nas Figuras 25 e 26, é bem perceptível o efeito das ranhuras da ferramenta na zona de mistura.

Figura 27 – Zona de Mistura: a) Micrografia das regiões da borda inferior e b) Microestrutura da ZM 6

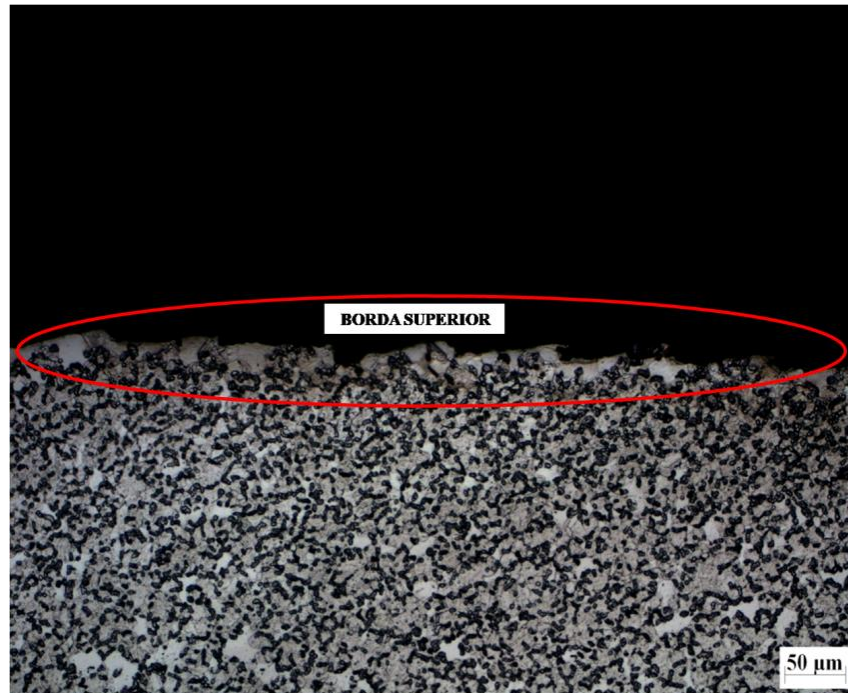


Fonte: Elaborada pela autora.



Quanto à borda superior da zona de mistura, observou-se o maior crescimento dos grãos de ferrita, evidente na Figura 28, apresentada a seguir. Essa granulometria, que não foi encontrada em nenhuma outra região da amostra, deve-se à pressão da ferramenta contra a junta em altas temperaturas durante o período da soldagem, ao contato direto com o ombro, que ocasiona o crescimento de alguns grãos de ferrita que compõem a superfície da solda.

Figura 28 – Borda superior da Zona de Mistura



Fonte: Elaborada pela autora.

Para finalizar a discussão acerca das características microestruturais da amostra de aço inoxidável ferrítico AISI 410S estudada, a Tabela 13 traz as medidas da extensão da Zona Afetada pelo Calor de baixa e de alta temperatura e da Zona Termomecanicamente Afetada para o lado de avanço e para o lado de retrocesso. As principais distinções acerca da extensão das zonas é que a ZAC de baixa temperatura se apresentou maior para o lado de avanço, assim como a ZTMA. Isso se justifica de acordo com o discutido anteriormente: no lado de avanço são atingidas temperaturas mais altas do que no lado de retrocesso, havendo uma maior tendência dos grãos de ferrita crescerem, além de uma tendência em existir uma maior quantidade de ferrita. Assim sendo, é esperado que as zonas para o lado de avanço sejam mais extensas.

Tabela 13 – Extensão das Zonas

Zona	Extensão das Zonas ( $\mu\text{m}$ )				
	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Média	Desvio Padrão
<b>LADO DE AVANÇO</b>					
ZAC BT	1.444,2	1.280,17	1.302,84	1.342,40	$\pm 88,884$
ZAC AT	2.208,39	1.994,70	2.499,82	2.234,30	$\pm 253,555$
ZTMA	2.387,56	2.927,24	3.646,10	2.986,97	$\pm 631,392$
<b>LADO DE RETROCESSO</b>					
ZAC BT	541,81	602,29	983,56	709,22	$\pm 239,502$
ZAC AT	2.428,60	2.448,00	2.554,50	2.477,03	$\pm 67,786$
ZTMA	1.809,03	2320,64	3011,44	2.380,37	$\pm 603,426$

Fonte: Elaborada pela autora.

Após a análise da microestrutura da amostra, é possível afirmar que, em comparação aos processos de soldagem de fusão, como o estudado por Vasconcelos (2011), por exemplo, a soldagem por fricção e mistura mecânica proporcionou ao aço inoxidável ferrítico AISI 410S melhores características, devido à menor granulometria na junta soldada e, também, ao fato dos grãos serem equiaxiais. Assim como afirma o estudo de Sahoo e Samantaray (2007) e o estudo de Caetano (2016), verificou-se que, baseado nesse refinamento dos grãos nas zonas de soldagem, o processo FSW é capaz de proporcionar boas propriedades mecânicas a este aço. Tal fato pode ampliar sua capacidade de substituir algumas classes de aços inoxidáveis austeníticos.

O processo FSW, em detrimento do excessivo crescimento de grão que ocorre em processos convencionais de soldagem por fusão, implicou em um aumento considerável da fração de martensita, o que pode contribuir positivamente para o aumento da resistência mecânica. Contudo, isso pode prejudicar a ductilidade e o alongamento da junta, sendo necessários, assim, posteriores ensaios mecânicos para verificar tais propriedades. Além disso, foi observada uma excessiva precipitação de carbonetos  $M_{23}C_6$ , que podem afetar negativamente a resistência à corrosão.

## CONCLUSÃO

Com base nos resultados apresentados no decorrer deste trabalho, o qual tratou de uma caracterização microestrutural detalhada de uma solda de aço inoxidável ferrítico AISI 410S produzida pelo processo FSW, compreendendo as zonas geradas pelo efeito deste processo de soldagem, foi possível obter as seguintes conclusões:

- Identificou-se a precipitação de carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  na ZAC, ZTMA e ZF, de maneira heterogênea, de modo que, dependendo da posição da junta em relação à ferramenta (lado de avanço ou lado de retrocesso, região superior ou região inferior), houve uma maior ou menor intensidade de precipitação;
- A possibilidade de transformação de fases devido ao aquecimento gerado pela soldagem, associado ao efeito de recristalização dinâmica causado pela deformação plástica induzida pelo processo FSW, resultou em um refino da granulometria nas diferentes zonas avaliadas, ZAC, ZTMA e ZM, e esse refino se apresentou em diferentes níveis;
- As frações de fases das zonas variaram bastante, sendo a quantidade de martensita maior à medida que se aproxima da parte inferior da junta e, também, do centro da ZM;
- Na Zona de Mistura, devido ao efeito cooperativo de transformação de fases e recristalização dinâmica imposto pelo aquecimento e pela deformação durante o processo FSW, houve o mais intenso refino dos grãos, e os grãos de ferrita e a martensita se distribuíram uniformemente em toda a extensão desta zona.

## SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Ressalta-se que o presente trabalho pode ser complementado com um ensaio de microdureza na amostra estudada. Além disso, pode-se realizar a análise de outras amostras de aço inoxidável ferrítico AISI 410S, soldadas com parâmetros distintos à amostra estudada, permitindo correlacionar as características microestruturais com as diferentes condições de soldagem, tais como força axial e velocidade de rotação da ferramenta, assim sendo possível afirmar, com base na metalurgia física quais parâmetros originariam a amostra com melhores propriedades mecânicas, por exemplo. Ainda se pode complementar a caracterização do carboneto  $M_{23}C_6$  com Microscopia Eletrônica de Varredura.

## REFERÊNCIAS

ANDRADE, Thatiane Caminha *et al.* Microestrutura de uma Solda Dissimilar entre o Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S e o Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L Soldado pelo Processo FSW. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, n. 4, p. 467-478, 2015.

AROTEC. **Catálogo AROPOL VV-PUD**. 2021. Disponível em: [http://www.arotec.com.br/images/Catalogos/Metalografia/Catalogo\\_AROPOL\\_VV\\_PUD-NR12-4.pdf](http://www.arotec.com.br/images/Catalogos/Metalografia/Catalogo_AROPOL_VV_PUD-NR12-4.pdf). Acesso em: 25 maio 2021.

BANERJEE, M. K. Comprehensive Materials Finishing. **Materials Science and Materials Engineering**, vol. 2, p. 180-213, 2017. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/topics/materials-science/ferritic-stainless-steel>. Acesso em: 14 maio 2021.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, Sir R. **Steels Microstructure and Properties**. 3° ed. Elsevier Ltd., 2006.

CAETANO, Gerbson de Queiroz. **Soldagem dissimilar de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos pelo processo “friction stir welding”**. 2016. 170 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2016.

CAETANO, Gerbson de Queiroz *et al.* Influence of rotation speed and axial force on the friction stir welding of AISI 410S ferritic stainless steel. **Journal of Materials Processing Tech.**, v. 262, p. 430-436, 2018. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013618303145>. Acesso em: 6 maio 2021.

CALLISTER, Willian D. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. 8° ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7° ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2015.

DANZ, Rainer; GRETSCHER, Peter. C–DIC: a new microscopy method for rational study of phase structures in incident light arrangement. **Thin Solid Films**, v. 462-463, p. 257– 262, 2004. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0040609004006364>. Acesso em: 22 maio 2021.

DAVIS, Joseph R. *et al.* **Stainless steels**. ASM International, 1994.

DEMO, J. J. **Handbook os Stainless Steels**. McGraw-Hill Company, 1977.

ECKENROD, J. J; KOVACH, C. W. Development of a Low-Chromium Stainless Steel for Structural Application. **American Society for Testing and Materials**, p. 273-290, 1980.

Disponível em: <https://compass.astm.org/download/STP38213S.38559.pdf>. Acesso em: 17 maio 2021.

ERICSSON, M.; SANDSTROM, R. Influence of welding speed on the fatigue of friction stir welding and comparison with MIG and TIG. **International Journal of Fatigue**, p. 1379-1389, 2003.

FILHO, Helilton Morais Rego Lima. **Análise de ataques químicos para revelação de microestrutura de soldas dissimilares de aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos**. 2013. 77 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel em Engenharia Metalúrgica) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

FRATINI, Livian; BUFFA, Gianluca. CDRX modeling in friction stir welding of aluminium alloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 45, n. 10, p. 1188-1194, 2005.

FRATINI, Livian; BUFFA, Gianluca; SHIVPURI, R. Mechanical and metallurgical effects of in process cooling during friction stir welding of AA7075-T6 butt joints. **Acta Materialia**, p. 2056-2067, 2010.

FUJITA, Nobuhiro; OHMURA, Keiichi; YAMAMOTO, Akio. Changes of microstructures and high temperature properties during high temperature service of Niobium added ferritic stainless steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 351, p. 272-281, 2003. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509302008316>. Acesso em: 15 maio 2021.

GORDON, Wayne; BENNEKOM, A. van. Review of stabilisation of ferritic stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 12, p. 126-131, 1996. Disponível em: [https://www.researchgate.net/publication/233628021\\_Review\\_of\\_stabilisation\\_of\\_ferritic\\_stainless\\_steels](https://www.researchgate.net/publication/233628021_Review_of_stabilisation_of_ferritic_stainless_steels). Acesso em: 15 maio 2021.

JÚNIOR, Francisco José Vieira de Oliveira. **Análise da Mudança do Perfil Geométrico da Ferramenta sobre as Características Simuladas na Soldagem FSW do Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L**. 2021. 39 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel em Engenharia Metalúrgica) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2021.

KAH, P.; RAJAN, R.; MARTIKAINEN, J.; SUORANTA, R. Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys. **International Journal of Mechanical and Materials Engineering**, 2015.

KALPAKJIAN, Serope; SCHMID, Steven R. **Manufacturing Engineering and Technology**. 6° ed. Prentice Hall, 2009.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. An assessment of microstructure, hardness, tensile and impact strength of friction stir welded ferritic stainless steel joints. **Materials and Design**, v. 31, p. 4592-4600, 2010.

LIMA, Milton Sergio Fernandes de; SANTO, Ana Maria do Espírito. Phase transformations in na AISI 410S stainless steel observed in directional and laser-induced cooling regimes. **Materials Research**, v. 15, n. 1, p. 32-40, 2012.

LIPPOLDI, John C.; KOTECKI, Damian J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Nova Jersey: John Wiley & Sons, 2005.

MINÁ, Émerson Mendonça. **Estudo da Formação de Precipitados no Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S Envelhecido a 600°C**. 2012. 60 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel em Engenharia Metalúrgica) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2012.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., DOS SANTOS, D. B. 1992. **Curso de metalurgia da Soldagem**. UFMG, 1992.

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

OUTOKUMPU. **Handbook of Stainless Steel**. Espoo: Outokumpu Oyj. 2013. Disponível em: <http://www.steel-stainless.org/media/1546/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf>. Acesso em: 9 abr. 2021.

PORTO, P. C. R. **Análise de tubos de aço inoxidável ferrítico ASTM A 268 GR 446 submetidos a temperaturas elevadas e ambiente com gás sulfídrico**. Dissertação de Mestrado – Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

SANDMEYER STEEL COMPANY. **Stainless Steel Plate: Alloy 410S**. 2021. Disponível em: <https://www.sandmeyersteel.com/410S.html#ChemicalAnalysis>. Acesso em: 19 maio 2021.

SAHOO, Ranjan; SAMANTARAY, Pinaki. **Study of Friction Welding**. 2007. 49 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel em Engenharia Mecânica) – Department of Mechanical Engineering of National Institute of Technology, Rourkela, 2007.

SHAN, Yating et al. Mechanisms of Solidification Structure Improvement of Ultra Pure 17 wt% Cr Ferritic Stainless Steel by Ti, Nb Addition. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 27, p. 352-358, 2011. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S100503021160073X>. Acesso em: 9 abr. 2021.

SILVA, André Luís da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e Ligas Especiais**. 2º ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

SILVA, Yuri Cruz da. **Modeling and Simulating of Stainless Steel Joints by Friction Stir Welding**. Tese de Doutorado – Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2021.

STRUERS. **Discotom-6 Instruction Manual**. 2013. Disponível em: <https://www.struers.com/-/media/Library/Instruction-Manuals/Discontinued-combined/Discotom-6.pdf?dmc=1&ts=20180105T0103583049>. Acesso em: 25 maio 2021.

TABAN, Emel *et al.* Laser welding of modified 12% Cr stainless steel: strength, fatigue, toughness, microstructure and corrosion properties. **Materials & Design**, v. 30, p. 1193-1200, 2009. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306908002781>. Acesso em: 16 maio 2021.

THREADGILL, P. L. Terminology in friction stir welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 4, p. 357-360, 2007.

VASCONCELOS, Paulo Marcelo Alves. **Soldagem Autógena do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S**. 2011. 67f. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharel em Engenharia Metalúrgica) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2011.

WALTER. **Processo de Passivação**. Disponível em: [https://www.walter.com/pt\\_BR/surfox/processo-de-passivacao](https://www.walter.com/pt_BR/surfox/processo-de-passivacao). Acesso em 7 abr. 2021.

YANO, Y. *et al.* Mechanical properties of friction stir welded 11Cr-ferritic/martensitic steel. **Journal of Nuclear Materials**, v. 442, p. S524-S528, 2013.

Z. Y., Ma. Friction Stir Processing Technology: A Review. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 39A, p. 642-658, 2008.