

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

EFEITOS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL  
SOBRE A MICROESTRUTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX UNS S31803

**Rodrigo Batista Machado**

Dissertação para obtenção do Título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre  
2016

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais  
PPGE3M

EFEITOS DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO COM PINO CONSUMÍVEL  
SOBRE A MICROESTRUTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DÚPLEX UNS S31803

RODRIGO BATISTA MACHADO

Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre  
2016

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly PPGE3M/UFRGS

Dra. Eng. Mariane Chludzinski, FAURGS

Dra. Eng. Cláudia Lisiane Fanezi da Rocha

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann  
Coordenador do PPGE3M

*Dedico este trabalho ao meu filho, Luiz Antônio, a Júlia, minha mulher, aos meus pais, José Carlos e Rose, ao meu irmão, Rogério, e especialmente a minha vó Lorena.*

*Sem vocês, minha família, eu não seria quem sou e não teria chegado onde cheguei. Devo tudo o que tenho e tudo o que sou a cada um de vocês.*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente ao Professor Telmo Roberto Strohaecker, pela oportunidade e pelo exemplo profissional que ele representa.

Ao Professor Afonso Reguly, pelos ensinamentos, pessoa pela qual tenho imenso respeito e admiração.

Aos colegas e amigos de pesquisa, Cleber de Lima Lessa, Arlan Figueiredo e Douglas (Stallone) Martinazzi.

A Ralf Wellis de Souza, Etiene Benini Mendes, Cíntia Zimmer, Cássio Gehlen, Vinícius Ferrari, Rita Ribeiro, Nataly Cé, Marcelo Laert Hochudt, Camila Rosa de Moura, Késsia Leão Garcia, Giórgia Corrêa, Jefferson Haag, Bill Paiva, Vagner Machado Costa, Cláudia Fanezi, Diogo Buzzati, Dona Neiva, Susi Marques, e a todos os demais colegas e amigos de LAMEF.

Aos professores e servidores da Universidade Federal do Rio Grande do Sul e do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais.

## RESUMO

Os aços inoxidáveis dúplex compõem uma família de materiais conhecidos por apresentar uma excelente combinação propriedades mecânicas e de corrosão, e por isso têm sido amplamente estudados nos últimos anos. Contudo, essa combinação de propriedades está intrinsecamente relacionada com a microestrutura desses aços, composta por iguais quantidades de ferrita e austenita, e esse equilíbrio entre as fases é extremamente dependente dos ciclos térmicos aos quais são submetidos, sob risco, inclusive, da precipitação de fases secundárias deletérias. Sendo assim, a soldagem desses materiais exige uma série de cuidados para que ela não implique em prejuízo para suas propriedades. Nesse contexto, a soldagem por fricção surge como alternativa para a união e reparo dessas ligas, justamente por apresentar um menor aporte térmico que técnicas convencionais de soldagem. Isto posto, foi realizado um reparo pelo processo de soldagem por fricção com pino consumível em uma chapa de 12mm de espessura feita em um aço inoxidável dúplex UNS S31803. Para tanto, foram registrados os dados térmicos do processamento, analisou-se a microestrutura apresentada pela junta soldada, além de avaliar-se sua tenacidade ao impacto. Os resultados comprovaram que, embora não ocorra significativa precipitação de fases secundárias, o processo de soldagem por fricção provoca diminuição da tenacidade ao impacto do material por causar o deslocamento do equilíbrio entre as fases no sentido de formação da fase ferrítica.

***Palavras-chave:*** Soldagem por fricção com pino consumível, Aço Inoxidável Dúplex, UNS S31803

## ABSTRACT

Duplex stainless steels compose a family of materials known to exhibit an excellent combination of mechanical and corrosion properties, and therefore have been widely studied in recent years. However, this combination of properties intrinsically relates to the microstructure of these steels that consists of equal amounts of ferrite and austenite, and this balance between phases is extremely dependent on the thermal cycles, at risk including the precipitation of deleterious secondary phases. Thus, welding of these materials requires a lot of care so that it does not result in damage to their property. In this context, the friction welding is an alternative to the union and repair of these alloys, just by having a lower heat input than conventional welding techniques. That said, a repair by the friction taper plug welding process was made on a 12 mm plate thick in a duplex stainless steel UNS S31803. Thermal processing data were recorded, microstructure presented by the welded joint was analyzed, and evaluate is its impact toughness. The results proved that although not occur significant precipitation of secondary phases, the friction welding process causes decrease in the impact toughness of the material for causing the displacement of the equilibrium between the phases towards the formation of the ferritic phase.

***Keywords:*** *Friction Taper Plug Welding, Duplex Stainless Steel, UNS S31803*

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Diagrama de Schaeffler. [2] .....	4
Figura 2.2: Desenvolvimento dos aços inoxidáveis dúplex ao longo do tempo. Adaptado de [6].....	5
Figura 2.3: Produção de aços inoxidáveis ao longo dos anos [7].....	6
Figura 2.4: Produção de aços inoxidáveis, por tipo, no ano de 2014. Adaptado de [7]. .....	6
Figura 2.5: Ensaio de corrosão sob tensão para aços inoxidáveis austeníticos (304/316) e dúplex (2304/3RE60/2205). 1000h sob a tensão de escoamento. Adaptado de [11]. .....	8
Figura 2.6: Variação da tenacidade ao impacto com a temperatura para aços inoxidáveis dúplex (2304/2205), superduplex (2507) e austenítico (316L). Adaptado de [12]. 9	
Figura 2.7: Diagrama bifásico pseudobinário para aços inoxidáveis. Adaptado de [14]. .....	10
Figura 2.8: Equilíbrio das fases em função da temperatura para o aço inoxidável dúplex SAF 2205. Adaptado de [15].....	11
Figura 2.9: Estruturas de um SAF 2205, (a) bruto de fusão [5] e (b) laminado [17]. Fase escura é ferrita, fase clara é austenita. ....	11
Figura 2.10: Diagrama de transformação isotérmica para um aço SAF 2205. Adaptado de [19].....	12
Figura 2.11: Tenacidade ao impacto e CPT para amostras tratadas termicamente por 10 min. [23].....	13
Figura 2.12: Desenho esquemático (a) e imagem em MEV (b) da precipitação de $\sigma$ e $\chi$ em AID. [27].....	14
Figura 2.13: Tenacidade ao impacto de um AID em relação ao teor de fases intermetálicas ( $\sigma$ + $\chi$ ). [29].....	15
Figura 2.14: Desenho esquemático da formação de $\gamma_2$ a partir de $Cr_2N$ . Adaptado de [31]. ...	16

Figura 2.15: Efeito do tempo de envelhecimento sobre a tenacidade ao impacto de um aço SAF 2205. [33].	17
Figura 2.16: Efeito da composição química do metal de adição sobre a tenacidade ao impacto de soldas em aço inoxidável dúplex UNS S31803. Adaptado de [37].	19
Figura 2.17: Trinca a quente encontrada no metal de solda de um aço inoxidável dúplex com 22% Cr com grande quantidade de ferrita. [40].	20
Figura 2.18: Tenacidade ao longo da solda estudada por Pardal et al., na raiz e no enchimento. [42].	21
Figura 2.19: Microestruturas encontradas na ZTA de um SAF 2205, aplicando taxas de resfriamento de (a) 15°C/s, (b) 6°C/s, (c) 3,75°C/s, (d) 3°C/s, e (e) 2,5°C/s. [48].	23
Figura 2.20: Etapas do processo de soldagem por fricção, (a) rotação, (b) atrito, e (c) forjamento. Adaptado de [50].	24
Figura 2.21: As etapas da soldagem FTPW, (a) rotação do pino, (b) aproximação de pino e chapa, e (c) forjamento. Adaptado de [54].	25
Figura 2.22: Evolução dos parâmetros de soldagem durante as fases do processo. Adaptado de [55].	26
Figura 2.23: Influência da pressão axial sobre o tempo de aquecimento em uma solda por fricção. Adaptado de [55].	27
Figura 2.24: Relação entre força axial e velocidade rotacional na qualidade das soldas produzidas pelo processo FTPW. Adaptado de [55].	28
Figura 2.25: Geometrias dos pinos utilizados por Pires em seu estudo sobre soldagem por fricção. [57].	28
Figura 2.26: Esquema simplificado do processo FSW. Adaptado de [60].	29
Figura 2.27: Distribuição das fases ferrita (verde) e austenita (vermelho) no processo FSW, no material base (a), na ZTMA (b), e na zona de mistura (c). Adaptado de [62].	30

Figura 3.1: Geometria usada para confecção dos pinos e das bases. Medidas em milímetros. .....	33
Figura 3.2: Máquina de soldagem por fricção MSA 50, usada para realizar as soldas (a), e posicionamento de pino e base no equipamento (b) .....	34
Figura 3.3: Evolução dos parâmetros ao longo do processo de soldagem. ....	35
Figura 3.4: Desenho esquemático do posicionamento dos furos para inserção dos termopares. Medidas em milímetros. ....	36
Figura 3.5: Desenho esquemático da seção longitudinal da solda, onde as setas indicam a direção de orientação prévia da microestrutura. ....	37
Figura 3.6: Desenho esquemático com a indicação dos pontos onde a proporção de fases foi avaliada. ....	38
Figura 3.7: Desenho esquemático com a localização dos perfis de microdureza. ....	38
Figura 3.8: Desenho esquemático com a posição de extração dos corpos de prova Charpy. ...	39
Figura 4.1: Inclusões de alumina encontradas no material das bases. Sem ataque. ....	40
Figura 4.2: Microestrutura do material da base retangular. Direção longitudinal. Ataque: KOH 56%. ....	41
Figura 4.3: Microestrutura do material do pino. Direção longitudinal. Ataque: KOH 56%. ..	41
Figura 4.4: Microestrutura do material da base (a) e do pino (b), em escala binária.....	42
Figura 4.5: Arranjo dos termopares (fios verdes) usado para aquisição dos dados térmicos durante a soldagem (a), e foto de uma junta soldada íntegra e outra seccionada para caracterização (b). ....	42
Figura 4.6: Resultado do registro da temperatura ao longo do processo de soldagem por fricção. ....	43
Figura 4.7: Curvas de resfriamento da temperatura ao longo do processo de soldagem em comparação com o diagrama de transformação isotérmica (TTT) para o aço SAF 2205. ....	44

Figura 4.8: Macrografia da seção longitudinal da junta soldada. Ataque: Behara modificado. .....	45
Figura 4.9: Desenho esquemático demonstrando as zonas apresentadas pela junta soldada e as regiões de observação da microestrutura. ....	46
Figura 4.10: Interface entre a ZTMA do pino, zona de mistura e ZTMA da base, na região A. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	46
Figura 4.11: Interface entre a ZTMA do pino e a zona de mistura, na região A. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	47
Figura 4.12: Interface entre a zona de mistura e a ZTMA da base, na região A. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	47
Figura 4.13: Microestrutura da zona de mistura na região A. Grãos de ferrita (cinza escuro) com austenita de Widmanstätten (branca) nos contornos de grãos. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	48
Figura 4.14: Microestrutura da zona de mistura na região A. Grãos de ferrita (cinza escuro) com austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmanstätten (WA) e austenita intragranular (IGA). Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ..	48
Figura 4.15: Interface existente entre zona de mistura e o material da base, na região B. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	49
Figura 4.16: Interface existente entre zona de mistura e o material da base, na região B. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	50
Figura 4.17: Interface entre zona de mistura e a base, na região do fundo da solda. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	50
Figura 4.18: Detalhe da interface entre o pino e a base. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	51
Figura 4.19: Microestrutura altamente refinada observada no fundo da solda. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado. ....	51
Figura 4.20: Porcentagem de ferrita encontrada em cada zona em comparação com os limites máximos recomendados pela literatura pesquisada. ....	54

Figura 4.21: Variação da porcentagem de ferrita em função da taxa de resfriamento na ZTA de juntas soldadas em diferentes aços inoxidáveis dúplex. Adaptado de [5]. .....	55
Figura 4.22: Micrografia da ZTMA da base, com os precipitados indicados pelas setas. Microscopia ótica. Ataque: NaOH. ....	56
Figura 4.23: Exemplo de estrutura possivelmente afetada pela precipitação de fases secundárias para o aço UNS S31803, segundo a norma ASTM A923. [71]. .....	56
Figura 4.24: Micrografia da ZTMA da base, com precipitados localizados nas interfaces $\delta/\delta$ . Microscopia ótica. Ataque: NaOH. ....	57
Figura 4.25: Desenho esquemático (a) e imagem em MEV (b) da morfologia das fases sigma e Chi, precipitadas em um aço UNS S31803. [27]. ....	57
Figura 4.26: Fase secundária encontrada na solda por fricção. MEV. ....	58
Figura 4.27: Espectro de raios X dos precipitados, indicando os principais elementos químicos encontrados. ....	58
Figura 4.28: Gráfico mostrando a influência da deformação sobre a precipitação de fase sigma no envelhecimento de um SAF 2205. Adaptado de [26]. ....	60
Figura 4.29: Localização dos perfis de microdureza realizados, cruzando as diferentes zonas formadas na junta soldada.....	61
Figura 4.30: Resultados das medições de microdureza ao longo das diversas zonas da junta soldada. ....	62
Figura 4.31: Perfil de microdureza de uma solda FSW em um AID baixa liga com diferentes velocidades de soldagem. Adaptado de [64]. ....	63
Figura 4.32: Perfis de microdureza (0,3HV) apresentados por duas juntas soldadas por fricção, uma usando pino em aço inoxidável dúplex e outra usando pino em aço inoxidável autêntico. [65]. ....	64
Figura 4.33: Endentações feitas na zona com microduplex (271HV) e na ZTMA da base (267HV). Microscopia ótica. ....	65

Figura 4.34: Corpos de prova Charpy extraídos de uma mesma junta soldada, com entalhe localizado na região lateral das soldas. ....	65
Figura 4.35: Corpos de prova de tenacidade ao impacto Charpy, após os ensaios. ....	66
Figura 4.36: Superfície do corpo de prova Charpy CP 1A, cuja energia de impacto foi de 274J. ....	68
Figura 4.37: (a) Região onde foi realizado o corte AA no corpo de prova CP 1A, e (b) macroestrutura da seção do corte AA. Ataque: Behara modificado. ....	69
Figura 4.38: Microestrutura na região ruptura do corpo de prova CP 1A. Ataque: Behara modificado.....	69
Figura 4.39: Trinca localizada na zona de mistura (ZM), de microestrutura predominantemente ferrítica com austenita acicular. Ataque: Behara modificado. ....	70
Figura 4.40: Superfície de fratura do corpo de prova CP 1A na região inferior da solda (detalhe), em MEV. 1000x. ....	70
Figura 4.41: Superfície de fratura do corpo de prova CP 1A, na porção superior da solda, apresentando microcavidades, fratura por clivagem, e redobramento do material. MEV. 800x. ....	71
Figura 4.42: Superfície do corpo de prova Charpy CP 1B, cuja energia de impacto foi de 200J.....	72
Figura 4.43: Superfície de fratura do corpo de prova CP 1B na região da solda (detalhe), com trincas abertas aparentes. MEV. Aumento: 180x.....	72
Figura 4.44: Superfície de fratura do corpo de prova CP 2A, observado em lupa (a) e em MEV (b), onde é possível ver a diferença entre os mecanismos de falha apresentados pela solda (clivagem) e pelo material da base (microcavidades). MEV. 180x. ....	73

## LISTA DE TABELAS E QUADROS

Tabela 2.1: Propriedades mecânicas de algumas ligas de aços inoxidáveis [10].	7
Tabela 2.2: Composição química de alguns aços inoxidáveis [10].	7
Tabela 2.3: Composição química das fases de um aço 25Cr-7Ni-3Mo tratado termicamente a 820°C [22].	13
Tabela 2.4: Porcentagem de ferrita [%] observada no metal de solda em diferentes processos. [38].	19
Tabela 3.1: Soluções de ataque usadas para revelar a microestrutura. [68].	32
Tabela 3.2: Parâmetros de processo usados para realização das soldas por fricção.	34
Tabela 4.1: Composição química do material como recebido, em porcentagem de massa, e comparados com as especificações da norma ASTM A240 para o aço UNS S31803 [10].	40
Quadro 4.1: Micrografias das zonas da junta soldada, em escala binária, com a proporção média entre as fases ferrita (preto) e austenita (branco).	52
Tabela 4.2: Resultados de composição química, via EDS, para a matriz e para o precipitado, em comparação com a composição química das fases sigma e Chi [27].	59
Tabela 4.3: Resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto Charpy a -40°C.	66
Tabela 4.4: Resultados de ensaio de tenacidade ao impacto de outras técnicas de soldagem comparados com o resultado obtido pela soldagem por fricção com pino consumível (SFPC).	67

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

$\alpha'$	Fase alfa primária
$\gamma$	Fase gama
$\gamma_2$	Austenita secundária
$\delta$	Fase delta
$\varepsilon_0$	Velocidade de deformação
$\sigma$	Fase sigma
AID	Aços Inoxidáveis Dúplex
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
CNC	Comando Numérico Computadorizado
$Cr_{eq}$	Cromo equivalente
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
$E_{pite}$	Potencial de corrosão por pites
FSW	<i>Friction Stir Welding</i>
FTPW	<i>Friction Taper Plug Welding</i>
FTSW	<i>Friction Taper Stitch Welding</i>
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
$Ni_{eq}$	Níquel equivalente
PH	<i>Precipitation Hardening</i>
PRE	<i>Pitting Resistance Equivalent</i>
SFPC	Soldagem por Fricção com Pino Consumível
TWI	<i>The Welding Institute</i>
VOD	<i>Vaccum Oxygen Decarburization</i>
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada

## SUMÁRIO

RESUMO .....	VI
ABSTRACT .....	VII
LISTA DE FIGURAS .....	VIII
LISTA DE TABELAS E QUADROS .....	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS .....	XV
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS .....	3
2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX .....	4
2.2.1 Histórico dos Aços Inoxidáveis Dúplex .....	4
2.2.2 Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Dúplex.....	7
2.2.3 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Dúplex .....	9
2.2.4 Precipitação de Fases Secundárias .....	12
2.3 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX .....	17
2.3.1 Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Dúplex.....	17
2.3.2 Soldagem e Resistência à Corrosão.....	21
2.4 SOLDAGEM POR FRICÇÃO.....	23
2.4.1 Soldagem por Fricção com Pino Consumível .....	24
2.4.2 Soldagem por Fricção em Aços Inoxidáveis Dúplex .....	29
3 MATERIAIS E MÉTODOS .....	32
3.1 MATERIAL COMO RECEBIDO .....	32
3.2 PARÂMETROS DO PROCESSO .....	33
3.3 ANÁLISE TÉRMICA.....	35
3.4 CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA .....	36
3.5 MEDIÇÕES DE MICRODUREZA.....	38
3.6 TENACIDADE AO IMPACTO .....	38

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	40
4.1 MATERIAL COMO RECEBIDO .....	40
4.2 ANÁLISE TÉRMICA.....	42
4.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA.....	44
4.3.1 Caracterização microestrutural.....	44
4.3.2 Quantificação das fases .....	52
4.3.3 Determinação de fases secundárias .....	55
4.4 PERFIS DE MICRODUREZA .....	62
4.5 TENACIDADE AO IMPACTO .....	66
4.6 FRACTOGRAFIA .....	68
5 CONCLUSÕES.....	76
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	78
BIBLIOGRAFIA.....	79

## 1 INTRODUÇÃO

Apesar de existirem a quase 90 anos, os aços inoxidáveis dúplex (AID) compõem uma classe de materiais que tem sido intensamente estudada e desenvolvida nas últimas duas décadas, por apresentar uma excelente combinação de propriedades como elevada resistência mecânica, elevada resistência à corrosão e alta tenacidade. Essa combinação de propriedades, aliada a um custo de produção menor, justificam a tendência atual de substituir os aços inoxidáveis austeníticos pelos aços inoxidáveis dúplex em uma série de aplicações, como ocorre em vasos de pressão e dutos para as indústrias de petróleo e de celulose.

Esses materiais são conhecidos por apresentar uma estrutura bifásica, constituída por uma fina mistura de ferrita ( $\delta$ ) e austenita ( $\gamma$ ) em proporções iguais de cada uma. A estrutura bifásica é resultado da composição química, que apresenta menos níquel que os aços inoxidáveis austeníticos, e do tratamento térmico ao qual o material é submetido, sobretudo no que tange à taxa de resfriamento. Há uma maior formação de ferrita se a taxa de resfriamento for muito elevada, visto que diminui a precipitação de austenita e, em contrapartida, uma taxa muito lenta promove a precipitação, tanto de austenita, quanto de fases deletérias.

Sendo assim, a escolha de um processo de soldagem adequado tem sido uma das principais limitações para a utilização dos AID. Processos convencionais de soldagem, que envolvam a fusão do material, como eletrodo revestido, MIG/MAG, arco submerso, implicam em um grande aporte térmico para o material que, dependendo das condições de contorno, pode resfriar muito lentamente devido à baixa condutividade térmica que o mesmo apresenta. O principal resultado do calor gerado pela soldagem é o surgimento da fase sigma ( $\sigma$ ) na zona afetada pelo calor, levando à queda brusca da tenacidade e da resistência à corrosão da junta soldada.

A literatura sobre processos de soldagem para os AID é bem abrangente e inclui desde os processos mais tradicionais, como MIG, até os mais modernos, como feixe de elétrons e laser. No entanto existe uma lacuna no tocante aos processos de soldagem por fricção para os aços inoxidáveis dúplex. Na soldagem por fricção a união dos materiais é realizada no estado sólido, abaixo da temperatura de fusão, implicando menor aporte térmico para o material. Assim adoção desses processos de união possibilita um menor nível de distorção e de tensões residuais, promove maior uniformidade das juntas, dispensa a necessidade do preparo das

superfícies, evita o surgimento de defeitos comuns de soldagem por fusão, como porosidades e trincas de solidificação, além de ser um processo mais limpo, por não emitir radiação ultravioleta ou fumos, e mais seguro, por não apresentar riscos de choques com alta voltagem.

Sendo assim, os processos de soldagem por fricção destacam-se como potenciais alternativas para a união de componentes e para reparos em estruturas de aços inoxidáveis dúplex, principalmente por promoverem menor aquecimento ao metal base e, conseqüentemente, menor risco de precipitação de fases deletérias. Estudos recentes já comprovaram a eficiência da soldagem por fricção na união de barras e de chapas de AID. No entanto, ainda são poucos os trabalhos que avaliam a qualidade e as propriedades mecânicas de reparos pontuais feitos pelo processo de soldagem por fricção com pino consumível.

## **OBJETIVOS**

- Estudar a estrutura metalúrgica de uma junta soldada pelo processo de soldagem por fricção com pino consumível em um aço inoxidável dúplex UNS S31803, de forma a tentar simular as condições de uma solda de reparo pontual em uma tubulação com 12 mm de espessura de parede.
- Analisar os ciclos térmicos desenvolvidos ao longo do processo de soldagem por fricção e relacioná-los com as transformações metalúrgicas ocorridas no material, como desbalanceamento da proporção entre as fases ferrítica e austenítica, e a precipitação de fases secundárias.
- Avaliar o efeito do processo de soldagem por fricção sobre a tenacidade ao impacto do material, relacionando os resultados com as características microestruturais da junta soldada.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis representam um grande grupo de ligas ferrosas especialmente projetadas para resistir à corrosão, embora esses materiais apresentem outras características marcantes, como boa tenacidade, alta ductilidade e resistência à fluência. O cromo é o principal elemento de liga, responsável por conceder a capacidade de resistir à corrosão em diversos meios, já que ele ajuda a formar uma camada de óxido protetor sobre a superfície do metal. Adições de níquel e molibdênio também podem ser feitas para melhorar a resistência à corrosão localizada e garantir boa tenacidade [1].

Os aços inoxidáveis se dividem em cinco grandes famílias: os ferríticos, os austeníticos, os martensíticos, os dúplex e os aços inoxidáveis PH (*Precipitation Hardening*). As famílias de aços inoxidáveis se diferenciam sobretudo em relação à sua microestrutura, que é obtida não só pela composição química, mas também pelo processamento termomecânico ao qual o material é submetido. Tanto os aços inoxidáveis austeníticos, como os ferríticos e os dúplex não podem ser endurecidos por tratamento térmico, como ocorre nos martensíticos (têmpera) e nos aços PH (têmpera e envelhecimento) [1].

Os elementos de liga comuns aos aços inoxidáveis podem ser divididos em dois grupos, os *ferritizantes*, no qual se incluem cromo, molibdênio, silício e nióbio; e os *austenitizantes*, como níquel, carbono, nitrogênio e manganês. Schaeffler [2] propôs em 1949 uma correlação entre a composição química do metal de solda de aços inoxidáveis com a microestrutura final que apresentavam. Ele obteve como resultado o diagrama mostrado na Figura 2.1, onde o eixo das abscissas se incluem os teores de elementos ferritizantes, de acordo com a fórmula de *chromo equivalente* ( $Cr_{eq}$ ), e no eixo das ordenadas se incluem as quantidades de elementos austenitizantes, de acordo com a fórmula do *níquel equivalente* ( $Ni_{eq}$ ). O balanço entre cromo e níquel equivalentes busca prever a microestrutura final, que pode ser austenítica (A), martensítica (M), ferrítica (F), ou uma mistura entre essas fases.

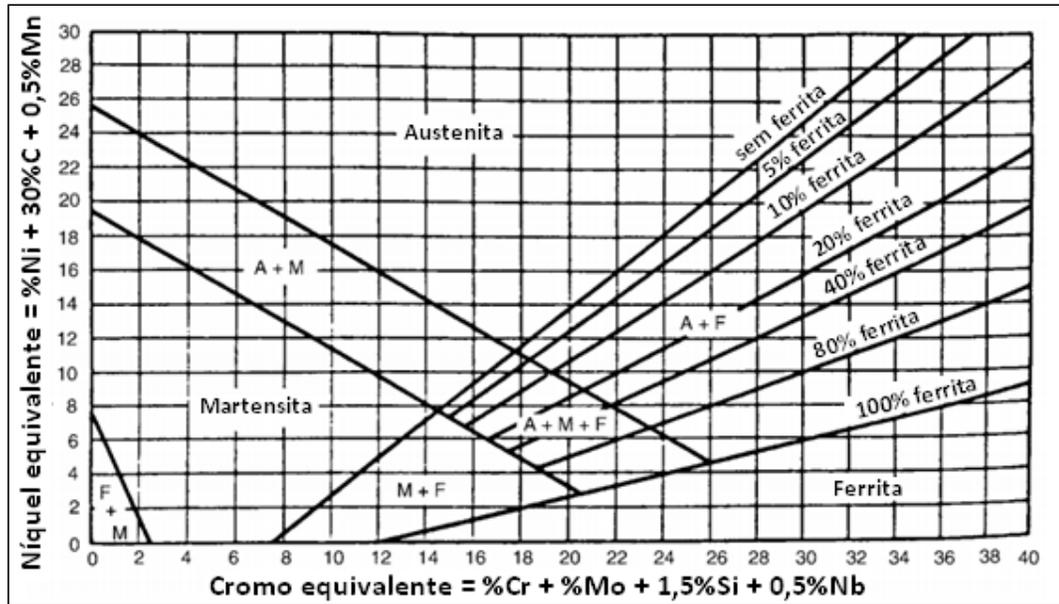


Figura 2.1: Diagrama de Schaeffler. [2]

A família dos aços inoxidáveis dúplex (AID) se incluem as ligas cuja microestrutura é composta por uma mistura entre ferrita (fase delta,  $\delta$ ) e austenita (fase gama,  $\gamma$ ), cujas propriedades mecânicas e de corrosão são máximas quando as fases se apresentam em iguais quantidades [3]. Nos próximos capítulos, os AID serão descritos com maior detalhamento.

## 2.2 AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX

### 2.2.1 Histórico dos Aços Inoxidáveis Dúplex

O primeiro estudo relatando uma liga inoxidável com estrutura bifásica, composta por ferrita e austenita, foi publicado por Edgar Bain, em 1929 [4]. A partir daí, muitas indústrias passaram a explorar ligas semelhantes em países como Alemanha, Suécia, Estados Unidos e França. Em 1933, na França, um engano na produção de um aço inoxidável com 18%Cr-9%Ni-2,5%Mo levou à criação do primeiro produto em escala industrial com estrutura bifásica, com ferrita e austenita presentes. Análises subsequentes provaram que o material não era susceptível à corrosão intergranular em vários ambientes [5].

Nos anos 50, a Guerra da Coreia levou a escassez de níquel no mercado internacional, encorajando a produção de aços inoxidáveis com menores adições desse elemento. Na França, a liga UR 50, com 20 a 35% de ferrita, foi amplamente comercializada, utilizada em refinarias de petróleo, indústrias alimentícias, fábricas de papel e na indústria farmacêutica. No entanto,

certas barreiras tecnológicas foram encontradas, e os aços inoxidáveis dúplex foram reduzidos a um pequeno nicho de mercado. Já no início dos anos 70, uma nova escassez de níquel ocorreu e, somada à alta demanda de aços inoxidáveis pela indústria petrolífera, os AID tiveram uma nova expansão no mercado. Outro fator que impulsionou o consumo dos AID nessa época foi o desenvolvimento de novas técnicas de refino siderúrgico, como a descarburização e desgaseificação a vácuo (*Vaccum Oxygen Decarburization - VOD*), que tornou possível a produção de aços com baixo teor de carbono, nitrogênio e enxofre [5].

A segunda geração de AID foi desenvolvida no início dos anos 80, justificada pela necessidade melhorar a soldabilidade desses materiais através de maiores adições de nitrogênio. Outras duas classes de AID surgiram nessa mesma época, os *superduplex* e os *lean duplex*. Os aços inox *superduplex* apresentam uma resistência à corrosão por pites (*Pitting Resistance Equivalent - PRE*) superior aos AID padrão. Já os *lean duplex* apresentam menores adições de elementos de liga, sobretudo o molibdênio, para reduzir custos de produção e por isso são conhecidos também como aços inoxidáveis duplex baixa liga. Na Figura 2.2 está mostrado o resumo do desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex, com relação ao PRE, ao longo dos últimos 60 anos.

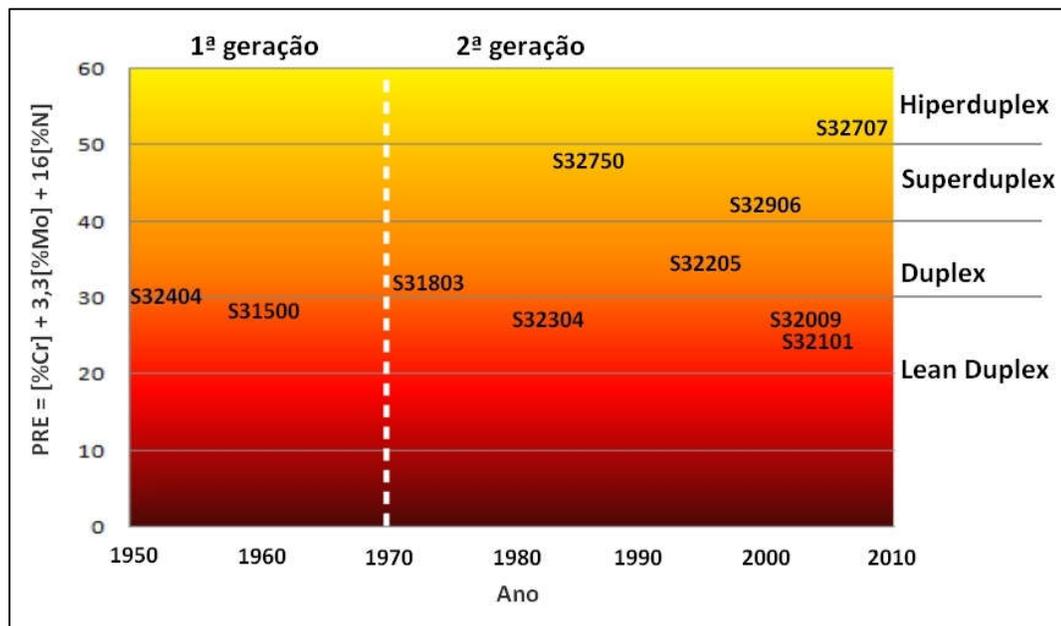


Figura 2.2: Desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex ao longo do tempo. Adaptado de [6].

No ano de 2014, a produção de aço inoxidáveis superou o valor de 40 megatoneladas, apresentando uma taxa de crescimento de aproximadamente 6% ao ano nas últimas décadas,

como pode ser visto na Figura 2.3. Apesar do crescimento contínuo da produção dos aços inoxidáveis, os AID ainda constituem uma parcela muito pequena desse mercado, cerca de 1% do total. A maior parcela da produção fica com os aços inoxidáveis ao cromo e níquel, série 300, representando mais da metade desse mercado, seguido pelos aços inoxidáveis ao cromo da série 400, e pelos aços ao cromo e manganês, série 200 [7].

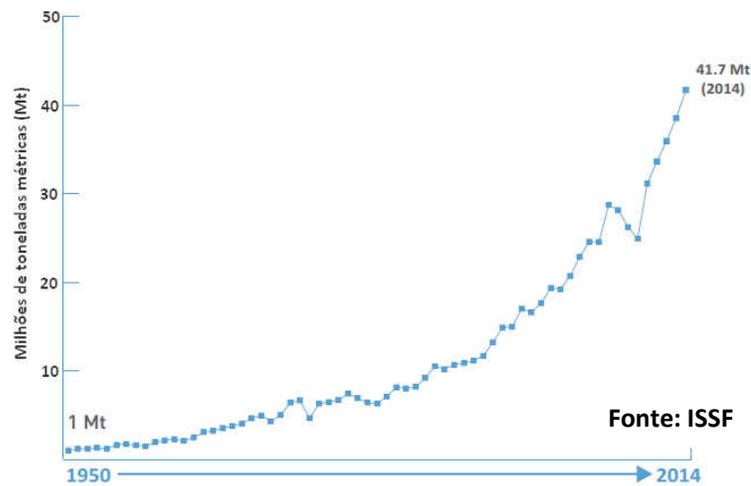


Figura 2.3: Produção de aços inoxidáveis ao longo dos anos [7].

O maior custo de usinagem e a necessidade de técnicas de soldagem mais caras, como a TIG, acabam inviabilizando o uso dos AID em diversas aplicações onde os demais aços inoxidáveis apresentam um desempenho satisfatório. A distribuição do consumo dos diversos tipos de aços inoxidáveis pode ser vista na Figura 2.4.

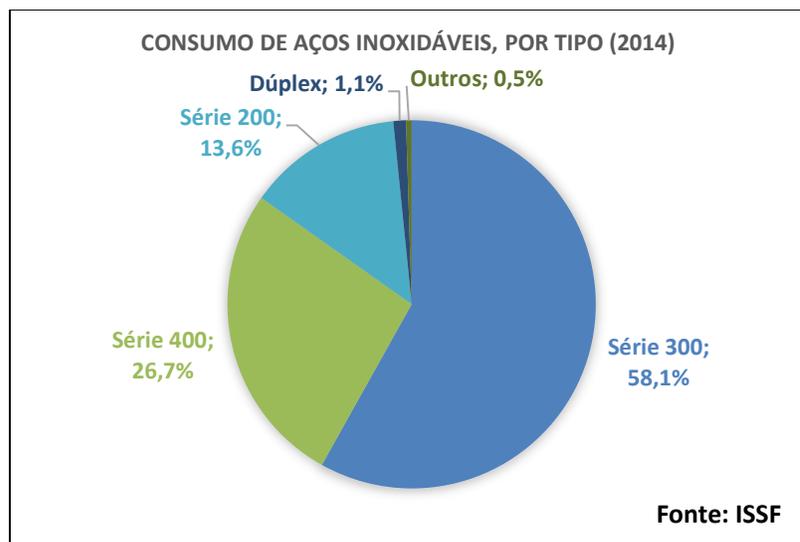


Figura 2.4: Produção de aços inoxidáveis, por tipo, no ano de 2014. Adaptado de [7].

## 2.2.2 Propriedades Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Dúplex

Larsson e Lundqvist [8,9] descreveram em 1986 as propriedades de dois aços ferrítico-austeníticos, assim como os processos de usinagem, forjamento e soldagem desses materiais. Nesse estudo foi comprovado que os aços inoxidáveis dúplex apresentavam, simultaneamente, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão superiores a dos aços AISI 304L e 316L, ambos austeníticos, com a vantagem de usar menos níquel para serem produzidos.

Quando comparados com aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, os AID apresentam, em média, propriedades mecânicas bem superiores. A norma ASTM A240 [10] especifica a composição química de várias ligas de aços inoxidáveis usados para fabricação de vasos de pressão e aplicações gerais. Na Tabela 2.1, estão mostradas as propriedades mecânicas típicas de dois aços ferríticos (AISI 403 e 410), dois aços austeníticos (AISI 304 e 316L) e de dois aços inoxidáveis dúplex (S31803 e S32205).

**Tabela 2.1: Propriedades mecânicas de algumas ligas de aços inoxidáveis [10].**

Aço	Tipo	Resistência à tração [MPa]	Resistência ao escoamento [MPa]	Alongamento [%]	Dureza HBW
403	Ferrítico	485	205	25	217
410	Ferrítico	450	205	20	217
304	Austenítico	515	205	40	201
316L	Austenítico	485	170	40	217
S31803	Dúplex	620	450	25	293
S32205	Dúplex	655	450	25	293

Tanto propriedades mecânicas como resistência à corrosão são obtidas nos AID através da microestrutura, resultado do controle simultâneo da composição química e do processamento termomecânico desses materiais [5]. A resistência à corrosão por pites (PRE) também é notavelmente superior nos aços de estrutura bifásica, como pode ser visto na Tabela 2.2, que mostra os teores de elementos de ligas de alguns aços inoxidáveis e seus respectivos valores de PRE.

**Tabela 2.2: Composição química de alguns aços inoxidáveis [10].**

Aço	Tipo	Cr [wt%]	Ni [wt%]	Mo [wt%]	C [wt%]	N [wt%]	PRE*
410	Ferrítico	11,5 - 13,5	0,75	-	0,08 - 0,15	-	12,5
304	Austenítico	17,5 - 19,5	8,0 - 10,5	-	0,07	0,10	20,1
316L	Austenítico	16,0 - 18,0	10,0 - 14,0	2,0 - 3,0	0,03	0,10	26,5
S31803	Dúplex	21,0 - 23,0	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	0,03	0,08 - 0,20	35
S32205	Dúplex	22,0 - 23,0	4,5 - 6,5	3,0 - 3,5	0,03	0,14 - 0,20	35
S32750	Superdúplex	24,0 - 26,0	6,0 - 8,0	3,0 - 5,0	0,03	0,24 - 0,32	42

\*: calculado de acordo com ref. [6]

Nos últimos 20 anos, os AID se tornaram de grande interesse devido à sua elevada resistência a falhas por corrosão sob tensão (*stress corrosion cracking*), principalmente em meios com alta concentração de íons cloreto, o que possibilita a aplicação desses materiais em ambientes marinhos. A Figura 2.5 mostra um ensaio feito de corrosão sob tensão em várias temperaturas, variando a concentração de cloreto em meio aquoso, com tensão aplicada igual à do escoamento do material. Para uma mesma concentração de  $\text{Cl}^-$ , os aços inoxidáveis dúplex suportaram a tensão em temperaturas até 150°C superiores aos aços inoxidáveis austeníticos [11].

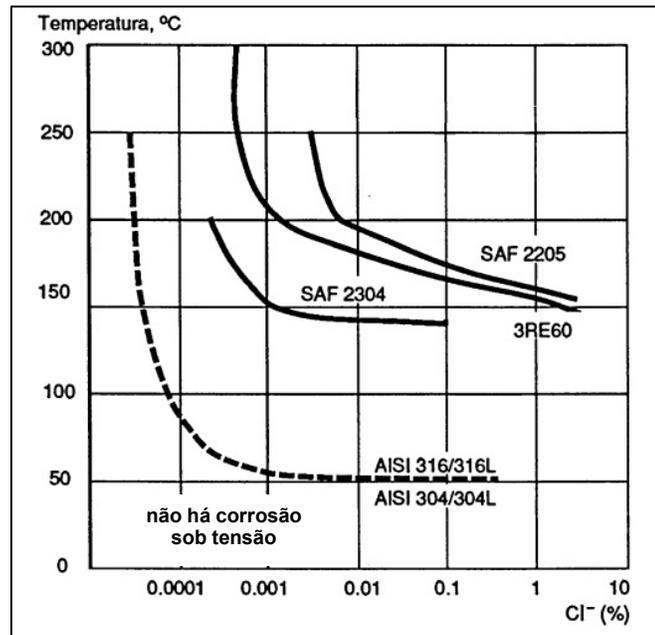
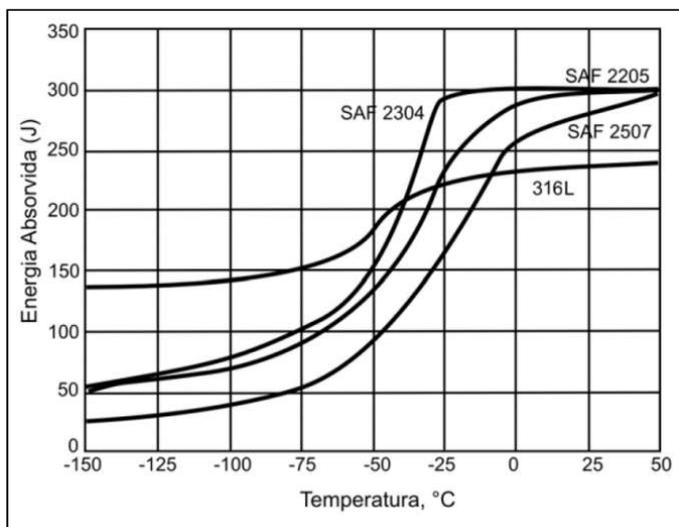


Figura 2.5: Ensaio de corrosão sob tensão para aços inoxidáveis austeníticos (AISI304/316) e dúplex (2304/3RE60/2205). 1000h sob tensão. Adaptado de [11].

Em termos de tenacidade ao impacto, os AID, por apresentar quantidades semelhantes de ferrita e austenita, apresentam um comportamento intermediário entre os aços de estrutura CCC (cúbica de corpo centrado) e CFC (cúbica de face centrada). Assim como os aços ferríticos, os AID apresentam a transição dúctil frágil em baixas temperaturas, onde a energia absorvida pelo impacto cai dramaticamente. Na Figura 2.6 pode-se ver o comportamento de aços inoxidáveis dúplex (2304 e 2205), superdúplex (2507) e austenítico (AISI 316L). Em temperatura ambiente, é notável a maior tenacidade dos AID em comparação com o aço inoxidável austenítico, mas para temperaturas inferiores a -50°C, a tenacidade dos AID diminui para menos da metade do valor inicial [12].



**Figura 2.6: Variação da tenacidade ao impacto com a temperatura para aços inoxidáveis dúplex (2304/2205), superduplex (2507) e austenítico (AISI 316L). Adaptado de [12].**

Larsson e Lundqvist [9] propuseram que a tenacidade de um aço inoxidável dúplex é governada pela quantidade da fase ferrítica em sua microestrutura e, quanto maior for a proporção dessa fase, maior será a temperatura de transição dúctil-frágil do material. De forma geral, quantidades de austenita inferiores a 30% levam à redução da tenacidade e da resistência à corrosão, enquanto que quantidades de ferrita inferiores a 30% levam à redução da resistência mecânica e aumentam a susceptibilidade à falha por corrosão sob tensão [11].

### 2.2.3 Metalurgia dos Aços Inoxidáveis Dúplex

Aços inoxidáveis dúplex solidificam de forma ferrítica e abaixo da linha  $\delta$  solvus, a liga metálica encontra-se no campo bifásico ferrítico-austenítico ( $\delta + \gamma$ ). Para obter a proporção de fases 50/50, o SAF 2205 (nome comercial para o aço UNS S31803), por exemplo, deve ser resfriado de forma rápida a partir de uma temperatura próxima a 1100°C [8]. Além da temperatura, a composição química tem papel importante para obtenção da estrutura bifásica balanceada. Elementos de liga como cromo e molibdênio tendem a favorecer a formação da fase ferrítica, enquanto que elementos como níquel e nitrogênio favorecem a formação da austenita. Em 1992, Koteki *et al.* [13] estudaram a influência de cada elemento na formação das fases no metal de solda de alguns aços inoxidáveis, e revisaram as fórmulas para o cálculo do cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ), que pode ser vista na Equação 1, e para o níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ), que pode ser vista na Equação 2.

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 0,7 * Nb \quad \text{Eq. (1)}$$

$$Ni_{eq} = Ni + 35 * C + 20N + 0,25 * Cu \quad \text{Eq. (2)}$$

Por meio das equações é possível notar a forte influência do carbono e do nitrogênio como elementos gamagênicos, formadores da austenita. A Figura 2.7 mostra um diagrama pseudobinário, onde a formação das fases depende da razão entre cromo e níquel equivalentes. O AID SAF 2205, por exemplo, apresenta uma razão de  $Cr_{cq}/Ni_{cq}$  igual a 2,75, e só atinge o campo bifásico  $\delta + \gamma$  abaixo de 1200°C, ou seja, acima dessa temperatura, esse aço tende a apresentar estrutura 100% ferrítica.

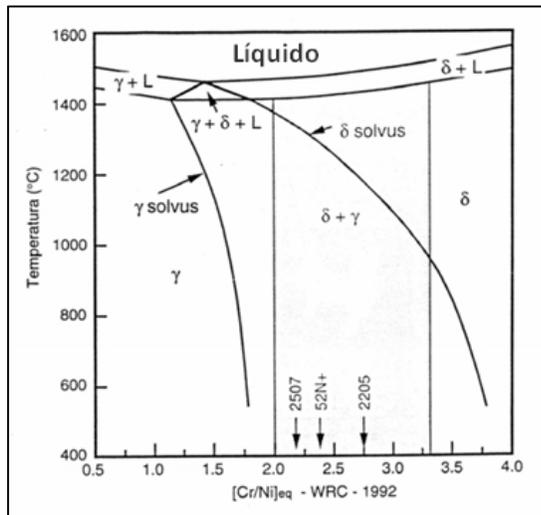


Figura 2.7: Diagrama bifásico pseudobinário para aços inoxidáveis. Adaptado de [14].

Assim como nos aços ao carbono, a fase  $\delta$  não é estável à temperatura ambiente nos aços inoxidáveis dúplex. No aço SAF 2205 (UNS S31803), a ferrita começa a solidificar a partir de 1480°C, e até 1340° C é a única fase presente na liga metálica. A partir dessa temperatura inicia-se a precipitação da austenita que, por ser mais estável, consome a ferrita delta durante sua formação. O equilíbrio entre as fases ocorre em temperaturas um pouco acima de 1100 °C, e abaixo dessa temperatura a austenita passa a ser a fase majoritária. A fase sigma ( $\sigma$ ), estável a partir de 980°C, precipita nos contornos de grão da ferrita, e a consome durante seu crescimento. Abaixo de 900 °C, somente  $\gamma$  e  $\sigma$  são estáveis no aço SAF 2205 [5,8,15]. A Figura 2.8 mostra um diagrama com o equilíbrio das fases em função da temperatura.

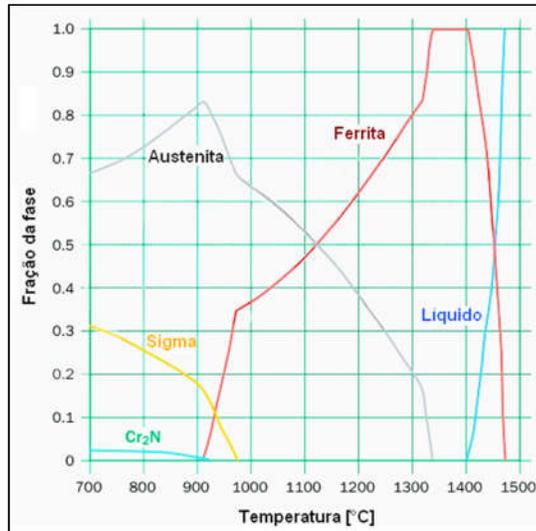


Figura 2.8: Equilíbrio das fases em função da temperatura para o aço inoxidável dúplex SAF 2205.

Adaptado de [15].

Durante a solidificação dos AID, as dendritas de ferrita delta crescem até esgotar totalmente a fase líquida. Ao longo do resfriamento, ocorre a precipitação da austenita nos contornos interdendríticos da ferrita e, com a diminuição da temperatura, a fase  $\gamma$  se expande, consumindo parte da fase  $\delta$ . A proporção das fases em uma estrutura bruta de fusão depende tanto da composição química do aço quanto da velocidade de resfriamento ao qual é submetido. Na Figura 2.9.a pode ser vista a estrutura de um aço inoxidável dúplex SAF 2205 fundido, com 70% de ferrita e 30% de austenita. Produtos finalizados, com estrutura mais refinada podem ser obtidos por processos como forjamento, laminação e extrusão, seguidos de tratamento térmico de solubilização e rápido resfriamento, com objetivo de regular a proporção de fases [5,8,16]. A Figura 2.9.b mostra a microestrutura de um aço SAF 2205 laminado e solubilizado a 1080°C, com iguais quantidades das fases  $\delta$  e  $\gamma$ .

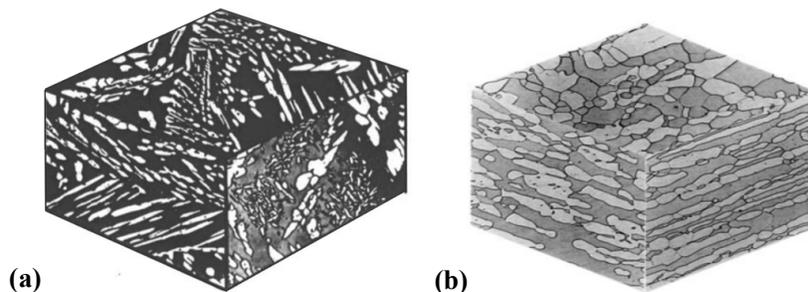


Figura 2.9: Microestruturas de um SAF 2205, (a) bruto de fusão [5] e (b) laminado [17]. Fase escura é ferrita, fase clara é austenita.

## 2.2.4 Precipitação de Fases Secundárias

Aços inoxidáveis em geral, por apresentar altas adições de elementos de liga como cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio, estão susceptíveis à formação de várias fases além de ferrita e austenita. A formação dessas fases secundárias é indesejada já o seu aparecimento acarreta grande prejuízo para o desempenho desses materiais. No diagrama de transformação isotérmica, mostrado na Figura 2.10, podem ser vistas as curvas de precipitação de fases secundárias em um SAF 2205. É possível notar que poucos minutos em altas temperaturas podem ser suficientes para o início da formação de fases como sigma e Chi, além de nitretos e carbonetos [17-19].

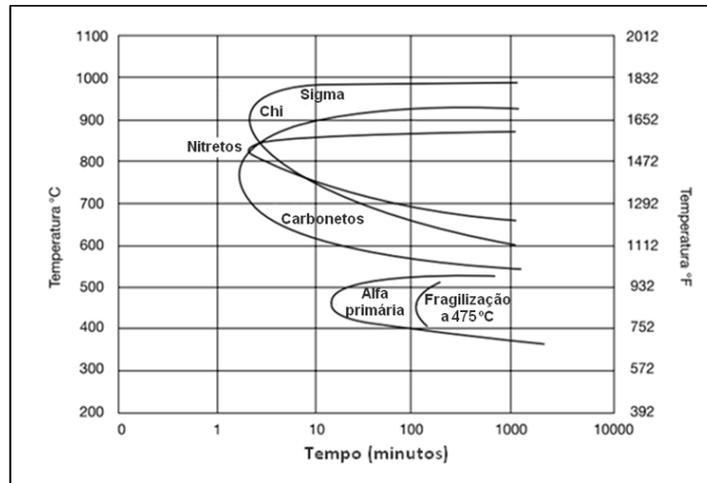


Figura 2.10: Diagrama de transformação isotérmica para um aço SAF 2205. Adaptado de [19].

Nos próximos capítulos serão descritas algumas das fases secundárias presentes em aços inoxidáveis dúplex, além das condições necessárias para sua formação e consequências para as propriedades mecânicas e de corrosão.

### Fase Sigma ( $\sigma$ )

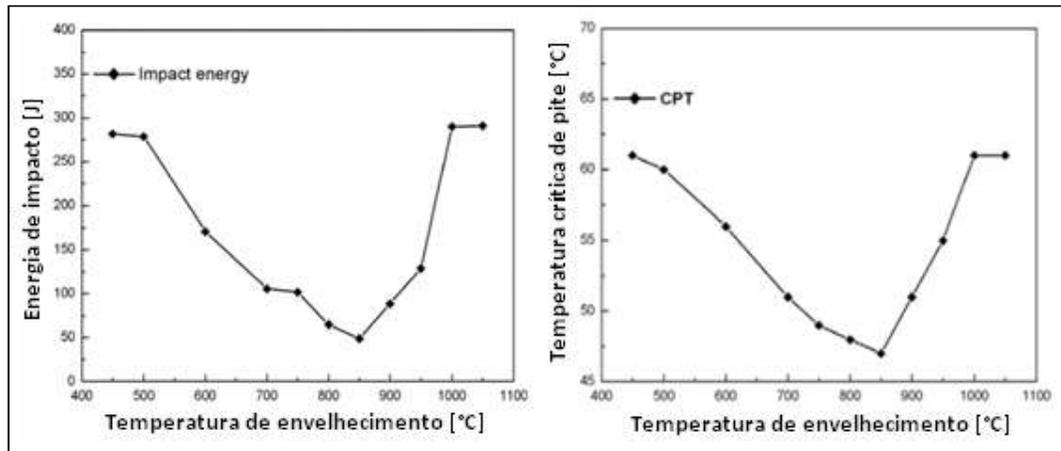
A fase sigma é considerada em muitos estudos como a fase intermetálica de maior relevância para os aços inoxidáveis dúplex, já que a composição química desses materiais favorece o seu aparecimento e também porque ela prejudica tanto as propriedades mecânicas como as de corrosão [20]. A precipitação de  $\sigma$  ocorre nas interfaces  $\delta/\gamma$ , no intervalo de 600 a 1000°C, tendo como máxima taxa de crescimento em torno de 850°C. No entanto, o tempo necessário para a formação irá depender da quantidade de elementos de liga presentes na liga, sobretudo cromo e molibdênio. Por esse motivo, aços inoxidáveis superdúplex apresentam

maior tendência ao aparecimento de fase sigma do que os dúplex padrão, como o SAF 2205 [11, 20, 21, 22]. A Tabela 2.3 apresenta a distribuição dos elementos de liga em um AID 25Cr-7Ni-3Mo nas fases  $\delta$ ,  $\gamma$  e  $\sigma$ , após 20 min a 820°C.

**Tabela 2.3: Composição química das fases de um aço 25Cr-7Ni-3Mo tratado termicamente a 820°C [22].:**

Fase	Fe [wt%]	Cr [wt%]	Ni [wt%]	Mo [wt%]
Ferrita, $\delta$	66,6	25,8	6,2	3,2
Austenita, $\gamma$	68,0	23,6	8,3	2,1
Sigma, $\sigma$	61,7	31,9	3,3	6,1

Deng *et al.* [23] fizeram, em 2009, um estudo para avaliar a influência da formação de fase sigma na tenacidade ao impacto, a -40°C, e na temperatura crítica de pite (CPT – *critical pitting temperature*) para o aço inoxidável dúplex UNS S31803. As amostras foram mantidas em forno em temperaturas variando de 450 a 1000°C por 10 minutos. O resultado do estudo pode ser visto na Figura 2.11.



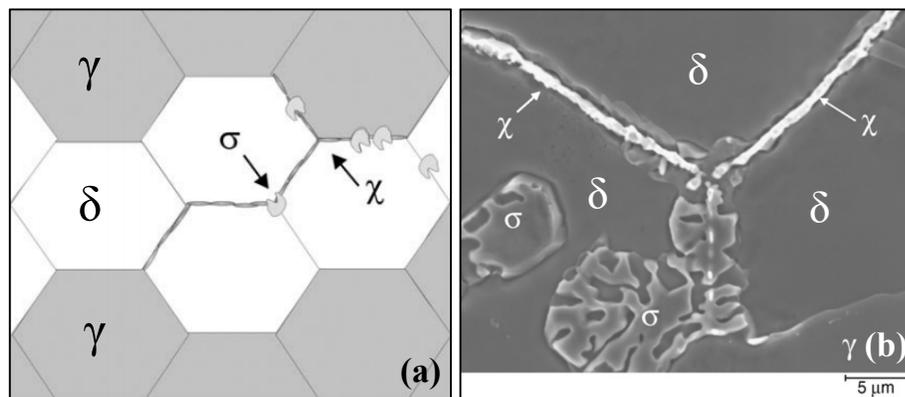
**Figura 2.11: Tenacidade ao impacto e CPT para amostras tratadas termicamente por 10 min. [23].**

Tanto a energia de impacto quando a temperatura crítica de pite tiveram os menores valores na amostra tratada a 850°C, que formou cerca de 1,2% de  $\sigma$ . Esses resultados comprovam a forte influência que pequenas quantidades de  $\sigma$  podem ter sobre as propriedades dos aços inoxidáveis dúplex, e são de fundamental importância para o processamento desses materiais. Chen e Yang [24] avaliaram a influência da taxa de resfriamento de um SAF 2205, solubilizado a 1080°C, sobre a precipitação de fase sigma. Os autores concluíram que uma taxa de resfriamento superior a 15°C/min é necessária para prevenir a formação de  $\sigma$  após o tratamento de solubilização.

No entanto, não é somente a temperatura que influencia no surgimento de fase sigma nos AID. Foi comprovado que a deformação plástica prévia facilita a precipitação de  $\sigma$  em AID [25]. A deformação faz com que contornos de grão  $\delta/\gamma$  de baixo ângulo tornem-se contornos de grão de alto ângulo, diminuindo a energia necessária para a precipitação e crescimento, tanto da austenita, quanto da fase sigma, em um aço 24Cr-7Ni-3Mo-0,14N. inoxidável dúplex SAF 2205. Momeni e Dehghani [26] estudaram a influência que a velocidade de deformação ( $\epsilon^\circ$ ) tem sobre a formação de fase sigma em um aço inoxidável dúplex SAF 2205. Para um mesmo tempo de permanência no forno, a 800°C, quanto menor for a velocidade de deformação, maior é a porcentagem de sigma formada. Isso ocorre porque maiores taxas de deformação promovem a recristalização dinâmica na austenita, porém incompleta recuperação na ferrita, que são condições desfavoráveis para a formação de  $\sigma$ .

#### Fase Chi ( $\chi$ )

A fase Chi ( $\chi$ ) precipita praticamente na mesma faixa de temperatura que a fase sigma, apresentando o “cotovelo” da curva em “C”, no diagrama de transformação isotérmico, em temperaturas levemente inferiores. Essa fase, assim como a  $\sigma$ , é formada basicamente por ferro, cromo e molibdênio, e por esse motivo, também é frequente em aços inoxidáveis dúplex. Alguns estudos mostram que a fase Chi precipita preferencialmente nos contornos de grão da fase ferrítica, e que, dependendo do ciclo térmico, as partículas de  $\chi$  servem como sítios preferenciais para precipitação da fase sigma [20, 27, 28]. A Figura 2.12a mostra um desenho esquemático que mostra como se dá a precipitação de sigma a partir da fase Chi, e na Figura 2.12b pode ser vista uma imagem feita em microscopia eletrônica de varredura (MEV).



**Figura 2.12: Desenho esquemático (a) e imagem em MEV (b) da precipitação de  $\sigma$  e  $\chi$  em AID. [27].**

Pohl *et al.* [29] investigaram a influência do teor de fases secundárias ( $\sigma + \chi$ ) em dois aços inoxidáveis, um dúplex e um superdúplex. Em ambos os materiais analisados, a presença de fases intermetálicas diminuiu a energia de impacto, reduziu a ductilidade e a resistência à corrosão. Os autores concluíram também que formação de fases ricas em cromo e molibdênio acaba levando ao empobrecimento desses elementos na fase austenítica, o que afeta diretamente a resistência à corrosão por pites, por exemplo. A Figura 2.13 mostra o efeito do teor de fases intermetálicas em AID sobre a tenacidade ao impacto.

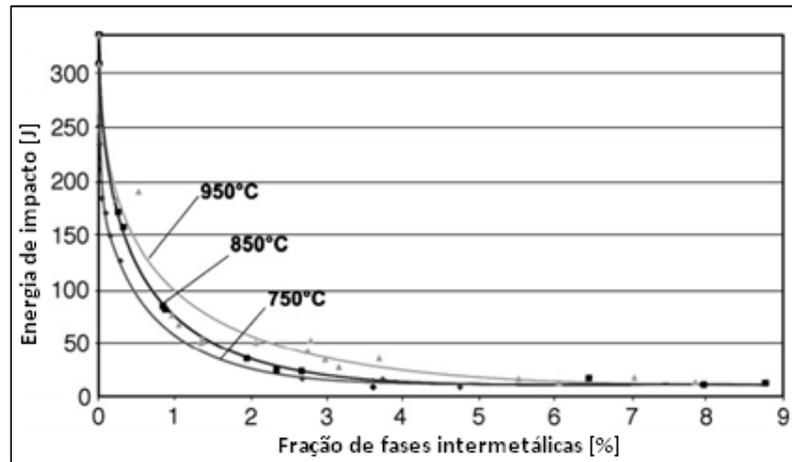


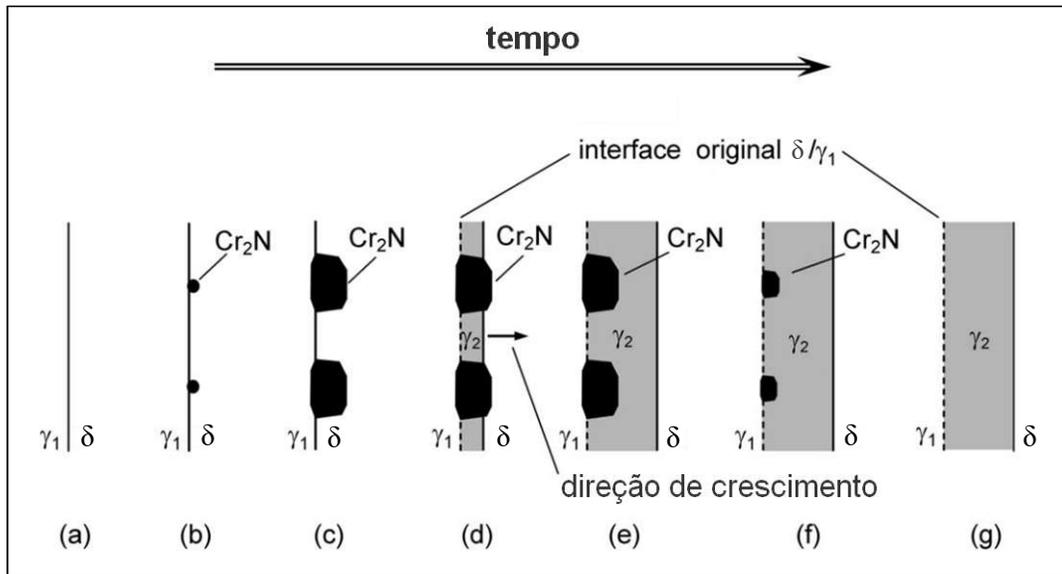
Figura 2.13: Tenacidade ao impacto de um AID em relação ao teor de fases intermetálicas ( $\sigma + \chi$ ). [29].

#### Nitretos e Austenita Secundária

O nitrogênio é um importante elemento de liga nos AID, sobretudo no que diz respeito à soldagem desses materiais. Ele atua como austenitizante durante o resfriamento de ligas solubilizadas e em metais de solda produzidas por fusão. O aço inoxidável dúplex UNS S32205, desenvolvido a partir do aço UNS S31803, teve seu teor de nitrogênio mínimo aumentado de 0,08 para 0,14% justamente para melhorar a soldabilidade desse material. Além disso, a quantidade de nitrogênio é de fundamental importância para os AID pelo fato desse elemento ter baixa solubilidade na fase ferrítica, o que leva a precipitação de  $\text{CrN}$  e  $\text{Cr}_2\text{N}$  durante o resfriamento a partir de temperaturas acima de  $1000^\circ\text{C}$  [30].

Ramirez *et al.* [31] mostraram, em um estudo recente sobre aços inoxidáveis dúplex, como a precipitação de nitretos pode auxiliar na formação de austenita secundária ( $\gamma_2$ ), que também apresenta estrutura cristalina CFC, porém com menor quantidade de cromo, o que compromete a resistência à corrosão do material. O resfriamento acelerado ( $80^\circ\text{C/s}$ ) de um AID a partir de  $1000^\circ\text{C}$  leva à precipitação de  $\text{Cr}_2\text{N}$  nas interfaces entre ferrita e austenita.

Conforme ocorre o coalescimento dos precipitados, os teores de Cr, Mo e V (todos elementos ferritizantes) caem localmente, favorecendo a nucleação e crescimento da austenita secundária. No entanto, longos intervalos de tempo sob aquecimento permitem a difusão do N e dos elementos substitucionais (Cr, Mo e V) para a austenita, resultando na completa dissolução dos nitretos. A Figura 2.14 mostra um desenho esquemático da formação de  $\gamma_2$  a partir de  $\text{Cr}_2\text{N}$ .



**Figura 2.14: Desenho esquemático da formação de  $\gamma_2$  a partir de  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Adaptado de [31].**

A presença de nitretos nos AID está normalmente associada a uma microestrutura predominantemente ferrítica, resultado da utilização de elevadas taxas de resfriamento. Materiais com essa estrutura tendem a apresentar menor tenacidade e resistência à corrosão por pites, sobretudo por haver menor quantidade de austenita. Sieurin *et al.* [32] investigaram os ciclos térmicos associados a um solda por arco submerso em um aço SAF 2205. Os autores concluíram que taxas inferiores a  $50^\circ\text{C/s}$  já eram suficientes para evitar a fragilização do material.

#### Alfa primária e Fragilização a $475^\circ\text{C}$

Outro fenômeno fragilizante que pode ocorrer aos aços inoxidáveis dúplex é a formação de *alfa prime* ( $\alpha'$ ), que é uma fase frágil e rica em cromo, resultado da decomposição espinoidal da ferrita. Ela pode ocorrer em temperaturas entre  $280$  e  $500^\circ\text{C}$ , sendo mais acelerada na temperatura  $475^\circ\text{C}$  e por, esse motivo, a queda severa de tenacidade devido ao surgimento de  $\alpha'$  é conhecido como o fenômeno de fragilização a  $475^\circ\text{C}$  [11]. Nessa

faixa de temperatura, o tempo necessário para a formação de alfa *prime* varia bastante, de 1000h a 280°C a alguns minutos a menos de uma hora a 475°C. Weng *et al.* [33] investigaram o fenômeno de fragilização de um aço inoxidável dúplex SAF 2205 entre 400 e 500°C. Os autores concluíram que amostras envelhecidas a 475°C por 8 horas apresentaram uma queda de 50% da energia de impacto, e que se esse tempo fosse estendido para 32h, a fragilização do material seria completa. A Figura 2.15 mostra o resultado desse estudo.

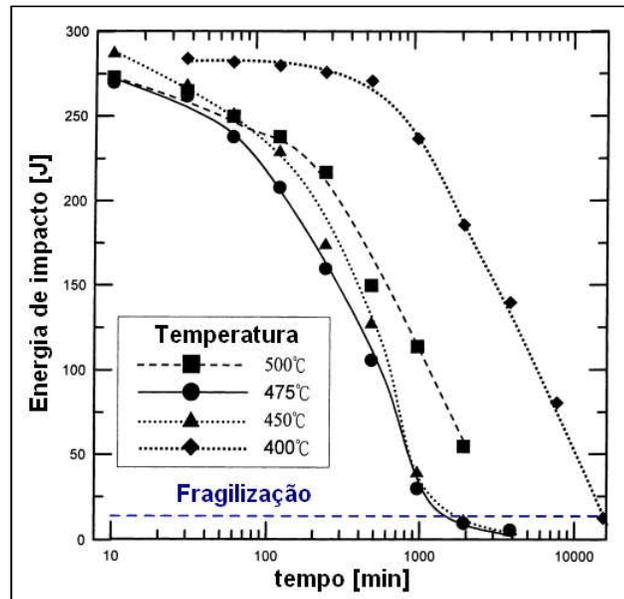


Figura 2.15: Efeito do tempo de envelhecimento sobre a tenacidade ao impacto de um aço SAF 2205. [33].

## 2.3 SOLDAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DÚPLEX

### 2.3.1 Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Dúplex

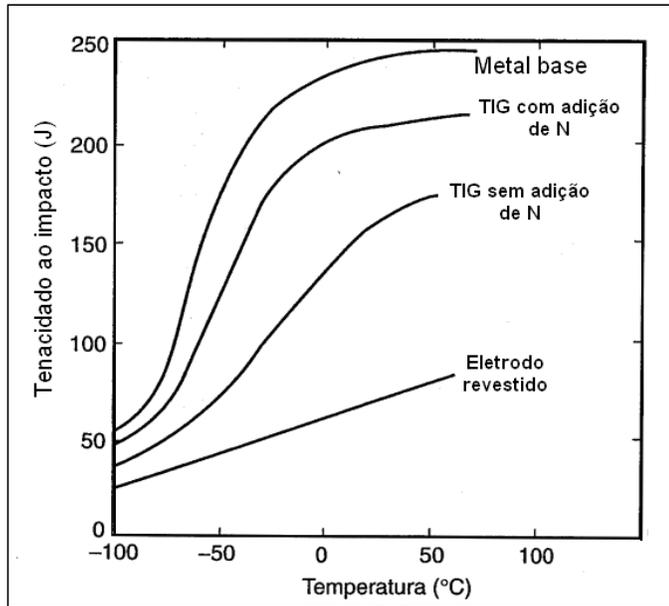
Como já demonstrado nos capítulos anteriores, os aços inoxidáveis dúplex são materiais sensíveis ao calor, uma vez que apresentam tendência à formação de fases secundárias deletérias. Sendo assim, a soldagem desses materiais foi muito estudada ao longo dos anos, afim de se obter união plena desses materiais, sem causar grandes prejuízos às suas propriedades. Larsson e Lundqvist [8], já em 1987, classificaram o SAF 2205 como sendo de boa soldabilidade, e algumas técnicas de soldagem convencional foram consideradas aceitáveis para esse material, embora tenha havido queda de tenacidade em todos os casos.

Além da precipitação de fases secundárias, o principal desafio de soldar os AID é produzir um metal de solda e uma zona termicamente afetada (ZTA) com quantidades semelhantes de ferrita e austenita. Como visto no Capítulo 2.2.3, os AID solidificam de forma

ferrítica, e, caso a taxa de resfriamento seja alta, haverá pouca austenita no metal de solda. Shinozaki *et al.* [34] investigaram a ocorrência de trinca induzida por hidrogênio em juntas soldadas, em um aço SAF 2205, quando se usava pequenas quantidades de hidrogênio no gás de proteção. Os autores concluíram que juntas com mais de 50% de ferrita já apresentavam susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, que aumentava exponencialmente quando havia mais de 70% de ferrita no metal de solda.

A estratégia metalúrgica mais usada para evitar a ferritização da junta soldada é adição de níquel e nitrogênio no metal de adição, ambos elementos que promovem a formação da fase austenítica durante o resfriamento do material. A inserção de níquel durante a soldagem do aço SAF 2205 foi estudada por Kotecki [35], que comparou as propriedades de juntas soldadas com dois metais de adição diferentes: um idêntico ao metal base (6,1%Ni), e outro com maior quantidade de níquel (8,3%Ni). Os resultados do estudo comprovaram que a solda produzida com maior teor de níquel apresentava uma energia de impacto Charpy duas vezes maior que a apresentada pela solda com menor teor desse elemento, justamente pelo fato de a primeira ter uma maior quantidade de austenita no metal de solda do que a segunda.

O nitrogênio, por ser um átomo pequeno, ocupa sítios intersticiais na estrutura cristalina no ferro, e difunde de forma mais rápida e com maior alcance que os átomos substitucionais, como níquel e cobre. Por esse motivo, ele é considerado elemento chave para soldagem de aços inoxidáveis duplex [30], podendo ser adicionado à solda tanto por meio do metal de adição, como através do gás de proteção em processos que envolvam fusão [36]. Essa estratégia se torna importante em processos de soldagem com baixa energia de soldagem, como TIG e eletrodo revestido, já que a taxa de resfriamento nesses processos é elevada e há tendência de ferritização do metal de solda. Larson e Lundqvist [37] mediram a tenacidade ao impacto de soldas produzidas por eletrodo revestido e por TIG, no qual foram usados dois metais de adição diferentes, um semelhante ao metal base (UNS S31803) e um com adição de nitrogênio. A solda produzida por TIG com metal de adição enriquecido com nitrogênio foi a que apresentou maior quantidade de austenita, e conseqüentemente, maior energia de impacto. O resultado do estudo pode ser visto na Figura 2.16.



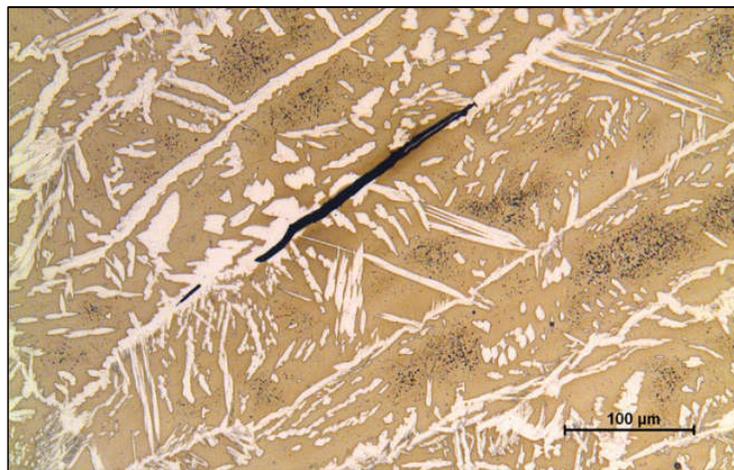
**Figura 2.16:** Efeito da composição química do metal de adição sobre a tenacidade ao impacto de soldas em aço inoxidável dúplex UNS S31803. Adaptado de [37].

Karlsson e Arcini [38] realizaram um estudo com a aplicação um processo híbrido soldagem (laser/MIG) de baixa energia de soldagem, em três tipos de aços inoxidáveis dúplex, um SAF 2101 (dúplex baixa liga), um SAF 2205 (dúplex padrão) e um SAF 2507 (superdúplex), em chapas de 10 a 16 mm de espessura. O estudo demonstrou que o uso de soldagem a laser autógena não é adequada para soldagem desses materiais, já que, como não há adição de elementos de liga austenitizantes e a taxa de resfriamento torna-se elevada, há forte ferritização da poça de fusão. O objetivo de utilizar a solda MIG em conjunto com a solda a laser seria melhorar a qualidade da solda, tanto pelo aumento da energia de soldagem como pela inserção de elementos que liga que diminuíssem a ferritização da junta soldada. No entanto, os resultados, apesar da significativa melhora, ainda apresentaram elevada porcentagem de ferrita delta na microestrutura da solda, como pode ser visto nos resultados na Tabela 2.4.

**Tabela 2.4:** Porcentagem de ferrita [%] observada no metal de solda em diferentes processos. [38].

Material/Processo	Laser	Laser	Laser-MIG	Laser-MIG
SAF 2101	88	86	80	74
SAF 2205	99	95	81	81
SAF 2507	80	78	73	65
Energia de soldagem [kJ/mm]	0,12	0,24	0,30	0,62

Apesar de os AID não serem materiais susceptíveis à trincas de solidificação, devido à solidificação se dar na fase ferrítica [39], a soldagem desses materiais com parâmetros inadequados, pode levar à fissuração à quente. Esse fenômeno está associado tanto à geometria do cordão de solda, quanto ao uso de baixa energia de soldagem e elevada diluição. Karlsson [40] observou trincas a quente, Figura 2.17, em um aço inoxidável SAF 2205 soldado por processo híbrido a laser, com energia de soldagem de 0,6 kJ/mm. A ocorrência de trincas a quente se deve ao fato de a estrutura produzida pelo processo de soldagem apresentar pequena quantidade de austenita, uma vez que materiais que solidificam de forma ferrítica são muito propensos a desenvolver esse tipo de defeito [39].



**Figura 2.17: Trinca a quente encontrada no metal de solda de um aço inoxidável duplex com 22% Cr com grande quantidade de ferrita. [40].**

Uma vez provada a inadequação de processos de baixa energia de soldagem para união de chapas de grande espessura (maiores que 10 mm), surge a necessidade de utilizar-se processos com maior aporte térmico associado. Pardal *et al.*, em dois trabalhos [41, 42], estudaram a utilização do processo de arco submerso para chapas espessas (>20mm) de um SAF 2205. Por se valer de um processo com maior aporte térmico, os autores obtiveram um metal de solda com quantidades de ferrita entre 25 e 65%, considerado aceitável pela norma norueguesa NORSOK M-601 [43]. No entanto, apesar da proporção de fases se encontrar dentro dos limites aceitáveis, foi verificada uma significativa queda na tenacidade próximo ao centro do cordão de solda, apresentando uma energia de impacto inferior a 27J, a -46 °C. A Figura 2.18 mostra o perfil de tenacidade ao longo da seção transversal ao cordão de solda.

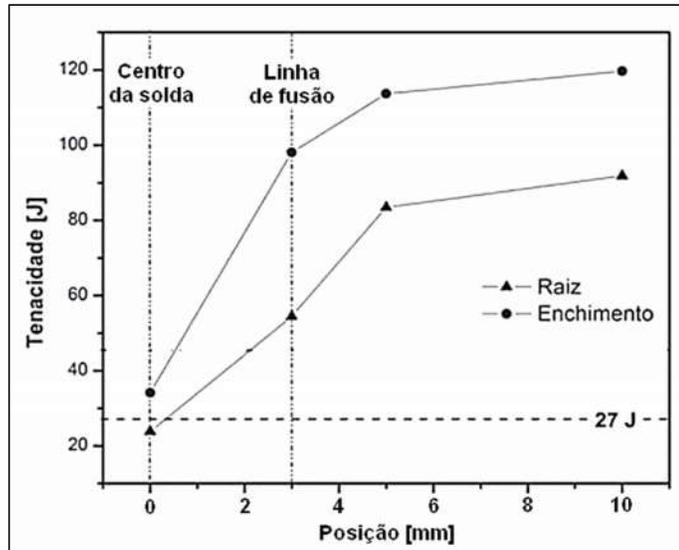


Figura 2.18: Tenacidade ao longo da solda estudada por Pardal *et al.*, na raiz e no enchimento. [42].

Os autores concluíram que a queda de tenacidade pode ter sido causada pela precipitação de fases secundárias, como sigma e chi, embora eles não tivessem meios de provar. O estudo de Luo *et al.* [44] mostrou que a utilização do processo de arco submerso, na soldagem do SAF 2205, apresenta forte tendência à precipitação de fases deletérias devido ao grande aporte térmico associado a essa técnica. Sendo assim, para garantir a qualidade da junta soldada, os autores propuseram a utilização de um tratamento térmico de solubilização após a solda, o que se mostrou muito efetivo. Outros autores [36, 45 e 46] também concluíram que o tratamento térmico após a solda é uma alternativa eficaz de eliminar os defeitos causados pela soldagem nos AID, o que, no entanto, implica no aumento do custo final de soldagem.

Em síntese, a soldagem dos aços inoxidáveis dúplex por técnicas convencionais é viável e produz juntas com propriedades mecânicas aceitáveis, desde que sejam observados o tempo de permanência em temperaturas elevadas e a taxa de resfriamento desenvolvida no processo, cujo intervalo ideal situa-se entre 20 e 50°C/s [5].

### 2.3.2 Soldagem e Resistência à Corrosão

Os aços inoxidáveis dúplex, como já vimos em capítulos anteriores, são ligas ferrosas de elevada resistência mecânica e com boa resistência à corrosão em uma ampla variedade de ambientes agressivos. Portanto, o processamento desses materiais deve preocupar-se tanto com as propriedades mecânicas quanto com as de corrosão.

No que se refere à soldagem, sempre houve dúvida se as estruturas produzidas pelos processos convencionais, tanto na zona de fusão quanto na zona termicamente afetada, iriam acarretar algum prejuízo para a resistência à corrosão do material. Por esse motivo, Moura *et al.* [47] avaliaram inúmeras microestruturas, que podem ser encontradas em juntas soldadas de aços inoxidáveis dúplex, com relação ao potencial de corrosão por pites ( $E_{\text{pite}}$ ), em meio salino. Os autores concluíram que só houve queda significativa no potencial de pite, ou seja, o material fica mais susceptível à corrosão, quando a microestrutura apresentou mais de 75% de ferrita, ou quantidade apreciável de fase sigma. Foi verificado, também nesse estudo, que a formação de pequena quantidade de  $\text{Cr}_2\text{N}$  não afeta gravemente a resistência à corrosão por pite.

Yang *et al.* [48] avaliaram o comportamento em termos de corrosão de zonas termicamente afetadas, simuladas em um SAF 2205. Os autores usaram simulador termomecânico (Gleeble®) para aquecer o material a até 1300 °C, e aplicaram taxas de resfriamento de 2,5 a 15 °C/s. As microestruturas encontradas eram basicamente formadas por uma matriz ferrítica, com quantidade de austenita parcialmente transformada (PTA), austenita de contorno de grão (GBA), austenita intragranular (IGA) e austenita de Widmanstätten (WA), como pode ser visto na Figura 2.19. Os resultados mostraram que não há grande diferença entre as microestruturas formadas, tanto no potencial de pites quanto na resistência à corrosão intergranular.

Os resultados desses dois estudos vão ao encontro do que foi concluído tanto por Deng [23], que detectou prejuízo nas propriedades de corrosão quando houve precipitação apreciável de fase sigma, como por Kordatos [49], que observou queda na resistência à corrosão por pites em soldas que apresentavam mais de 80% de ferrita e forte presença de nitretos de cromo. Sendo assim, a microestrutura de uma solda produzida em aços inoxidáveis dúplex só irá apresentar prejuízo para as propriedades de corrosão se houver um desbalanceamento entre as fases  $\delta$  e  $\gamma$ , ou se ocorrer precipitação de fases secundárias como a sigma.

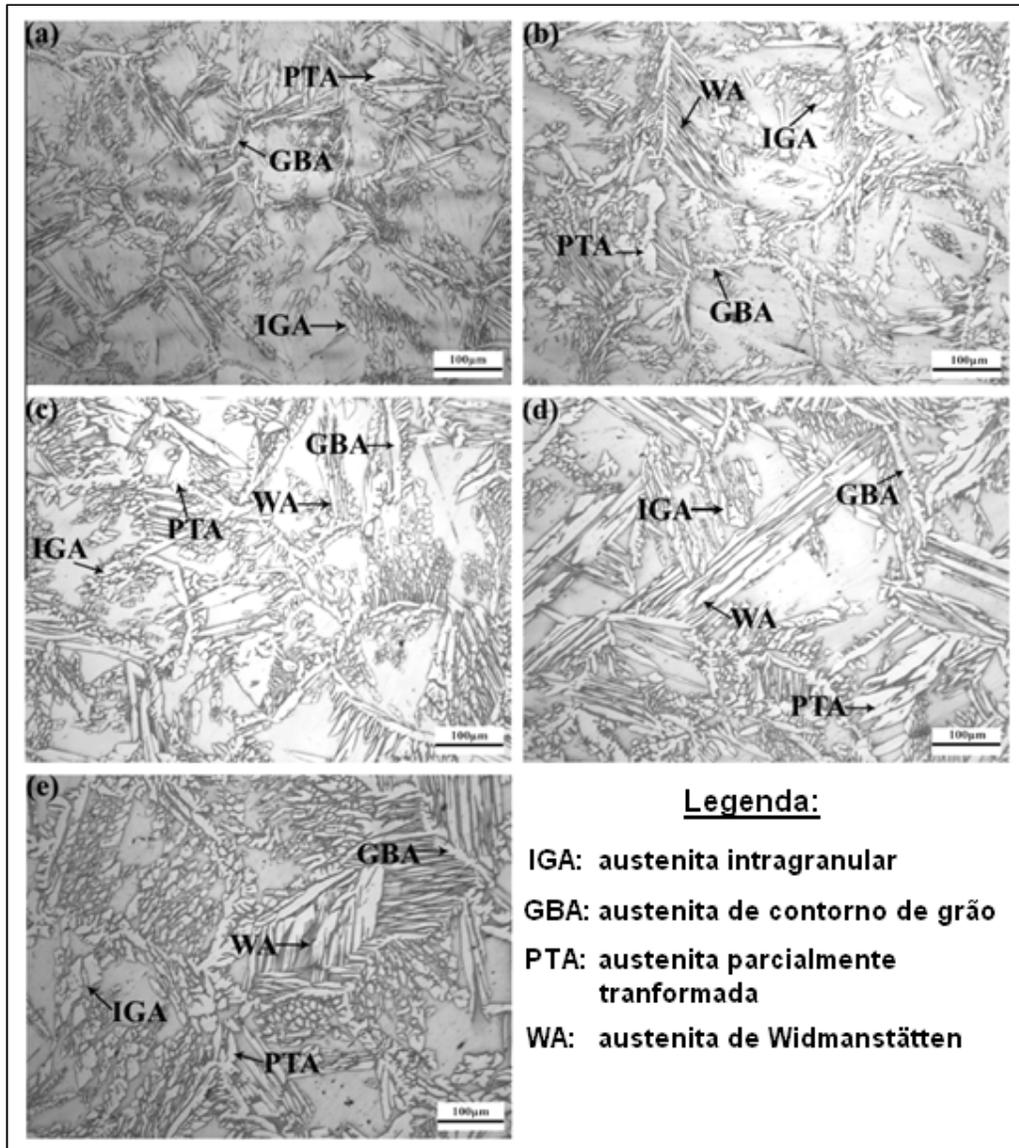
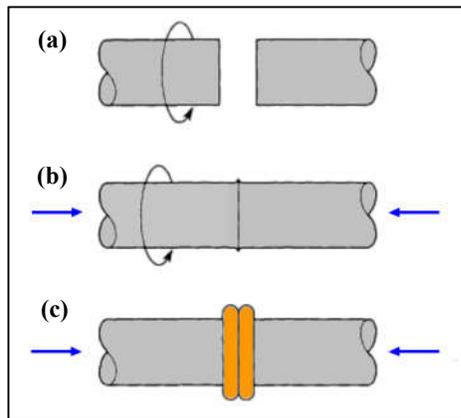


Figura 2.19: Microestruturas encontradas na ZTA de um SAF 2205, aplicando taxas de resfriamento de (a) 15°C/s, (b) 6°C/s, (c) 3,75°C/s, (d) 3°C/s, e (e) 2,5°C/s. [48].

## 2.4 SOLDAGEM POR FRICÇÃO

A soldagem por fricção é um processo de união no estado sólido, onde duas superfícies são atritadas uma contra a outra sob certa pressão, e o calor gerado pelo movimento relativo das superfícies promove a plastificação dos materiais e possibilitando sua união metalúrgica. O atrito sob pressão promove a remoção da camada de óxido de ambas as superfícies, o que permite a aproximação em nível atômico e cria condições para que ocorra ligação química entre os átomos, tanto de materiais similares, quanto de materiais dissimilares [50,51]. Normalmente uma das peças permanece estática, enquanto a outra rotaciona contra

ela sob certa uma pressão de contato. Velocidade de rotação, força axial, e tempo de processamento são consideradas as variáveis mais importantes, através das quais serão obtidas as condições de temperatura e pressão para promover a perfeita união. A Figura 2.20 mostra o desenho esquemático das etapas da soldagem por fricção: (a) uma peça rotacional enquanto a outra permanece estática; (b) as peças são aproximadas por uma força axial para promover o atrito entre elas; (c) após a plastificação de ambos os materiais a rotação cessa, e força axial promove a sua união [50].



**Figura 2.20: Etapas do processo de soldagem por fricção, (a) rotação, (b) atrito, e (c) forjamento.**  
Adaptado de [50].

Os processos de soldagem por fricção são muitas vezes interessantes por não apresentarem tendência à presença de defeitos típicos de soldagem, como porosidade e trincas de solidificação, além de poderem ser aplicadas em ambientes hostis, como o fundo do mar. Materiais que apresentam certa sensibilidade a calor, como aço inoxidáveis dúplex e ligas de alumínio de alta resistência, podem encontrar muitas aplicações para as técnicas de soldagem por fricção, já que elas impõem baixo aporte térmico se comparadas às técnicas convencionais [52].

#### **2.4.1 Soldagem por Fricção com Pino Consumível**

O processo de soldagem por fricção com pino consumível (SFPC) foi desenvolvido pelo Instituto Internacional de Soldagem, TWI (*The Welding Institute*), com sede em Cambridge, na Inglaterra. Essa técnica foi concebida para realizar reparos em trincas e demais defeitos em chapas e tubulações, através da remoção do defeito por usinagem, e subsequente preenchimento do furo usinado com um pino cilíndrico, com ponta cônica, que é atritado contra a chapa, ou tubo, promovendo sua plastificação [53]. A Figura 2.21 mostra um desenho

esquemático com as etapas para a soldagem do pino na chapa. O TWI divide a soldagem por fricção com pino consumível em dois processos, o FTPW (*Friction Taper Plug Welding*) para o preenchimento de um único furo, e o FTSW (*Friction Taper Stitch Welding*) para o reparo de vários furos usinados lado a lado. Ambas as técnicas são consideradas adequadas em todas as posições de soldagem, para reparo de chapas, de 5 a 38mm de espessura, dos mais variados materiais, como aços ao carbono, aços inoxidáveis e ligas de alumínio de alta resistência [53].

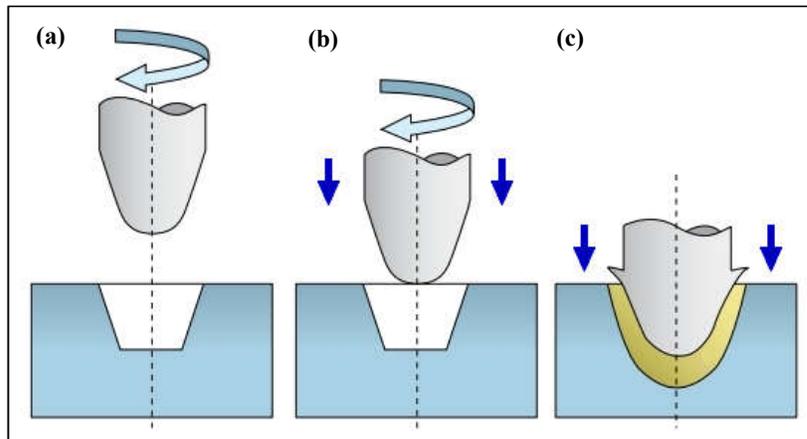


Figura 2.21: As etapas da soldagem FTPW, (a) rotação do pino, (b) aproximação de pino e chapa, e (c) forjamento. Adaptado de [54].

A maior parte dos pesquisadores divide o processo de soldagem por fricção com pino consumível em quatro fases: fase de atrito, fase de aquecimento, fase de desaceleração ou frenagem, e forjamento. Meyer [55], explicou em seu trabalho, cada uma delas como segue:

**1 - Fase de atrito:** é o início do processo, quando ocorre o primeiro contato entre as superfícies. Durante essa fase, as protuberâncias de ambas as superfícies se desgastam, aumentando a área de contato entre elas, e permitindo a ruptura dos filmes de óxidos que as envolvem. Dessa forma, há significativo aumento da força de atrito, e conseqüentemente do torque necessário pra manter a rotação. Há grande aumento da temperatura.

**2 - Fase de aquecimento:** quando o material, tanto da chapa quanto do pino, começa a plastificar, há diminuição da força de atrito, logo o torque do motor de acionamento diminui. Essa fase apresenta um regime semi-estacionário, onde o aumento de temperatura e o consumo de material plastificado (*burn-off*) são praticamente constantes. A força axial também mantém-se constante durante essa fase.

**3 - Fase de desaceleração:** quando o tempo de processamento, ou o consumo de material atinge o valor pré-determinado para o preenchimento do furo, o motor de acionamento responsável por promover a rotação realiza a frenagem do pino.

Concomitantemente com a desaceleração da rotação, a força axial pode tanto ser mantida constante, quanto pode ser aumentada, para promover o avanço do pino sobre do material plastificado.

**4 - Forjamento:** nessa fase, a rotação é nula, e a força axial é mantida constante. O material ainda em estado pastoso escoava para fora do pino, promovendo a expulsão das camadas de óxidos para fora da junta soldada. Durante o forjamento, a temperatura diminui devido à difusão do calor para regiões mais frias, e há o enrijecimento gradativo do material plastificado, de forma que as tensões internas são eliminadas e a união plena dos componentes é efetivada.

Com relação aos parâmetros mais importantes do processo de SFPC, são citados por Meyer a rotação, força axial, tempo de processamento, e o consumo de material (*burn-off*). A Figura 2.22 mostra a evolução de alguns parâmetros durante as 4 fases do processo.

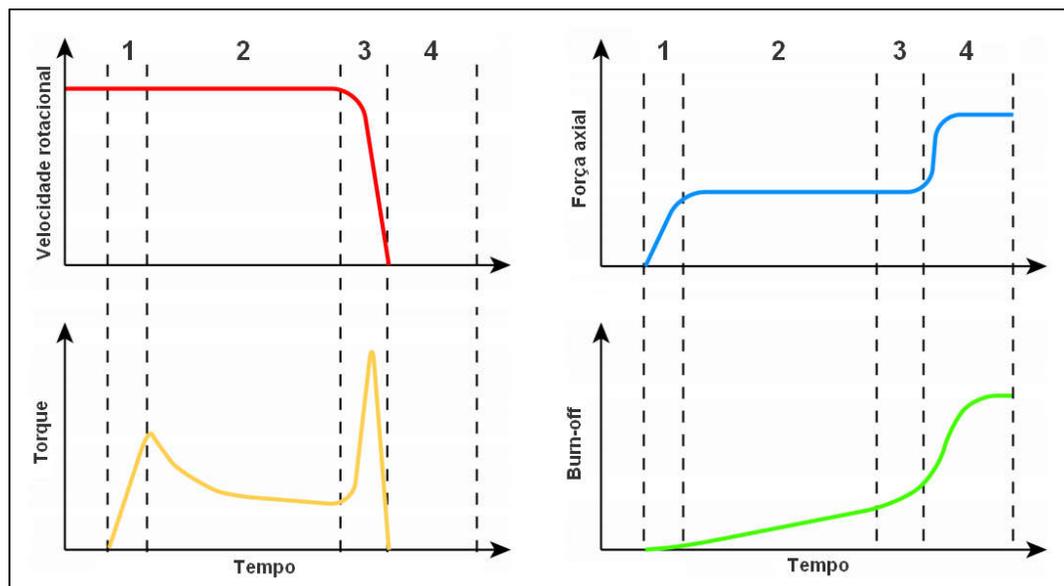
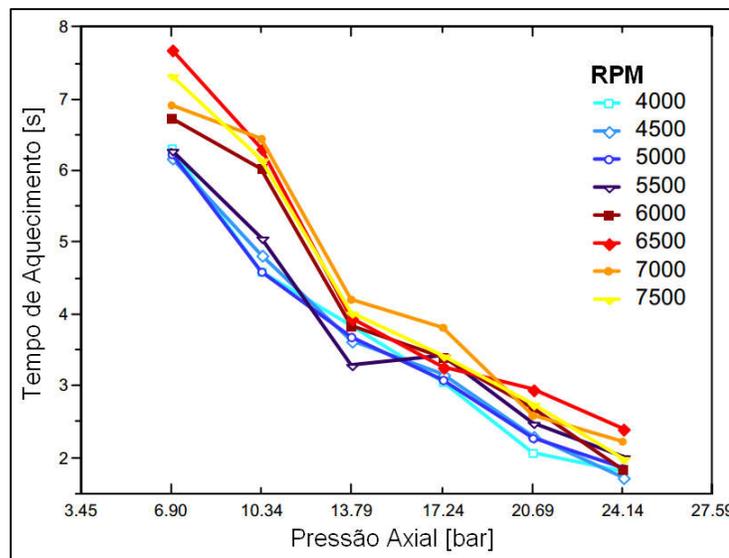


Figura 2.22: Evolução dos parâmetros de soldagem durante as fases do processo. Adaptado de [55].

Hattingh *et al.* [56] estudaram a influência dos parâmetros de soldagem por fricção em um aço ao carbono. A rotação foi variada de 2500 a 6000 rpm, a força axial variou de 9,3 a 27,9 kN, e o *burn-off* variou de 3,0 a 9,0 mm. Os resultados mostraram que os dois parâmetros mais importantes são força axial e *burn-off*, porque implicam diretamente sobre o tempo de processamento. A combinação de baixa força axial e *burn-off* maior levam ao aumento do tempo necessário para realizar a solda, que, no caso de um AISI 4140, promove o aumento da resistência mecânica.

Pires concluiu em seu estudo [57] que quanto maior a força, menor é o tempo de processamento, então menor será o aporte térmico. Pressões elevadas reduzem a energia de

soldagem e, conseqüentemente, aumentam a taxa de resfriamento, assim como ocorre em processos convencionais com baixa energia, como TIG e Laser. A Figura 2.23 mostra que o tempo na fase de aquecimento tende a diminuir com o aumento da pressão axial. Para aços ao carbono, propriedades mecânicas tais como limite de resistência à tração e dureza aumentam quando se utilizam maiores forças axiais [55]. O uso de força axial mais alta também provoca a diminuição da extensão zona termicamente afetada em aços ao carbono, devido ao menor tempo de processamento, o que implica em maiores taxas de resfriamento e, conseqüentemente, fragilização da junta soldada, o que pode ser evitado com o uso de pré-aquecimento [54].



**Figura 2.23: Influência da pressão axial sobre o tempo de aquecimento em uma solda por fricção.**  
Adaptado de [55].

Contudo, o uso da máxima força axial durante o processo pode ser limitado pelo torque do motor de acionamento da máquina e pela velocidade de rotação aplicada. Meyer [55] demonstrou que a utilização de altas pressões axiais em baixa rotação ocasionava o travamento do motor de acionamento. Por outro lado, se a rotação fosse muito alta e a pressão axial baixa, a soldagem era incompleta, por não haver calor suficiente para a plastificação e união dos materiais. A Figura 2.24 mostra o compromisso entre força axial e velocidade de rotação no processo FTPW.

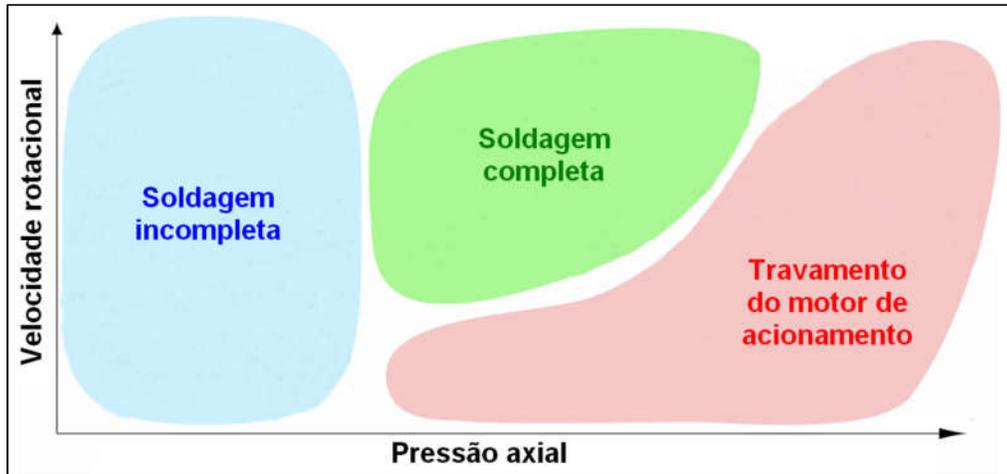


Figura 2.24: Relação entre força axial e velocidade rotacional na qualidade das soldas produzidas pelo processo FTPW. Adaptado de [55].

Pires [57] também estudou a influência da geometria do pino e do furo da chapa na qualidade das juntas soldadas produzidas por soldagem por fricção com pino consumível. O autor concluiu que a geometria é de fundamental importância na obtenção de reparos livres de defeitos, já que esse fator influencia na distribuição do calor gerado pelo atrito para as zonas adjacentes tanto do pino quanto da chapa. A Figura 2.25 mostra cinco geometrias de pino utilizadas por Pires em seu estudo, no qual concluiu que a utilização das geometrias A, C e E resultou em juntas livres de defeitos internos.

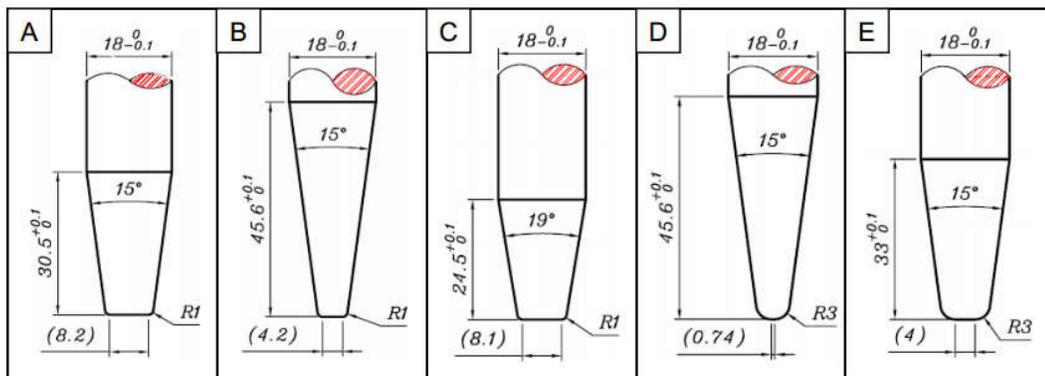


Figura 2.25: Geometrias dos pinos utilizados por Pires em seu estudo sobre soldagem por fricção. [57].

Jardim [58] relacionou os valores do ângulos de abertura, tanto do pino quanto do furo da chapa, com a ocorrência de defeitos nas juntas soldadas por fricção. A autora constatou que ângulos de abertura com altos valores e com grande diferença entre o pino e o chapa facilitam o escoamento plástico do material para fora do furo, resultando em um preenchimento incompleto. Sendo assim, a autora conclui que o uso de geometrias com ângulos menores e

mais próximos entre si possibilitam maior retenção de material e, por consequência, melhores resultados. Xu *et al.* [59] estudaram a influência da geometria através de elementos finitos. Os resultados das simulações foram condizentes com os resultados práticos. Os autores concluíram que a qualidade da solda sofre maior impacto pela geometria adotada no furo da chapa, sendo recomendado, para a ausência de defeitos, um furo com base arredondada.

#### 2.4.2 Soldagem por Fricção em Aços Inoxidáveis Dúplex

Tendo em vista os problemas relacionados à soldagem dos aços inoxidáveis duplex, já vistos no capítulo 2.3, diversos estudos recentes têm explorado a soldagem por fricção como alternativa para os AID. Como foi visto anteriormente, os diversos processos de soldagem por fricção têm como principal vantagem o menor aporte térmico para o metal de base, e, sendo os AID materiais muito sensíveis ao calor gerado pela soldagem, há enorme potencial da aplicação da soldagem por fricção no sentido de evitar a precipitação de fases deletérias nas juntas soldadas.

O FSW (*Friction Stir Welding*) é um dos processos de soldagem por fricção mais estudados para aplicação em aços inoxidáveis dúplex. Esse processo consiste, basicamente de uma ferramenta rotativa, não consumível, que, através da fricção com duas chapas paralelas, promove a mistura entre os materiais e, conseqüentemente, a união dos componentes. A Figura 2.26 apresenta uma ilustração simplificada do processo [60].

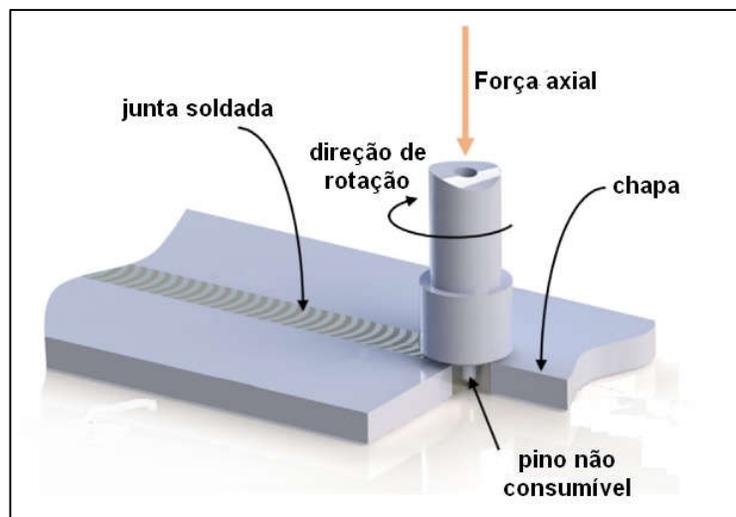
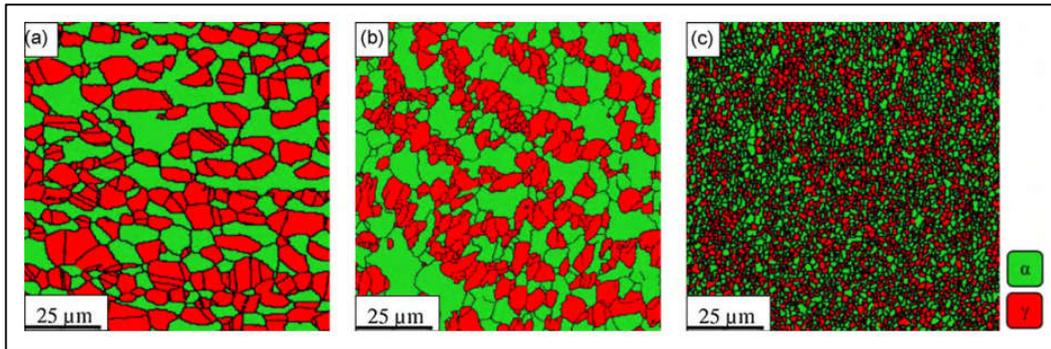


Figura 2.26: Esquema simplificado do processo FSW. Adaptado de [60].

Saeid *et al.* [61] estudaram a evolução da microestrutura de um SAF 2205 no processo FSW para a união de chapas de 2 mm de espessura. A proporção entre as fases praticamente não se alterou após o processo de soldagem, no entanto houve um grande refino na microestrutura, como pode ser visto na Figura 2.27. A Figura 2.27.a mostra o material base, depois na Figura 2.27.b tem-se a zona de transição, e na Figura 2.27.c a zona de mistura.



**Figura 2.27: Distribuição das fases ferrita (verde) e austenita (vermelho) no processo FSW, no material base (a), na ZTMA (b), e na zona de mistura (c). Adaptado de [62].**

Kozminski [62] também estudou a aplicação do processo FSW ao aço inoxidável dúplex UNS S31803. A autora verificou pouca alteração na proporção entre as fases, sendo que a porcentagem de ferrita não ultrapassou 60% em nenhum caso. Além disso, seu estudo constatou que as juntas soldadas pelo processo FSW apresentam resistência mecânica igual ou até superior a do material base. Esmailzadeh *et al.*, em dois estudos [63,64], investigaram as propriedades mecânicas e corrosivas de um AID baixa liga (*Lean Duplex*) soldado por FSW. Os autores constataram que tanto a resistência ao escoamento quanto a resistência máxima das chapas soldadas se apresentaram muito semelhantes ao material base, variando apenas com relação à velocidade de rotação da ferramenta. Com relação à resistência à corrosão, a zona de mistura apresentou melhor performance do que o material base, devido ao grande refino da microestrutura nessa região.

Meinhardt realizou em seu estudo [65] duas soldas através do processo SFPC em chapas de UNS S31803, uma usando pino de aço inoxidável austenítico, e outra usando pino feito de mesmo material da base. O autor obteve, em ambos os casos, soldas sem defeitos e com preenchimento satisfatório. Dentre as mudanças microestruturais observadas pode se destacar o aumento da quantidade de ferrita no material base (acima de 70%), e o surgimento de austenita de Widmantätten (WA) e de microdúplex. Apesar de apresentar indícios de precipitação, a presença de fases secundárias não foi confirmada pelo autor.

Chludzinski [66] avaliou a tenacidade à fratura CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) de diversas soldas produzidas pelo processo SFPC, e dentre elas uma envolvia a união entre pino e base feitos em UNS S31803. O estudo comprovou uma menor tenacidade à fratura na junta soldada em relação ao material base. A autora concluiu que essa ocorrência se explica pelo aumento da quantidade de ferrita e pela orientação desfavorável das lamelas do material em relação ao corpo de prova, ambos fenômenos provocados pelo processo de soldagem. No entanto, os resultados de CTOD apresentados pelas juntas soldadas em UNS S31803 estão dentre os maiores valores registrados nesse estudo, justamente por esse material ser altamente tenaz e por apresentar um baixíssimo nível de inclusões não metálicas.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAL COMO RECEBIDO

O material selecionado para o presente estudo é o aço inoxidável dúplex UNS S31803, adquirido na forma de barras forjadas de 1 metro de comprimento, com seção retangular de 30 x 40 mm, para confecção das bases, e na forma de barras laminadas cilíndricas, de 1 metro de comprimento e diâmetro nominal de 15 mm, para fabricação dos pinos consumíveis. A análise química do material foi feita em espectrômetro de emissão ótica, marca Bruker®, modelo Q8 Magellan, em pelo menos três amostras da matéria-prima dos pinos e das bases.

Foram selecionadas amostras das barras retangulares e cilíndricas para caracterização metalográfica da matéria-prima. As amostras foram lixadas e polidas de acordo com procedimento de preparo metalográfico apropriado [67]. A microestrutura tanto do material das bases quanto do material dos pinos foi observada sob microscópio ótico da marca Olympus®, modelo BX51M, e registrada com câmera digital, também da marca Olympus®.

Para revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas quimicamente com as soluções recomendadas para aços inoxidáveis dúplex [68], tais como ácido oxálico 10%, KOH 56% e Behara modificado. A descrição da composição das soluções de ataque e os procedimentos usados para ataque químico estão detalhados na Tabela 3.1.

**Tabela 3.1: Soluções de ataque usadas para revelar a microestrutura. [68].**

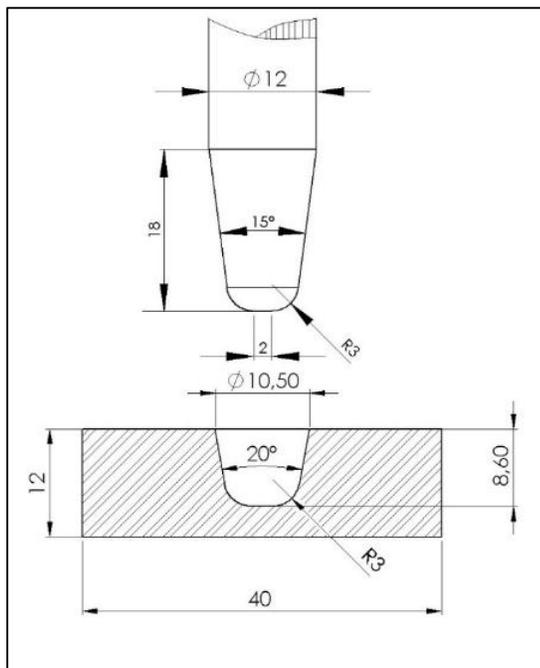
Solução de Ataque	Composição	Procedimento
Ácido Oxálico 10%	10g de ácido oxálico +100ml de H <sub>2</sub> O	Ataque eletrolítico: 1,5 a 3V, por poucos segundos.
KOH 56%	56g de KOH + 100ml de H <sub>2</sub> O	Ataque eletrolítico: 6V por 15 a 60 segundos.
Behara modificado	20ml HCL + 1g K <sub>2</sub> S <sub>2</sub> O <sub>5</sub> + 2g NH <sub>4</sub> HF <sub>2</sub> +80ml de H <sub>2</sub> O	Imersão, sem agitação, por 15 a 30 segundos.

Para determinação da proporção entre as fases, a microestrutura de base e de pino foram fotografadas em pelo menos 3 regiões de cada amostra, nas direções transversal e longitudinal. Com auxílio do software de análise de imagens Image J® [69], as micrografias

foram passadas para escala binária e a porcentagem da área ocupada pelas fases foi mensurada.

### 3.2 PARÂMETROS DO PROCESSO

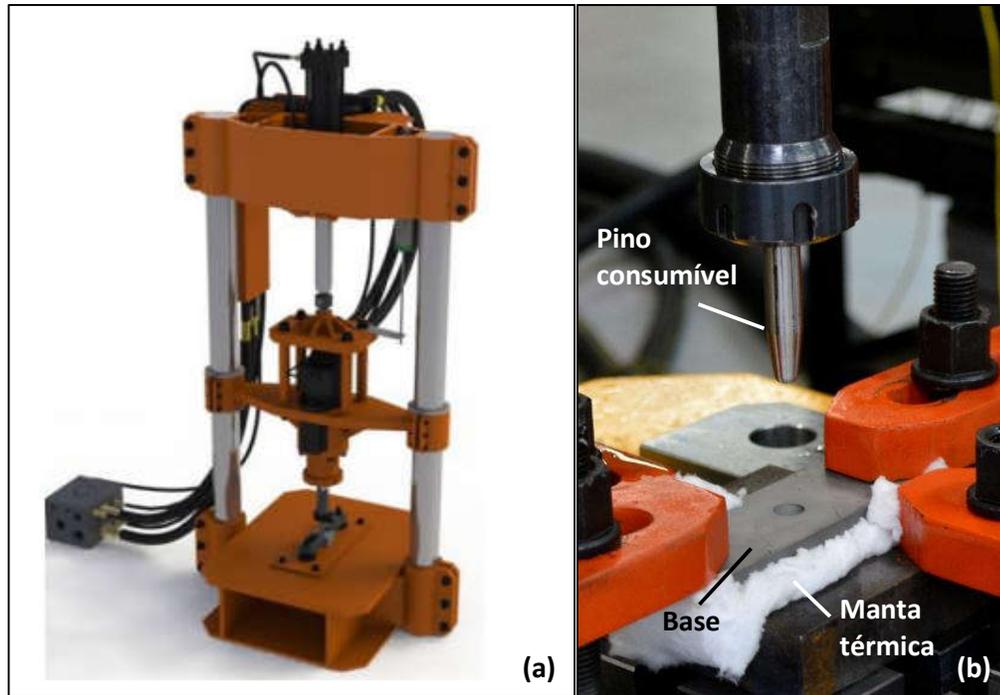
Os pinos consumíveis foram fabricados a partir das barras cilíndricas, que foram usinadas em torno mecânico para remoção da carepa e para atingir o diâmetro de 12 mm. As barras retangulares foram faceadas em fresa mecânica para corrigir o alinhamento e remover a carepa formada durante o tratamento térmico de solubilização. A geometria adotada para confecção das bases e dos pinos consumíveis está mostrada na Figura 3.1, e a usinagem das peças foi feita em torno com comando numérico computadorizado (CNC).



**Figura 3.1: Geometria usada para confecção dos pinos e das bases. Medidas em milímetros.**

O equipamento usado no processo de soldagem é uma máquina hidráulica com acionamento direto MSA 50, desenvolvida no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS (LAMEF), com força axial máxima 50 kN e 220 mm de curso, com motor elétrico acoplado de 32 kW de potência, rotação máxima de 8000 rpm, torque 50 Nm (a 200 bar). Esse equipamento foi desenvolvido por López [70] com o propósito de possibilitar novos estudos sobre processos de soldagem por fricção, e seu desenho construtivo pode ser visto na Figura 3.2a. O posicionamento do pino e da base pode ser visto na Figura 3.2b. Foi usada uma manta

de aquecimento entre a base e o suporte do equipamento para minimizar a troca térmica, para simular um reparo feito em uma tubulação fora de operação.



**Figura 3.2:** Máquina de soldagem por fricção MSA 50, usada para realizar as soldas (a), e posicionamento de pino e base no equipamento (b).

Os parâmetros usados para a realização dos experimentos foram baseados na literatura, sobretudo de Pires [57] e de Jardim [58]. No entanto alguns pré-testes foram feitos para o ajuste fino dos parâmetros, como rotação, força axial, taxa de carregamento, mantendo fixo o avanço do pino (*burn-off*). A descrição detalhada da determinação dos parâmetros ótimos está documentada no estudo de Martinazzi *et al.* [71]. Os experimentos deste estudo comprovaram a importância de se usar taxa de carregamento e força axial elevadas para aumentar o aporte térmico do processo e, assim, promover a união plena entre os componentes. Na Tabela 3.2 estão mostrados parâmetros de processo usados para a realização das soldas por fricção no presente trabalho.

**Tabela 3.2:** Parâmetros de processo usados para realização da soldas por fricção.

Força [kN]	Rotação [rpm]	Taxa de carregamento [kN/s]	<i>Burn-off</i> [mm]
25	7000	50	8

A Figura 3.3 mostra a evolução dos parâmetros ao longo do processo de soldagem. É possível notar uma pequena instabilidade da força axial durante a etapa de aquecimento, ficando pouco abaixo de 25 kN, mas o consumo do pino, mostrado na curva azul, se mostrou constante ao longo do processo, que levou cerca de 6 segundos até o início da etapa de forjamento, na qual não há rotação, e a força axial foi mantida constante em 25 kN.

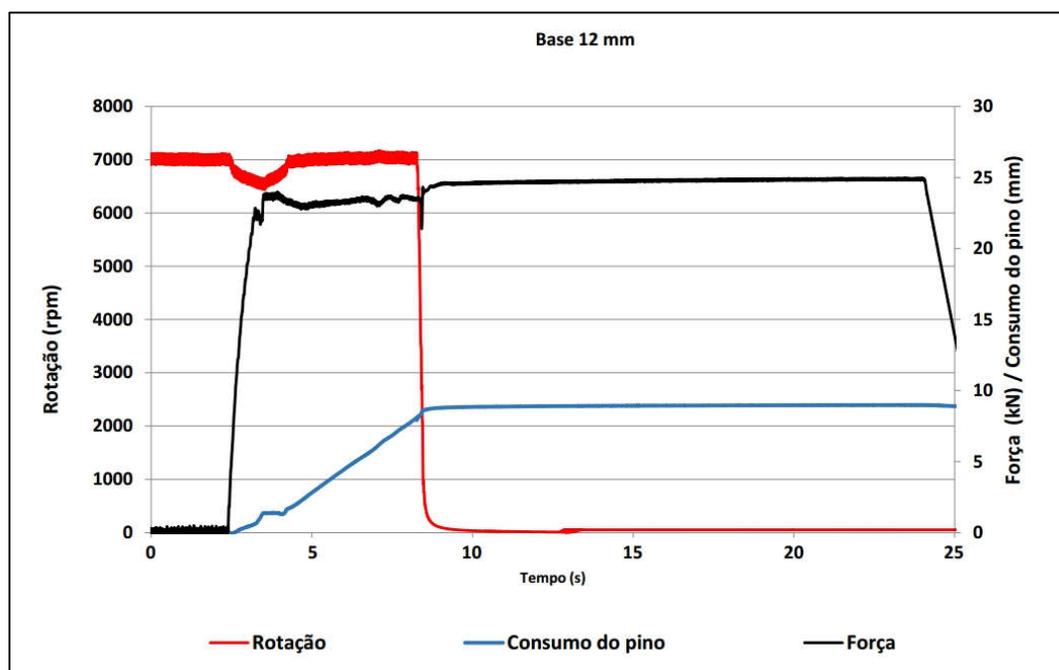
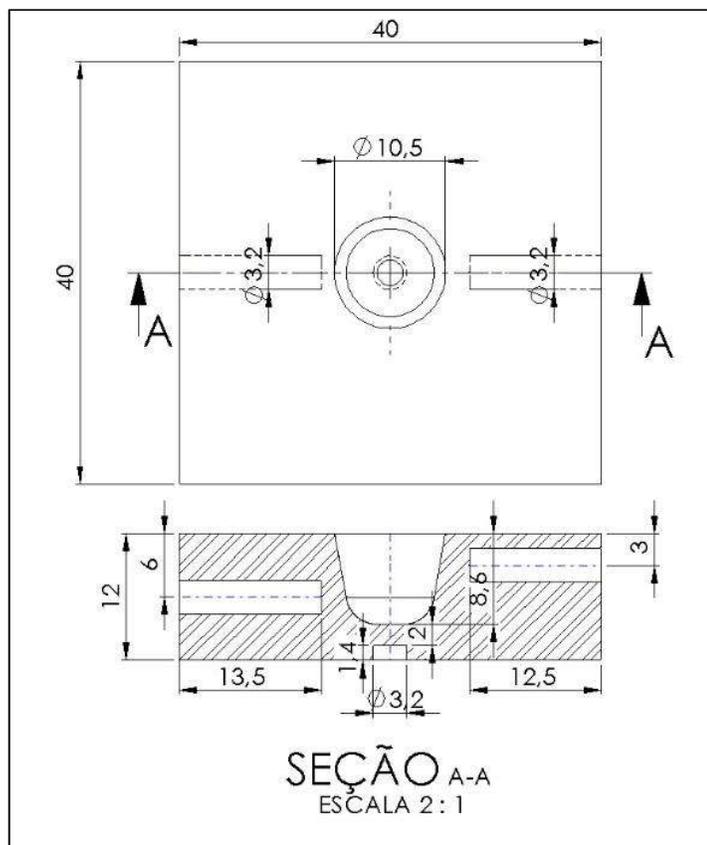


Figura 3.3: Evolução dos parâmetros ao longo do processo de soldagem.

### 3.3 ANÁLISE TÉRMICA

Para acompanhamento do histórico térmico do processo, foram realizadas soldas em cujas bases foram inseridos termopares tipo K em três posições diferentes, conforme pode ser visto na Figura 3.4. A posição dos termopares foi escolhida para que eles ficassem o mais próximo possível da zona de mistura, sem que houvesse interferência dos furos na qualidade da solda. Foram necessários furos de 3,2 mm de diâmetro devido ao diâmetro de 3,0 mm dos termopares. Os dados de temperatura foram obtidos com controlador Spider 8-30, de 600Hz, e plotados em gráficos com ajuda de software apropriado.



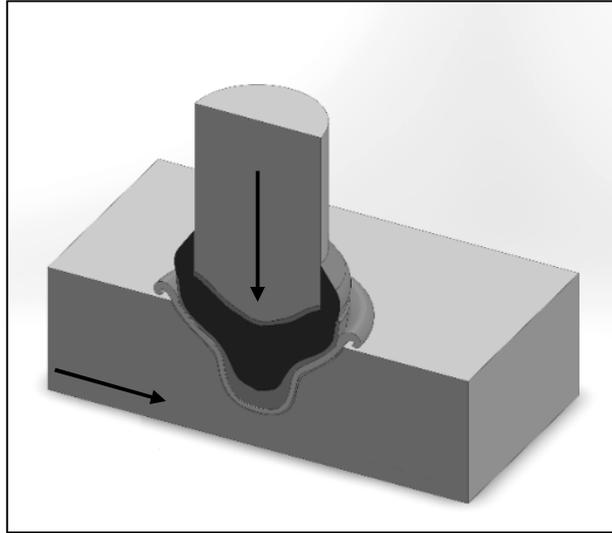
**Figura 3.4: Desenho esquemático do posicionamento dos furos para inserção dos termopares. Medidas em milímetros.**

### 3.4 CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA

A caracterização metalográfica das soldas foi realizada com a mesma metodologia aplicada ao metal base, vista no Capítulo 3.1, na qual foram avaliadas a mudança na morfologia e na proporção das fases  $\gamma$  e  $\delta$ , além de verificar a precipitação de fases secundárias e a existência de defeitos de preenchimento. A verificação da ocorrência de fases secundárias foi conduzida de acordo com o método A da norma ASTM A923 [72], no qual a amostra deve ser atacada com solução de NaOH 40%, com 1 a 3 V, por um tempo que varia de 5 a 60 segundos. A microestrutura deve ser observada de 400 a 500 vezes de aumento, e classificada de acordo com o nível de precipitação de fases secundárias.

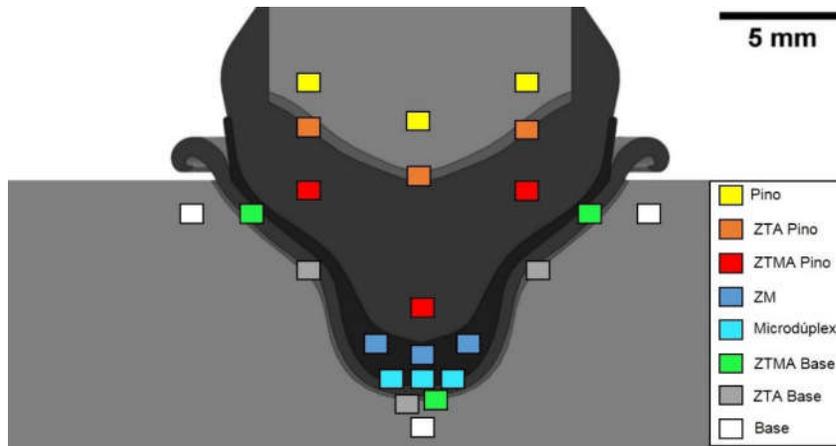
Para ajudar na caracterização dos precipitados, microestrutura da junta soldada foi observada sob microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca Shimadzu®, modelo SSX 550, no qual é acoplada uma microsonda EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*), que foi usada para estimar a composição química das partículas de segunda fase.

A avaliação microestrutural foi realizada na seção longitudinal da junta soldada, de forma que seja possível observar com clareza as direções principais de deformação do pino e da base. A Figura 3.5 mostra um desenho esquemático da seção onde foi avaliada a microestrutura, onde as setas indicam a orientação prévia do pino e da base.



**Figura 3.5: Desenho esquemático da seção longitudinal da solda, onde as setas indicam a direção de orientação prévia da microestrutura.**

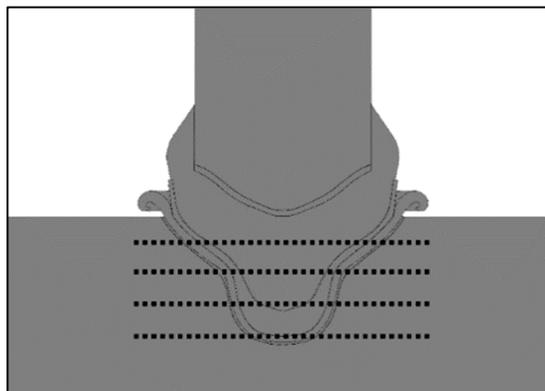
A proporção entre as fases, ferrita e austenita, foi avaliada em cada uma das zonas formadas em função do processo de soldagem. A quantificação das fases foi feita via microscopia ótica, e com auxílio do software de análise de imagens, as micrografias foram passadas para escala binária, e a porcentagem da área ocupada pelas fases foi mensurada e tomada como representativa da fração volumétrica ocupada por cada uma. Cada zona da junta soldada foi fotografada em pelo menos três regiões distintas para se obter a um valor médio da porcentagem das fases. A Figura 3.6 apresenta um desenho esquemático onde estão indicados os pontos onde a proporção das fases foi avaliada.



**Figura 3.6: Desenho esquemático com a indicação dos pontos onde a proporção de fases foi avaliada.**

### 3.5 MEDIÇÕES DE MICRODUREZA

Medições de microdureza Vickers, 0,5 kgf, foram realizadas na seção longitudinal da solda. As medições foram realizadas em durômetro marca Instron®, modelo Tukon 2100B. Foram traçados quatro perfis horizontais de 20mm de comprimento, espaçados 2,0 mm entre si, com 100 pontos de medição, distantes 0,2mm entre si. A Figura 3.7 mostra um desenho esquemático com as regiões onde foram realizados os perfis de microdureza.

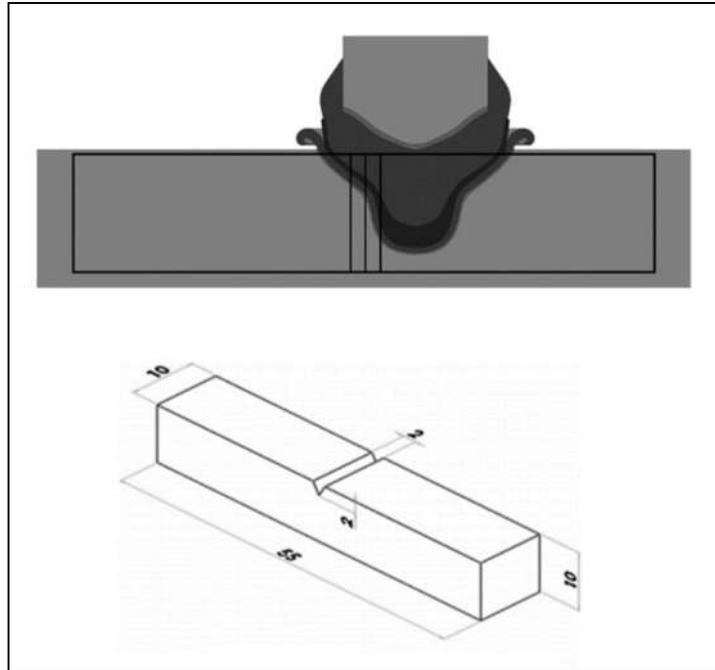


**Figura 3.7: Desenho esquemático com a localização dos perfis de microdureza.**

### 3.6 TENACIDADE AO IMPACTO

Os ensaios de tenacidade ao impacto foram realizados em máquina de ensaio Charpy, marca Instron®, modelo SI-1D3, a  $-40^{\circ}\text{C}$ , em corpos de prova padronizados segundo a norma ASTM E23, tipo A, com dimensões 55x10x10 milímetros. As amostras foram extraídas, por eletroerosão a fio, tanto do metal base quanto das juntas soldadas, com o objetivo de avaliar a influência do processo na tenacidade ao impacto do material. Foram realizadas soldas em bases maiores, de 60 mm de comprimento, para extração de corpos de prova Charpy, com o

entalhe posicionado na zona de ligação entre o pino e a base, mesma configuração usada por Meyer [55] em seu estudo, como pode ser visto na Figura 3.8.



**Figura 3.8:** Desenho esquemático com a posição de extração dos corpos de prova Charpy.

De acordo com a norma ASTM A923 [72], em seu método B, a precipitação de fases secundárias pode ser avaliada por meio de ensaio de impacto Charpy, no qual uma amostra de aço inoxidável dúplex UNS S31803 deve apresentar energia mínima de impacto de 54 J para que o material seja considerado livre de precipitados. As superfícies de fraturas dos corpos de prova Charpy foram observadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) para a determinação dos micromecanismos de fratura.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

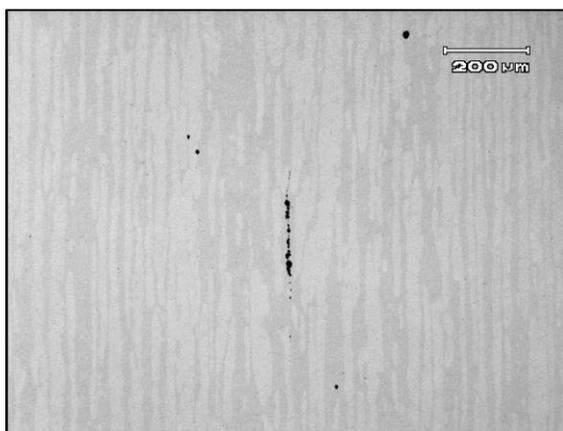
### 4.1 MATERIAL COMO RECEBIDO

Como relatado no Capítulo 3.1, a matéria-prima usada para a confecção dos pinos e das bases teve sua composição química determinada via espectroscopia ótica de emissão. Os resultados da análise química se apresentaram dentro dos limites estabelecidos pela norma ASTM A240 para o aço inoxidável dúplex UNS S31803. Os resultados da análise química estão apresentados na Tabela 4.1.

**Tabela 4.1: Composição química do material como recebido, em porcentagem de massa, e comparados com as especificações da norma ASTM A240 para o aço UNS S31803 [10].**

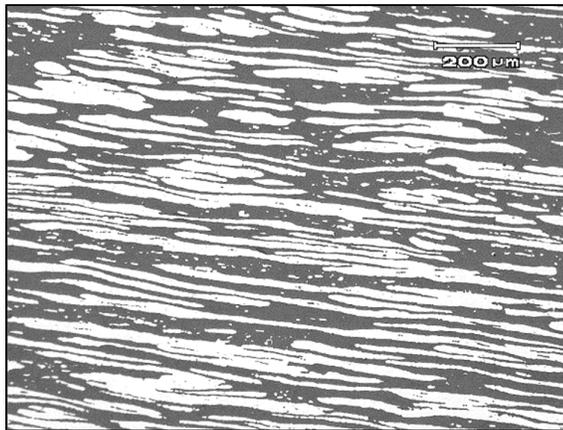
Elemento	C	N	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
Pinos	0,018	0,146	0,445	1,487	0,003	0,001	22,84	4,81	2,62	Bal.
Bases	0,026	0,194	0,381	1,618	0,002	0,001	22,35	4,79	3,09	Bal.
UNS S31803	0,03 máx.	0,08	1,00 máx.	2,00 máx.	0,03 máx.	0,02 máx.	21,0	4,50	2,50	Bal.
		a					a	a		

As amostras para metalografia foram preparadas e observadas sem ataque químico, na direção longitudinal, a fim de se determinar o teor de inclusões não metálicas. As amostras do pino não apresentaram teor observável de inclusões, já as amostras das bases apresentaram inclusões de alumina (Tipo B), séria fina, índice 1.0, de acordo com a classificação estabelecida na norma ISO 4967 [73]. A Figura 4.1 mostra uma micrografia com o tipo de inclusão encontrada em uma amostra do metal base.



**Figura 4.1: Inclusões de alumina encontradas no material das bases. Sem ataque.**

Para revelação da microestrutura, foram usados os ataques descritos na Tabela 3.2, dentre os quais o Behara modificado foi selecionado obtenção das fotomicrografias por promover maior contraste entre as fases ferrítica e austenítica. A amostra da base retangular apresentou microestrutura típica de aço inoxidável dúplex forjado, com ilhas de austenita (fase clara) em meio a uma matriz ferrítica (fase escura). Ambas as fases apresentaram anisotropia em sua morfologia, já que apresentaram-se alongadas paralelamente à direção principal de deformação. A microestrutura do material do pino apresentou comportamento semelhante, com ambas as fases deformadas no sentido longitudinal. As estruturas do material da base e do pino podem ser vistas nas Figuras 4.2 e 4.3, respectivamente.



**Figura 4.2: Microestrutura do material da base retangular. Direção longitudinal. Ataque: Behara modificado.**



**Figura 4.3: Microestrutura do material do pino. Direção longitudinal. Ataque: Behara modificado.**

As Figuras 4.4a e 4.4b mostram as microestruturas da base e do pino em escala binária. Tomando como princípio que a fração em área equivale à fração volumétrica das

fases, constatou-se que a base apresenta média de 54,1% de ferrita e 45,9% de austenita, enquanto o pino apresenta média de 50,8% de ferrita e 49,2% de austenita.

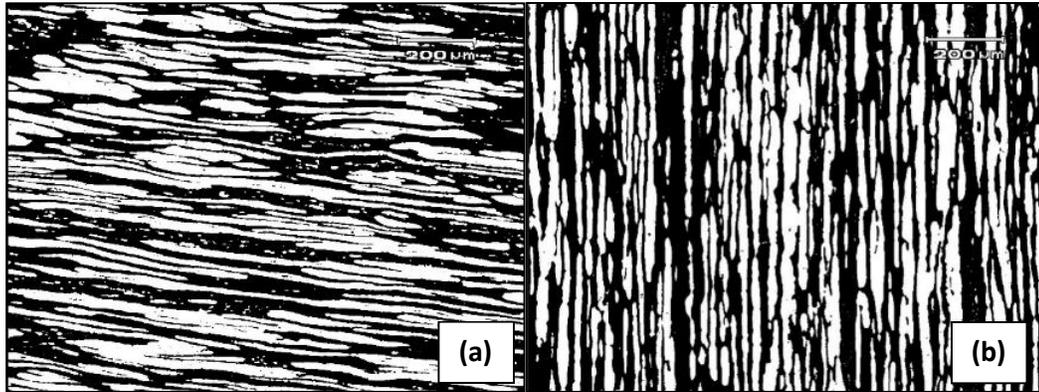


Figura 4.4: Microestruturas da base (a) e do pino (b), em escala binária.

## 4.2 ANÁLISE TÉRMICA

A soldagem dos corpos de prova para aquisição dos dados térmicos se mostrou mais complexa do que era esperado inicialmente. O arranjo com a utilização dos termopares simplesmente inseridos nos orifícios da base se mostrou muito pouco eficaz para esse processo. O termopar usado, do tipo K, com 3 mm de diâmetro, apresentou um tempo de resposta muito lento (*delay* de até 2 segundos) para uma soldagem que leva no máximo 10 segundos para ser realizada. Por esse motivo teve de ser usado o arranjo com ambos os fios soldados à base por curto circuito. O tempo de resposta melhorou significativamente, bem como as temperaturas registradas ficaram mais próximas dos valores esperados. A Figura 4.5a mostra o arranjo final usado para a aquisição dos dados térmicos, e a Figura 4.5b mostra uma junta soldada íntegra e outra seccionada para caracterização metalográfica.

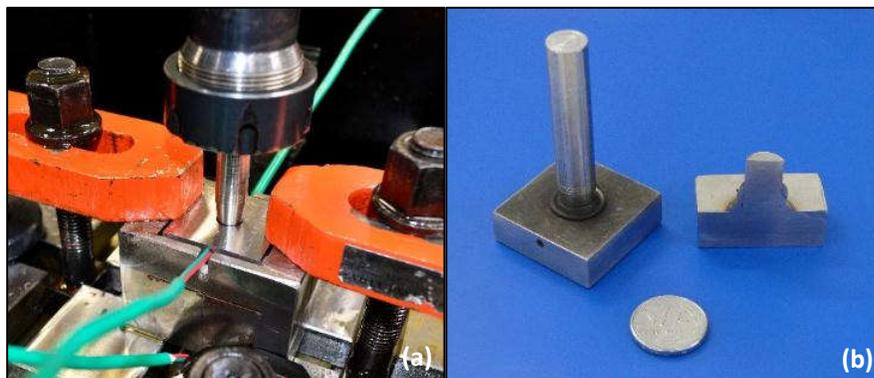


Figura 4.5: Arranjo dos termopares (fios verdes) usado para aquisição dos dados térmicos durante a soldagem (a), e foto de uma junta soldada íntegra e outra seccionada para caracterização (b).

A precisão da usinagem dos furos de inserção dos termopares também interferiu na obtenção dos dados de temperatura. Furos com maior profundidade permitiam menor distância entre o termopar e a fonte de calor, enquanto furos com menor profundidade afastavam o termopar da face quente. Em seu trabalho, Meyer [55] verificou que uma diferença de 0,5 mm entre as distâncias dos termopares afetavam os registros de temperatura, mesmo em um aço ao carbono, de boa condutividade térmica. Como o aço inoxidável dúplex SAF 2205 apresenta um coeficiente de condutividade bem menor que o dos aços ao carbono ( $k = 19 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$  e  $k = 53 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ , respectivamente), espera-se que a influência da distância dos termopares à face quente seja ainda maior. Sendo assim, os dados térmicos obtidos não podem ser considerados como valores absolutos, mas sim como uma tendência do comportamento térmico do processo. A Figura 4.6 mostra as curvas de temperatura dos três termopares, sendo que a máxima temperatura foi registrada pelo termopar inferior, no valor de 910°C.

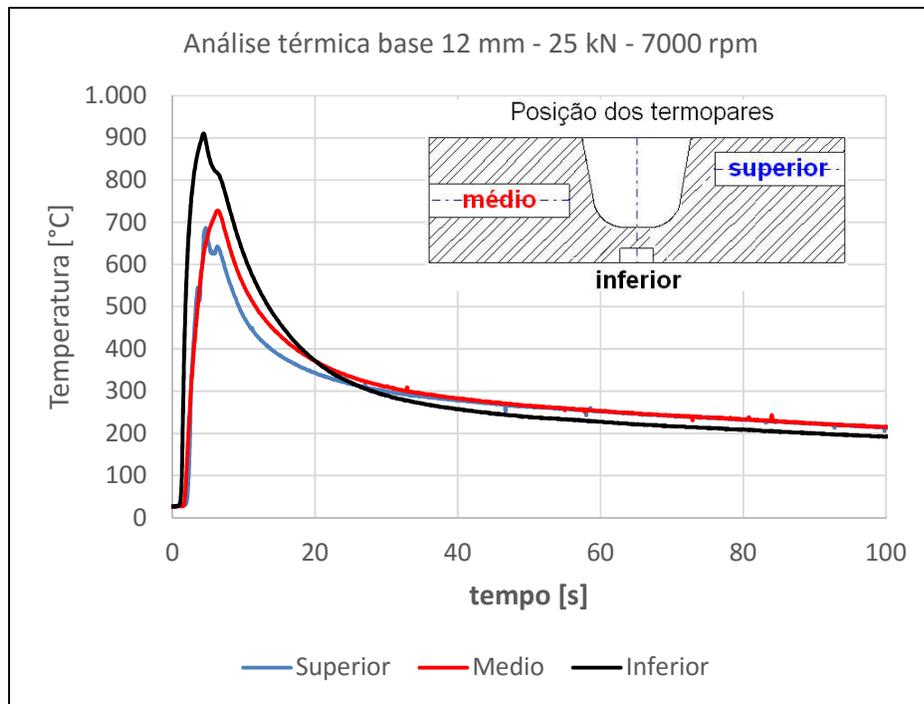
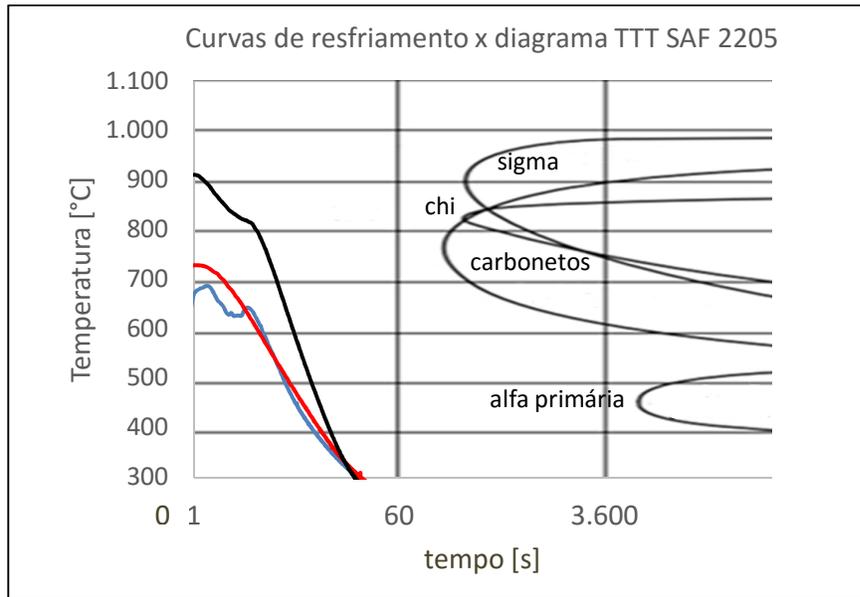


Figura 4.6: Resultado do registro da temperatura ao longo do processo de soldagem por fricção.

O tempo do processo, do início da aplicação da força axial até a desaceleração da rotação do pino, leva cerca de 6 segundos, desenvolvendo uma taxa de aquecimento de aproximadamente 170°C/s. Como o calor gerado pela soldagem é pequeno, ele logo se dissipa, o que pode ser comprovado pela velocidade com que diminui a temperatura da junta soldada. A taxa de resfriamento da base variou de 21 a 45°C/s entre 800 e 500°C ( $\Delta T_{800-500}$ ).

Esse valor pode ser considerado seguro na prevenção da precipitação de fases secundárias, como sigma e Chi [21, 22], cuja taxa de resfriamento mínima para evitar a precipitação é de 15°C/min (0,25°C/s). A Figura 4.7 mostra a sobreposição do gráfico com as curvas de resfriamento com o digrama de transformação isotérmica (TTT) para o SAF 2205.



**Figura 4.7: Curvas de resfriamento da temperatura ao longo do processo de soldagem em comparação com o diagrama de transformação isotérmica (TTT) para o aço SAF 2205.**

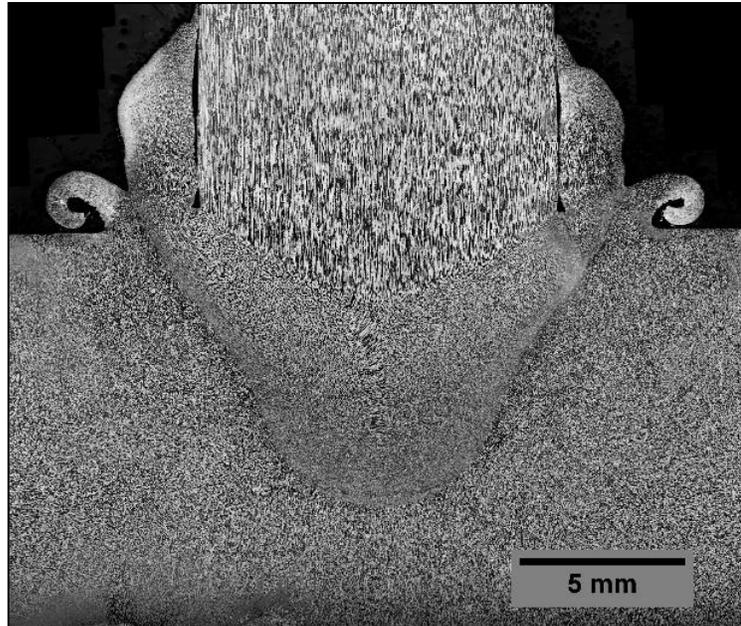
As taxas de resfriamento observadas também são suficientes para prevenir a precipitação de nitretos na fase ferrítica. Segundo Ramirez *et al.* [31] taxas de resfriamento aceleradas, da ordem de 80°C/s, levam a supersaturação do nitrogênio na ferrita, promovendo a precipitação de Cr<sub>2</sub>N na interface  $\gamma/\delta$ . Portanto, supondo que o comportamento térmico real do processo seja semelhante ao que foi obtido com a aquisição dos dados de temperatura, não se espera a observação de fases secundárias na junta soldada.

### 4.3 ANÁLISE METALOGRÁFICA

#### 4.3.1 Caracterização microestrutural

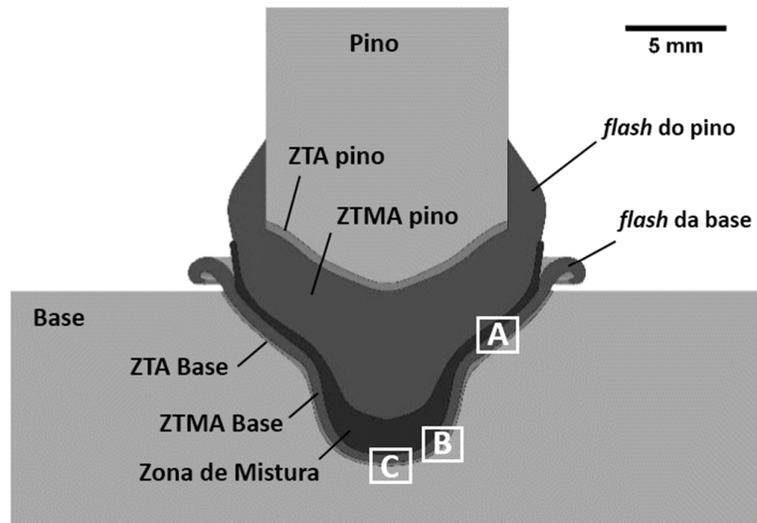
Uma amostra de junta soldada foi seccionada, na direção paralela à de orientação da microestrutura prévia da base, para a detecção de defeitos de soldagem, quantificação das fases, avaliação da morfologia dos microconstituintes, e para verificar a ocorrência de precipitação de fases secundárias. A Figura 4.8 apresenta uma macrografia da junta soldada.

Não foram observados defeitos comuns à soldagem por fricção, como falhas no preenchimento, falta de ligação metalúrgica, e delaminação do pino [57,58].



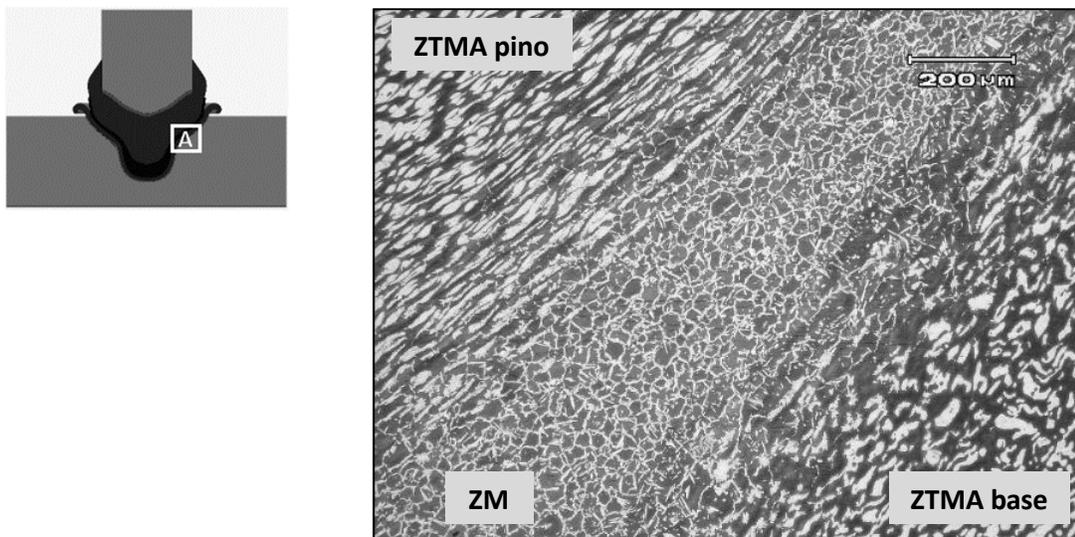
**Figura 4.8: Macrografia da seção longitudinal da junta soldada. Ataque: Behara modificado.**

Observando-se a morfologia e orientação das fases da solda, foi possível identificar diferentes zonas na estrutura da junta soldada. Tanto o pino quanto a base apresentaram uma estreita zona termicamente afetada (ZTA), uma vez que o material base de ambos (UNS S31803) apresenta baixa condutividade térmica, portanto o alcance das isoterms de alta temperatura é pequeno. Mais ao centro temos as zonas termomecanicamente afetadas (ZTMA) de base e de pino. A ZTMA do pino mostrou uma extensão muito superior à extensão da ZTMA da base, o que é um indício que houve maior processamento metalúrgico do pino do que da base. Cada ZTMA formou o seu respectivo *flash*, que é a porção de material plastificado que fluiu para fora da cavidade da junta. Entre as ZTMAs há a zona de mistura (ZM), que seria equivalente ao metal de solda de processos convencionais. A ZM provavelmente é composta em maior proporção pelo material do pino, já este sofreu uma plastificação mais intensa do que a base. A Figura 4.9 mostra um desenho esquemático com as zonas apresentadas pela junta soldada, além das regiões (A, B e C) nas quais a microestrutura foi registrada em maiores detalhes.

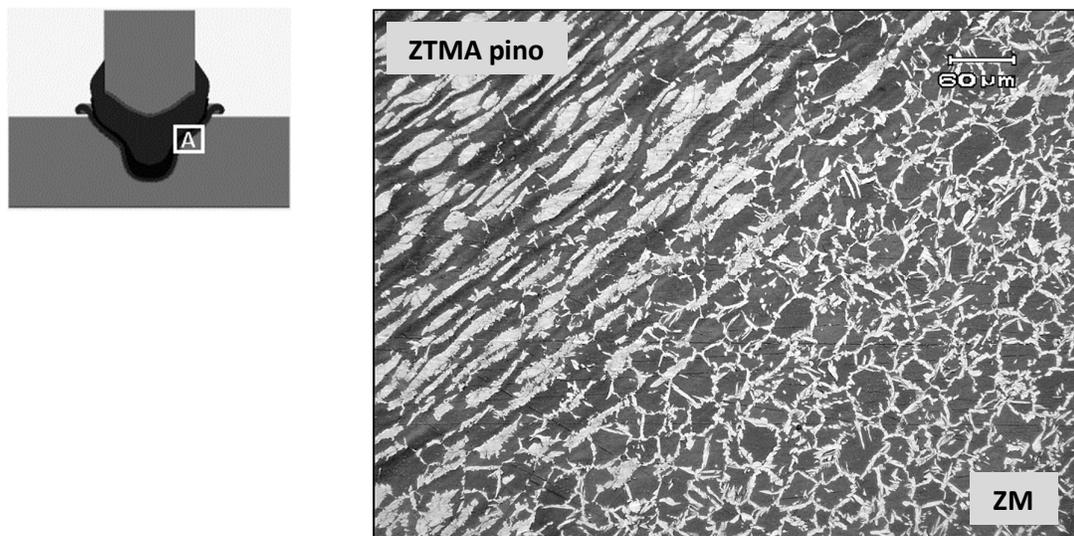


**Figura 4.9:** Desenho esquemático demonstrando as zonas apresentadas pela junta soldada e as regiões de observação da microestrutura.

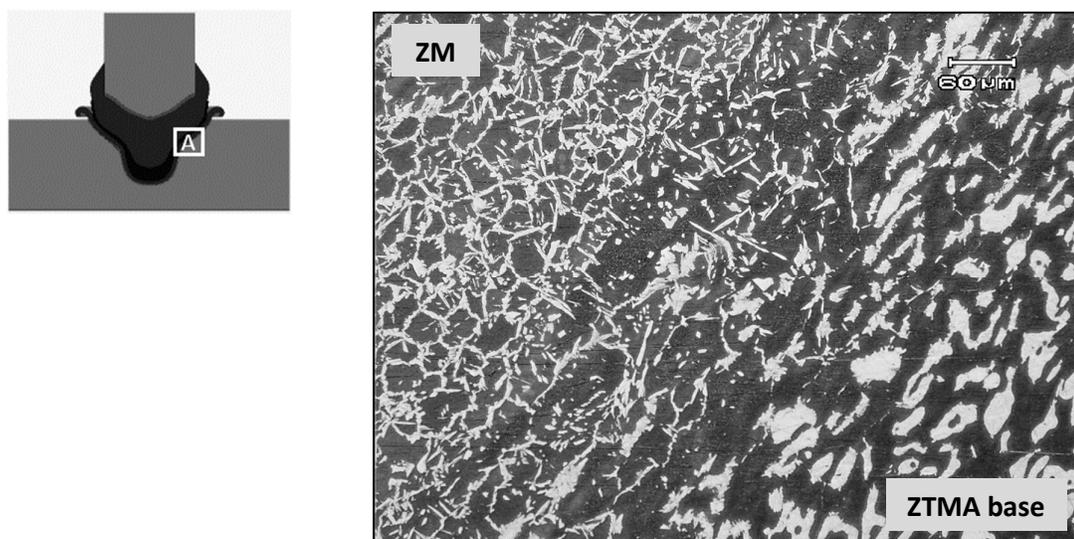
A Figura 4.10 mostra em detalhes a região A. É possível ver a difusa interface entre a ZTMA do pino, a zona de mistura e a ZTMA da base, comprovando a união metalúrgica nessa região. Também é possível verificar a mudança de orientação da microestrutura em função da deformação sofrida pela combinação de esforços exercidos pela força axial e pela rotação, resultando em um fluxo ascendente de material com inclinação de aproximadamente 45°.



**Figura 4.10:** Interface entre a ZTMA do pino, zona de mistura e ZTMA da base, na região A. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.



**Figura 4.11: Interface entre a ZTMA do pino e a zona de mistura, na região A. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.**

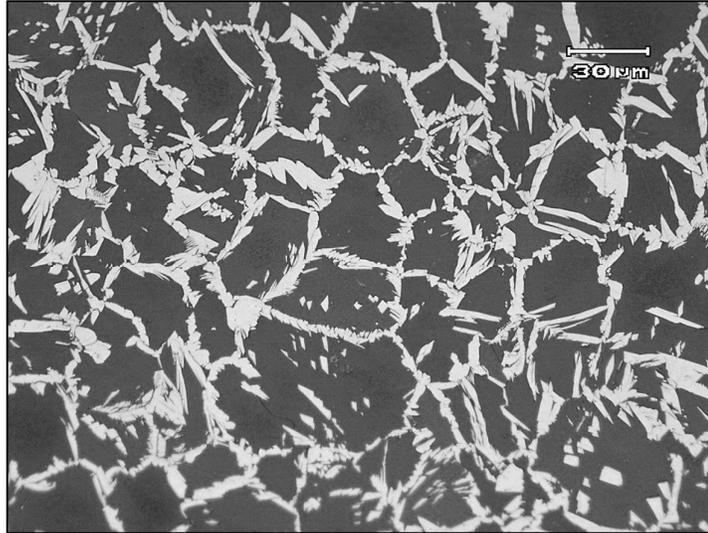


**Figura 4.12: Interface entre a zona de mistura e a ZTMA da base, na região A. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.**

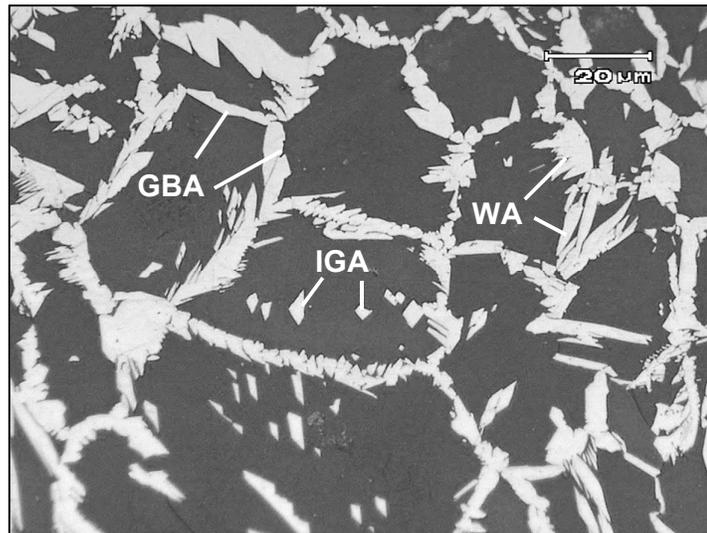
As figuras 4.11 e 4.12 mostram, em maiores detalhes, as interfaces entre a ZTMA do pino e a zona de mistura, e entre a zona de mistura e a ZTMA da base, respectivamente. Na comparação entre as imagens, torna-se evidente que houve mais intensa deformação do material do pino do que da base, o que justifica a maior extensão da ZTMA e do *flash* do pino.

Na zona de mistura foi observada uma microestrutura bem distinta da demais zonas, onde a austenita apresenta morfologias semelhantes às encontradas no sistema de

classificação de Dubé para a ferrita pró-eutetóide, em aços ao carbono [1]. Como pode ser visto nas Figuras 4.13 e 4.14, a fase ferrítica (cinza escuro) apresenta-se em grãos equiaxiais, enquanto a austenita surge nos contornos de grão na forma alotriomorfa (GBA), em placas laterais de Widmanstätten (WA), e até mesmo em grãos intragranulares (IGA).



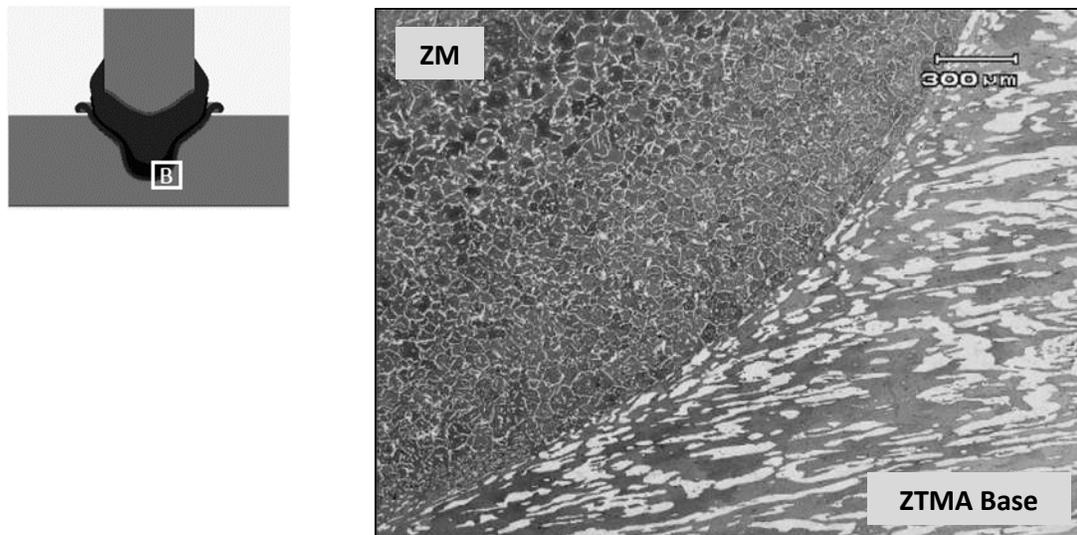
**Figura 4.13:** Microestrutura da zona de mistura na região A. Grãos de ferrita (cinza escuro) com austenita de Widmanstätten (branca) nos contornos de grãos. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.



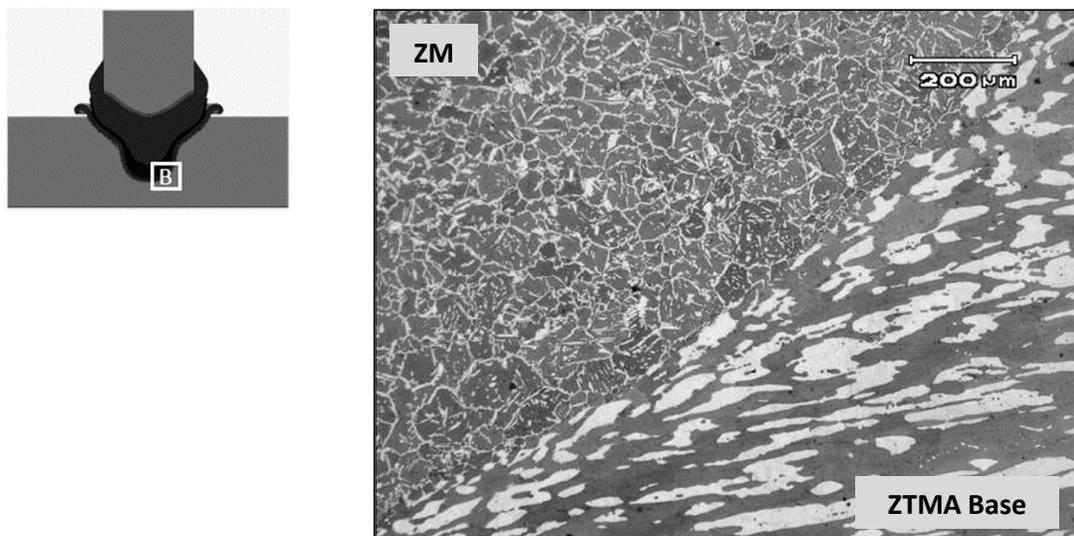
**Figura 4.14:** Microestrutura da zona de mistura na região A. Grãos de ferrita (cinza escuro) com austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmanstätten (WA) e austenita intragranular (IGA). Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.

Estruturas aciculares na austenita já haviam sido observados por Larsson e Lundqvist [9] em 1986, ao estudarem as modificações metalúrgicas durante a soldagem de um SAF 2205. A precipitação e crescimento da austenita ocorre nos contornos de grão da ferrita durante o resfriamento a partir de 1050°C, temperatura acima da qual o material se apresenta 100% ferrítico, e tende a crescer para o interior dos grãos, na forma de agulhas e placas. A morfologia da austenita é altamente dependente da taxa de resfriamento, como bem demonstraram Yang *et al.* em seu trabalho [48]. Os autores simularam os ciclos térmicos aos quais a zona termicamente afetada é submetida durante a soldagem dos AID. As taxas de resfriamento aplicadas variaram de 15°C/s a 2,5°C/s, e as estruturas de Widmanstätten apresentadas pela austenita tendem a ser mais alongadas quando o resfriamento é mais acelerado. Taxas de resfriamento mais altas também promovem aumento no número de sítios de nucleação da austenita intragranular, que no entanto apresentam baixa taxa de crescimento justamente por causa da queda rápida da temperatura.

A região B exibe uma configuração um pouco diferente em sua estrutura. É possível ver claramente que há uma interface entre a zona de mistura e o material que compõe a base, configurando um entalhe metalúrgico. Aparentemente houve, nessa região, pouca interação metalúrgica entre os materiais do pino e da base, talvez em função da massiva plastificação do pino acompanhada da rápida extração de calor para a base. As figuras 4.15 e 4.16 mostram a estrutura da junta soldada na região B.

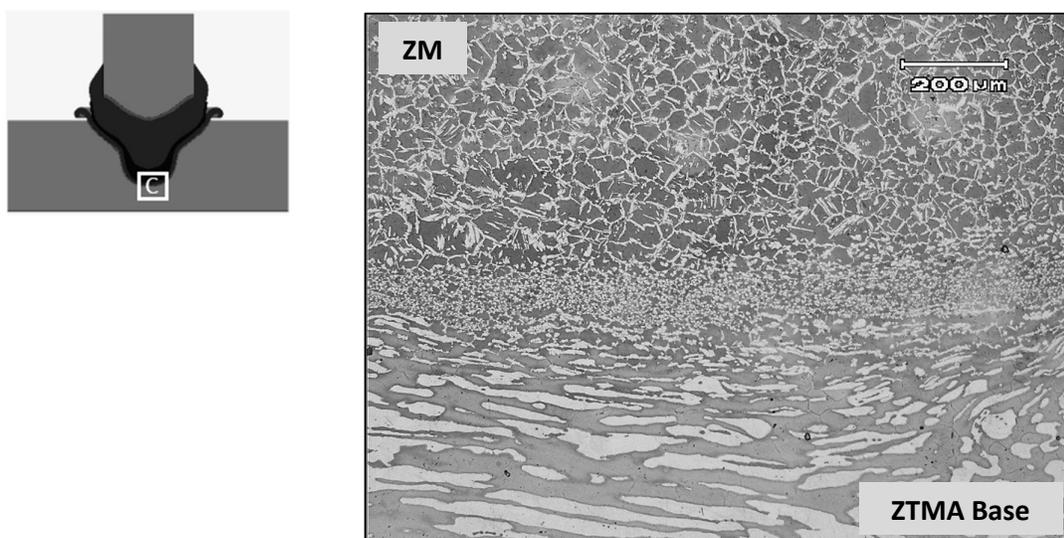


**Figura 4.15: Interface existente entre zona de mistura e a ZTMA da base, na região B. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.**

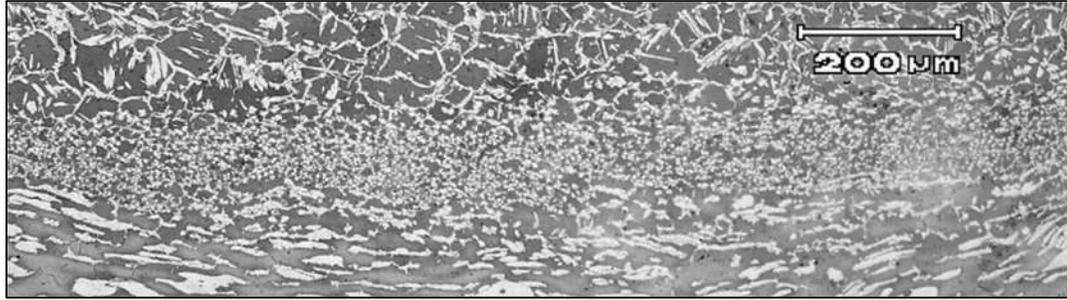


**Figura 4.16: Interface existente entre zona de mistura e a ZTMA da base, na região B. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.**

A existência de uma linha de ligação entre pino e base é uma ocorrência comum em diversos trabalhos sobre soldagem por fricção com pino consumível [55, 57, 65, 66 e 74] e não configura, por si só, um defeito de processamento. Tanto Meyer [55] quanto Pires [57] realizaram ensaio de dobramento em soldas por fricção que apresentavam uma linha de ligação entre a base e o pino, e os resultados de ambos os ensaios foram satisfatórios. Na região C, localizada no fundo da solda, a linha de ligação desaparece e a interface entre pino e base volta a ser difusa, como mostra a Figura 4.17 e, em maiores detalhes, a Figura 4.18.

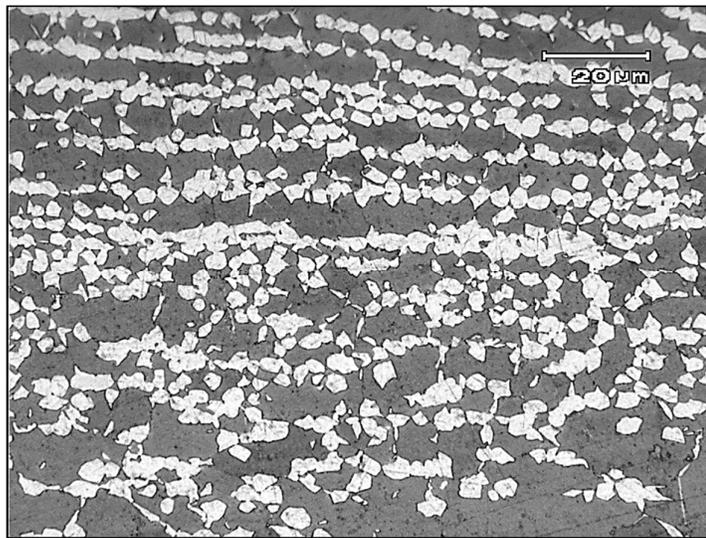


**Figura 4.17: Interface entre zona de mistura e a base, na região do fundo da solda. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.**



**Figura 4.18:** Detalhe da interface entre o pino e a base. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.

Essa região coincide com o eixo de rotação do pino, e é onde a força axial de compressão é aplicada ortogonalmente sobre as superfícies de pino e de base. Segundo Meyer [55], o fundo da solda é uma região onde a tensão sobre as superfícies é mais elevada e a velocidade tangencial é reduzida, da qual o material plastificado escoava rapidamente, caso a geometria permita, e possibilita o atrito entre os materiais ainda no estado sólido. O resultado dessa contínua interação entre base e pino é o surgimento de uma microestrutura extremamente refinada, cujos grãos exibem diâmetro entre 1 e 3 μm. Essa estrutura refinada já havia sido observada por Meinhardt [65] ao realizar uma solda por fricção em aço inoxidável dúplex. A Figura 4.19 mostra a microestrutura observada na região C.



**Figura 4.19:** Microestrutura altamente refinada observada no fundo da solda. Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.

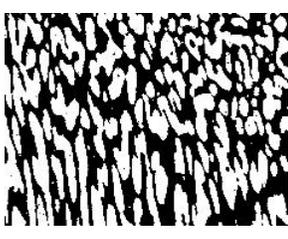
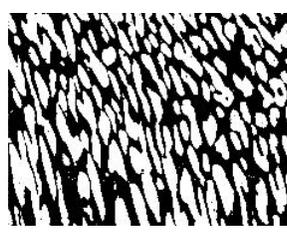
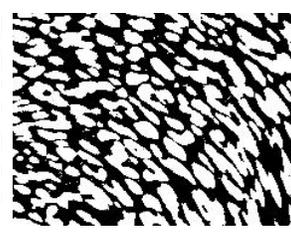
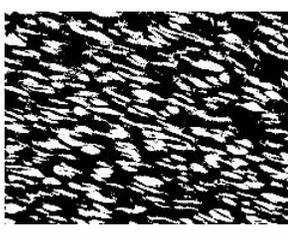
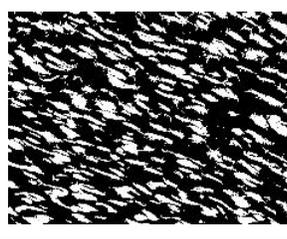
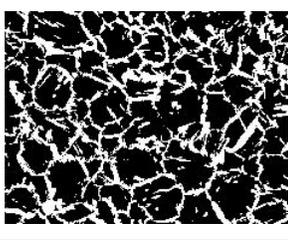
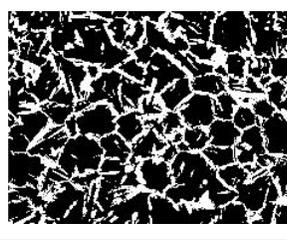
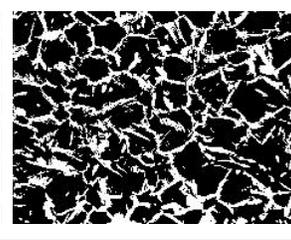
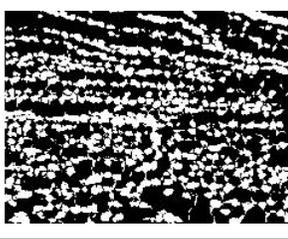
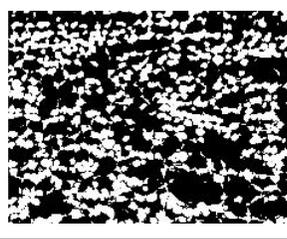
Maki *et al.* [75] investigaram a formação de uma estrutura extremamente refinada em aços inoxidáveis dúplex, através de processamento termomecânico e tratamentos térmicos. A estrutura denominada *microduplex* é bastante estável, tem alta resistência mecânica, alta

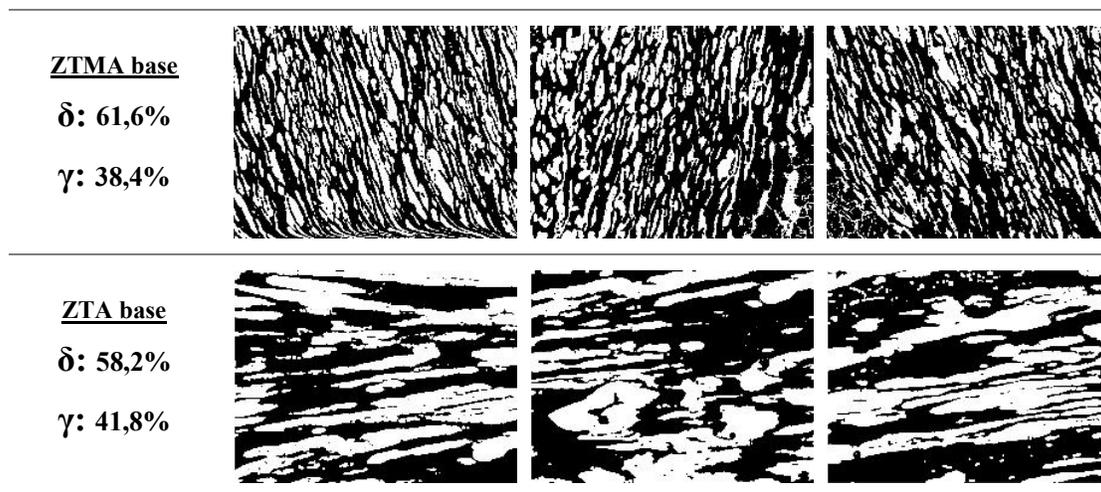
resistência à fadiga e boa tenacidade à temperatura ambiente, além de apresentar superplasticidade a elevadas temperaturas, onde o material pode ser deformado continuamente sem romper, obtendo-se até 200% de alongamento [76].

#### 4.3.2 Quantificação das fases

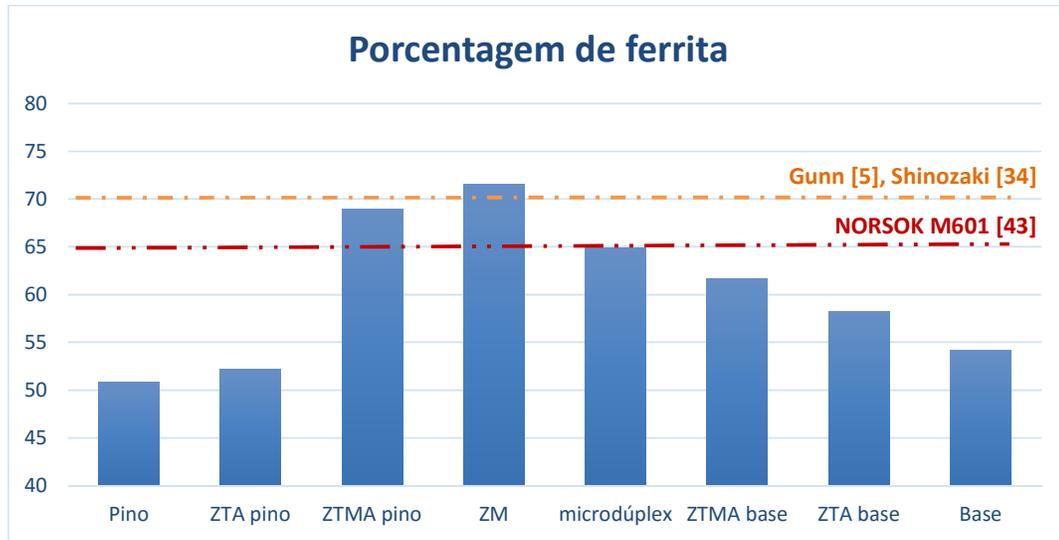
A quantificação das fases,  $\delta$  e  $\gamma$ , foi avaliada em cada uma das zonas formadas na junta soldada, em três regiões distintas, como mostra a Figura 3.6. A partir das três micrografias a porcentagem média das fases foi calculada. Foi necessário registro em diferentes magnificações por haver grande diferença no refinamento da microestrutura de cada zona. Os resultados da quantificação das fases estão mostrados no Quadro 4.1.

**Quadro 4.1: Micrografias das zonas da junta soldada, em escala binária, com a proporção média entre as fases ferrita (preto) e austenita (branco).**

<p><u>ZTA pino</u>  <math>\delta</math>: 52,1%  <math>\gamma</math>: 47,9%</p>			
<p><u>ZTMA pino</u>  <math>\delta</math>: 68,9%  <math>\gamma</math>: 31,1%</p>			
<p><u>Zona de mistura</u>  <math>\delta</math>: 71,5%  <math>\gamma</math>: 28,5%</p>			
<p><u>Microdúplex</u>  <math>\delta</math>: 64,9%  <math>\gamma</math>: 35,1%</p>			



Como já foi discutido no Capítulo 2.2.2, as propriedades mecânicas dos AID estão intrinsecamente ligadas à proporção entre as fases ferrítica e austenítica. De forma geral, pequenas quantidades de austenita promovem redução da tenacidade e resistência à corrosão, e, por outro lado, pequenas quantidades de ferrita levam à redução da resistência mecânica e aumentam a susceptibilidade à falha por corrosão sob tensão. Assim como já é esperado para processos convencionais de soldagem, a soldagem por fricção realizada em aços inoxidáveis dúplex também apresenta tendência à ferritização da junta soldada [65] e os resultados mostrados no Quadro 4.1 reforçam essa afirmação. A maior porcentagem de ferrita, 71,5%, foi encontrada na zona de mistura, e é um valor muito próximo ao encontrado nos metais de solda produzidos por processos convencionais de soldagem, que variam entre 50 e 70% de ferrita [5]. Shinozaki demonstrou que, para metais de solda com quantidade acima de 70% de ferrita, havia grande chance de ocorrência de trinca induzida por hidrogênio [34]. Já a norma norueguesa NORSOK M-601 [43], que regulamenta a soldagem e inspeção em vasos de pressão, estabelece que o teor de ferrita deve estar dentro do intervalo de 25 a 65%. Na Figura 4.20 mostra um gráfico comparando a porcentagem de ferrita presente em cada zona em comparação com as recomendações da literatura pesquisada.



**Figura 4.20: Porcentagem de ferrita encontrada em cada zona em comparação com os limites máximos recomendados pela literatura pesquisada.**

A quantidade final de ferrita também pode ajudar a entender o ciclo térmico ao qual cada zona da solda foi submetida. O primeiro fato que podemos constatar é a existência da zona termicamente afetada, tanto no pino quanto na base. Houve, nessas duas zonas, pequeno aumento na quantidade de ferrita, de 50,8% para 52,2% no pino e de 54% para 58,2% na base. As demais zonas apresentaram estruturas bem mais ferritizadas, indicando que não só atingiram maiores temperaturas, como também resfriaram com maior velocidade. A Figura 4.21, apresentada por Gunn [5], mostra a influência da taxa de resfriamento sobre o teor de ferrita na zona termicamente afetada de juntas soldadas em diferentes aços inoxidáveis dúplex. Basicamente, quanto maior a taxa de resfriamento, maior é a porcentagem de ferrita e, a julgar pela curva do aço UNS S31803 e pelos resultados descritos na Figura 4.20, a máxima taxa de resfriamento envolvida durante a soldagem por fricção deve estar entre 20 e 40°C/s, que são valores semelhantes aos encontrados na análise térmica do processo, descrita no Capítulo 4.2.

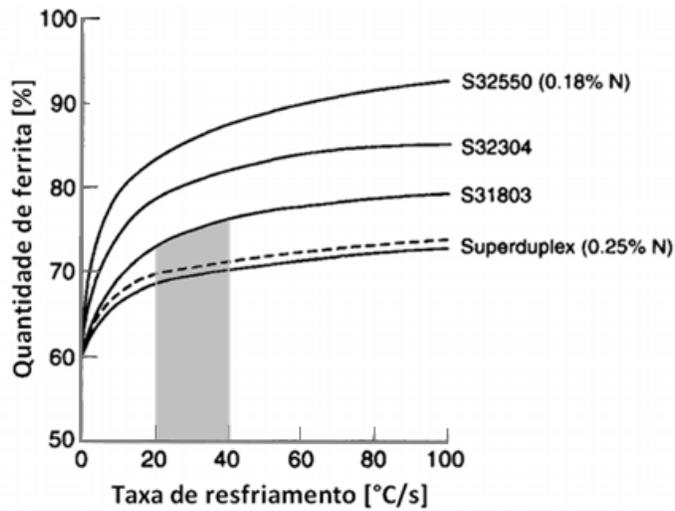
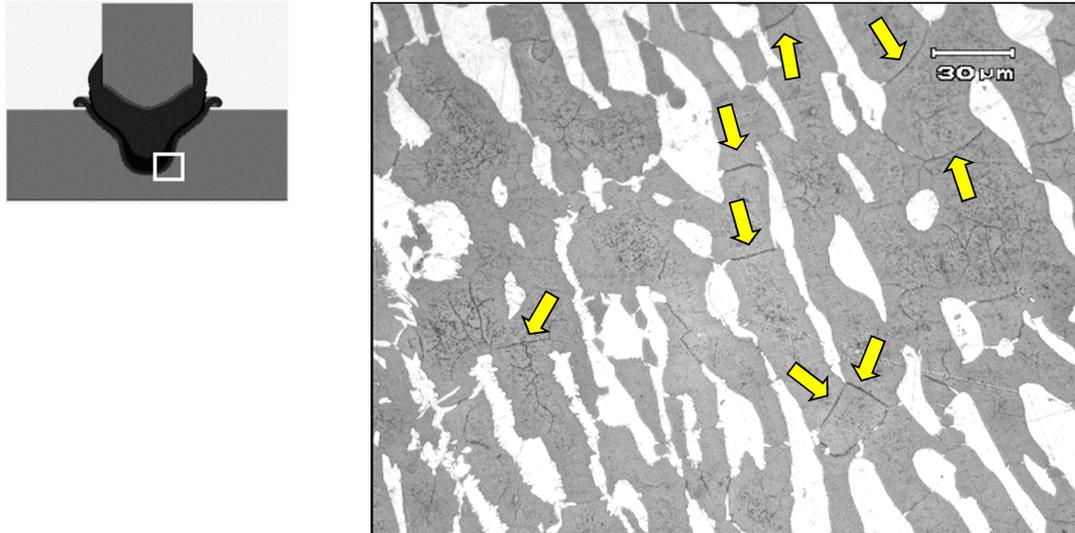


Figura 4.21: Variação da porcentagem de ferrita em função da taxa de resfriamento na ZTA de juntas soldadas em diferentes aços inoxidáveis dúplex. Adaptado de [5].

### 4.3.3 Determinação de fases secundárias

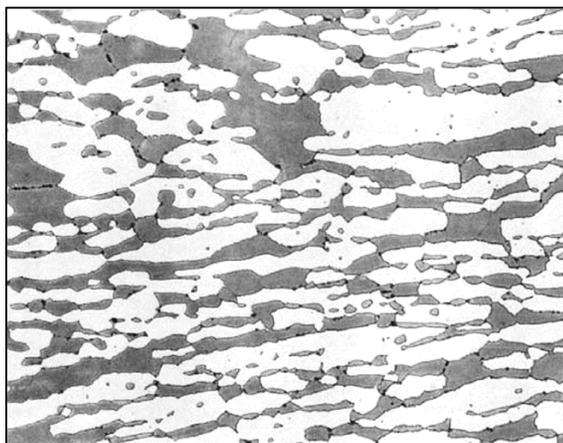
A determinação da ocorrência de fases secundárias foi realizada segundo a metodologia indicada pela norma ASTM A923 [72], método A, via microscopia ótica, e método B, via ensaio de impacto Charpy, cujos resultados estão descritos nos capítulo 5.4. O método A da referida norma recomenda, para ataque químico da amostra, o uso de solução de NaOH (40g de NaOH em 100ml de água destilada), e a microestrutura obtida deve ser comparada às imagens, fornecidas pela própria norma, que descrevem os diferentes níveis de precipitação de fases secundárias.

Após a realização do ataque químico, toda a superfície da amostra foi observada, a fim de detectar algum tipo de precipitado. De todas as zonas da solda, as únicas que precipitaram possivelmente alguma fase secundária, foram a ZTMA do pino e a ZTMA da base. Nessas duas zonas foram encontrados pequenos pontos escuros nos contornos de grão ferríticos, e somente observáveis em aumentos de 500 e de 1000 vezes. A incidência dessas partículas foi substancialmente maior na ZTMA da base do que na ZTMA do pino. A Figura 4.22 mostra a microestrutura da ZTMA da base, com os possíveis precipitados indicados pelas setas.



**Figura 4.22: Micrografia da ZTMA da base, com os precipitados indicados pelas setas. Microscopia ótica. Ataque: NaOH.**

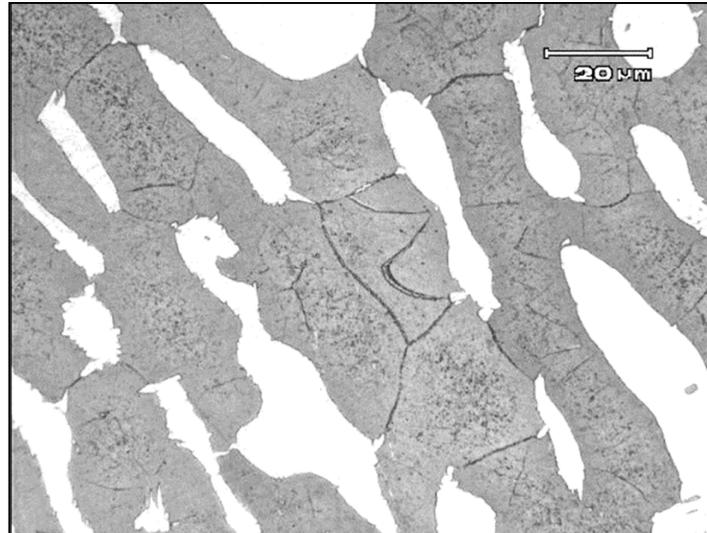
Dentre as classificações da microestrutura descritas na norma ASTM A923, a que mais se assemelha ao que foi observado na junta soldada, foi a de uma estrutura *possivelmente afetada*, onde a ferrita apresenta indícios de uma possível precipitação de partículas em seus contornos de grão. A Figura 4.23 exibe a ilustração usada pela norma para exemplificar uma estrutura possivelmente afetada pela precipitação de fases deletérias, para um aço UNS S31803.



**Figura 4.23: Exemplo de estrutura possivelmente afetada pela precipitação de fases secundárias para o aço UNS S31803, segundo a norma ASTM A923. 400x. [72].**

A incidência da aparente precipitação de partículas de segunda fase foi pequena, tanto que, mesmo em maiores aumentos, como mostrado na Figura 4.24, não foi possível identificar

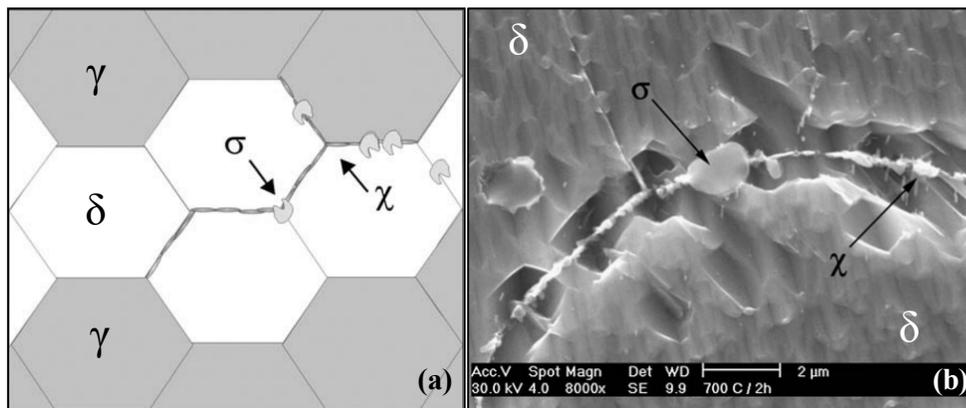
de qual fase (sigma ou Chi) se trata. Ambas as fases precipitam nas interfaces  $\delta/\delta$  e  $\delta/\gamma$  [20, 27, 28], assim como os que foram observados na junta soldada.



**Figura 4.24: Micrografia da ZTMA da base, com precipitados localizados nas interfaces  $\delta/\delta$ . Microscopia ótica. Ataque: NaOH.**

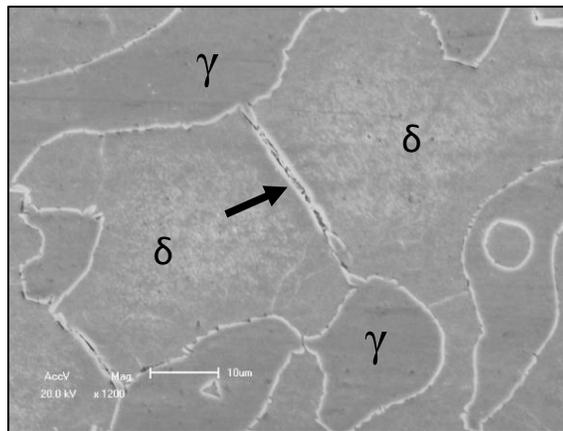
Para esclarecer a dúvida acerca da natureza dos precipitados, a solda foi observada sob microscopia eletrônica de varredura (MEV), onde também se pôde fazer análise via microsonda EDS, a fim de se determinar a composição química elementar dessas partículas.

Assim como Escriba *et al.* observaram em seu trabalho [27], a morfologia da fase Chi e da fase sigma diferem bastante. Enquanto a fase Chi se apresenta na forma de pequenas partículas agrupadas nas interfaces  $\delta/\delta$ , a fase sigma precipita a partir da própria fase Chi, e cresce para o interior dos grãos ferríticos, de acordo com desenho esquemático mostrado na Figura 4.25. Esse comportamento explica-se, segundo os autores, pelo fato de a fase Chi precipitar em um tempo menor do que a fase sigma no aço UNS S31083.



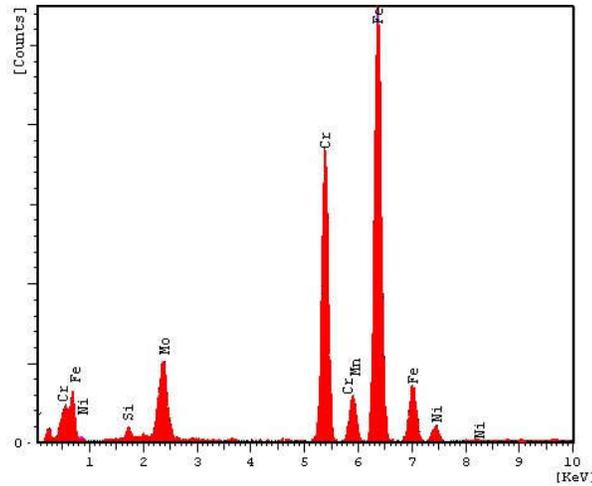
**Figura 4.25: Desenho esquemático (a) e imagem em MEV (b) da morfologia das fases sigma e Chi, precipitadas em um aço UNS S31803. [27].**

A fase secundária encontrada na junta soldada apresentou-se tal qual a fase Chi, acumulada nos contornos de grão ferríticos, como mostra a estrutura indicada pela seta na Figura 4.26. Em toda a superfície da amostra observada, essa foi a única morfologia de fase secundária encontrada, não havendo, portanto, estruturas semelhantes às apresentadas pela fase sigma na literatura.



**Figura 4.26: Fase secundária encontrada na solda por fricção. MEV.**

Para se obter mais um indício sobre a natureza dos precipitados, foi feita então uma análise química via microsonda EDS. Devido ao reduzido tamanho dos precipitados, espera-se que haja interferência da matriz sobre a sua composição química, já que as partículas analisadas são possivelmente menores que o volume ativado pelo feixe de elétrons. O espectro do precipitado (resultado qualitativo da análise) está mostrado na Figura 4.27. Os elementos com maiores picos característicos são os dos elementos ferro, cromo e molibdênio, que são os elementos em maior proporção no material base.



**Figura 4.27: Espectro de raios X dos precipitados, indicando os principais elementos químicos encontrados.**

Embora saiba-se que os resultados da análise EDS quantitativa não tenham a mesma precisão de outras técnicas de espectroscopia, foi possível perceber que há diferença entre a composição química dos precipitados e da matriz ferrítica à sua volta. As quantidades de ferro e de níquel foram bem menores no precipitado do que na matriz, enquanto que a porcentagem em peso de molibdênio é bem menor na matriz do que no precipitado. Na Tabela 4.2 temos a comparação entre os resultados obtidos, da matriz e do precipitado, com a composição química das fases sigma e Chi, encontrados por Escriba *et al.* em seu estudo [27].

**Tabela 4.2: Resultados de composição química, via EDS, para a matriz e para o precipitado, em comparação com a composição química das fases sigma e Chi [27].**

Elemento	Fe [wt%]	Cr [wt%]	Ni [wt%]	Mo [wt%]
Matriz ( $\delta$ )	65,5	23,7	4,21	3,21
Precipitado	55,3	23,7	2,26	11,8
Chi <sup>[27]</sup>	59,5	24,2	3,5	10,6
Sigma <sup>[27]</sup>	53,5	29,5	5,6	6,8

Assim como Escriba encontrou em seu trabalho, outros estudos [77, 78] reiteram o fato de a fase Chi ser mais rica em molibdênio que a fase sigma, sendo esse um dos parâmetros usados para diferenciação das duas fases. Além disso, a fase Chi se apresenta como pequenas partículas distribuídas ao longo das interfaces  $\gamma/\delta$  e  $\delta/\delta$ , enquanto que a fase sigma é caracterizada por ter uma morfologia aleatória, crescendo para o interior dos grãos ferríticos. Normalmente fase Chi não é observada em grandes quantidades por ser menos

estável que a fase sigma e, na maioria dos casos, acaba sendo consumida completamente pelo crescimento da fase mais estável [77]. Por esse motivo, quando os AID são expostos a longos intervalos de tempo na temperatura de precipitação de ambas as fases, é comum que apenas a fase sigma acabe sendo observada.

O tempo mínimo necessário para precipitação de ambas as fases varia com a temperatura, mas, segundo Sieurin e Sandström [21], são necessários pelo menos 134 segundos a 865°C para que haja precipitação significativa de fase sigma em um aço SAF 2205. De acordo com o que foi observado no gráfico apresentado na Figura 4.7, após 60 segundos, contados a partir do início do processamento, a junta soldada já está abaixo de 300°C. Sendo assim, as condições termodinâmicas desenvolvidas durante a soldagem por fricção não deveriam favorecer a precipitação de fases secundárias no aço UNS S31803, de forma que haveria menos chance de ocorrer precipitação de fase sigma do que de fase Chi.

Momeni *et al.* [26] investigaram o efeito da deformação prévia, em um AID 2205, sobre a precipitação de fases secundárias durante o tratamento térmico de envelhecimento. Os autores constataram que a deformação prévia do material favoreceu a precipitação de fase sigma, com um incremento de até 3% na fração volumétrica dessa fase para as amostras deformadas, como pode ser visto na Figura 4.28. Havendo, portanto, influência do estado de deformação do material sobre a precipitação de fases secundárias, é possível que a deformação do material causada tanto pela aplicação da força axial quanto pela ação do movimento de rotação possa ter favorecido a precipitação de fase Chi, que, como discutido anteriormente, precede o aparecimento da fase sigma. Indícios de precipitação de fases secundárias em soldas por fricção no UNS S31803 já haviam sido observados por Kozminski [62], que concluiu que a ocorrência de tais partículas deveu-se à ação sinérgica da temperatura e da deformação desenvolvida pelo processamento do material.

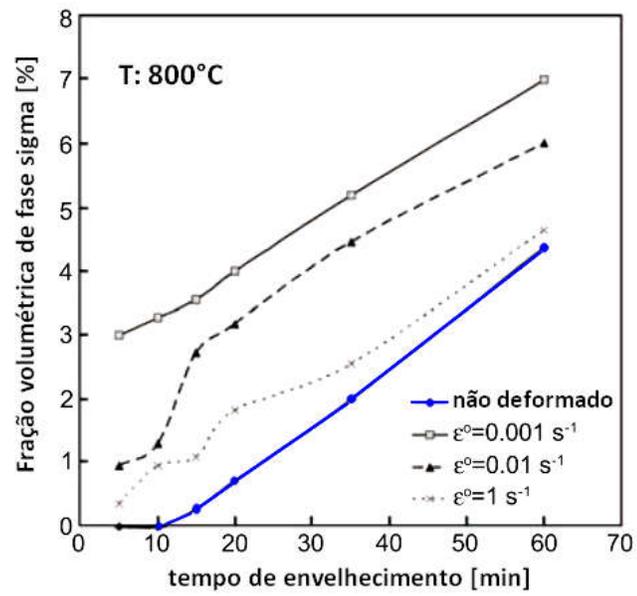
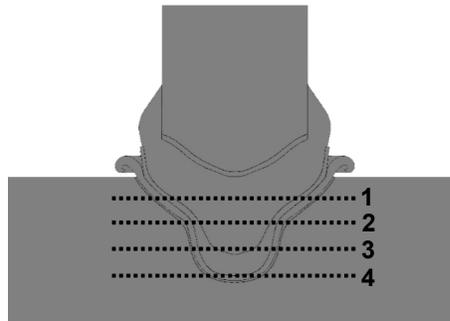


Figura 4.28: Gráfico mostrando a influência da deformação sobre a precipitação de fase sigma no envelhecimento de um SAF 2205. Adaptado de [26].

#### 4.4 PERFIS DE MICRODUREZA

O levantamento dos perfis de microdureza foi realizado com o objetivo de avaliar a influência das diversas morfologias encontradas na junta soldada sobre suas propriedades mecânicas. Os quatro perfis foram realizados ao longo da direção longitudinal da base, de forma que pudesse medir a dureza do material nas diferentes zonas formadas pelo processo de soldagem, conforme mostra a figura 4.29.



**Figura 4.29: Localização dos perfis de microdureza realizados, cruzando as diferentes zonas formadas na junta soldada.**

Como pode ser visto na Figura 4.30, a dureza aumenta a partir da zona de mistura em direção ao centro da ZTMA do pino, formando um patamar cerca de 50 HV superior à dureza medida no material base. Segundo a literatura, processo de soldagem por fricção pode causar aumento na dureza de aços ao carbono que apresentem boa temperabilidade [54-57], formando martensita na zona termicamente afetada pelo calor do processo. Os AID são materiais conhecidos por não serem endurecíveis por tratamento térmico de têmpera, logo, os ciclos térmicos provenientes da soldagem por fricção não deveriam causar aumento da dureza, a menos que houvesse significativa precipitação de fases secundárias frágeis. Contudo, como foi discutido no Capítulo 4.3, a soldagem provocou aumento na porcentagem de ferrita e mudanças na morfologia do material, como, por exemplo, o surgimento de uma microestrutura acicular de Widmanstätten na zona de mistura. Por esse motivo vemos um incremento de dureza nas zonas onde houve um intenso processamento termomecânico do material, como a ZM e ZTMA do pino.

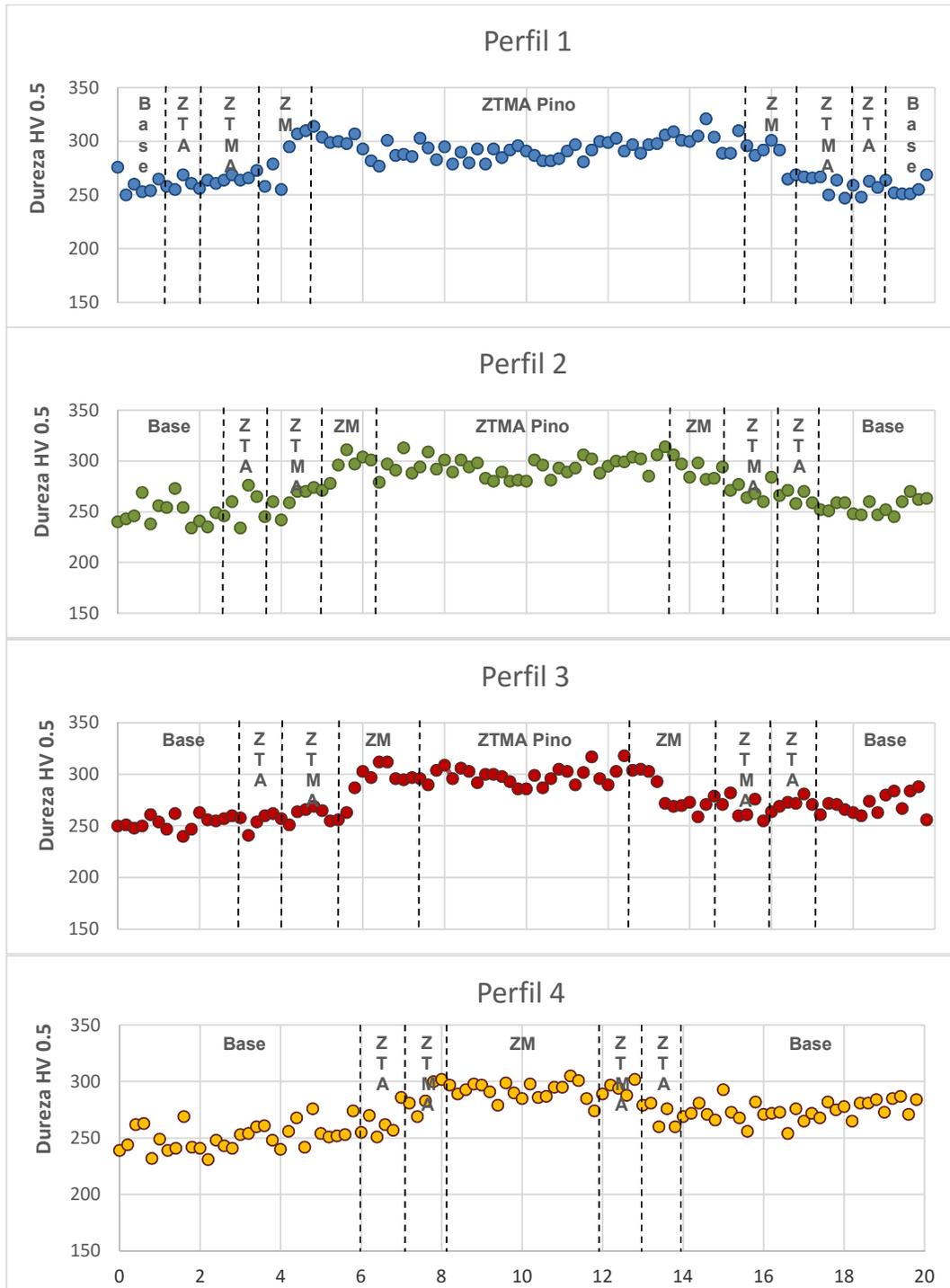
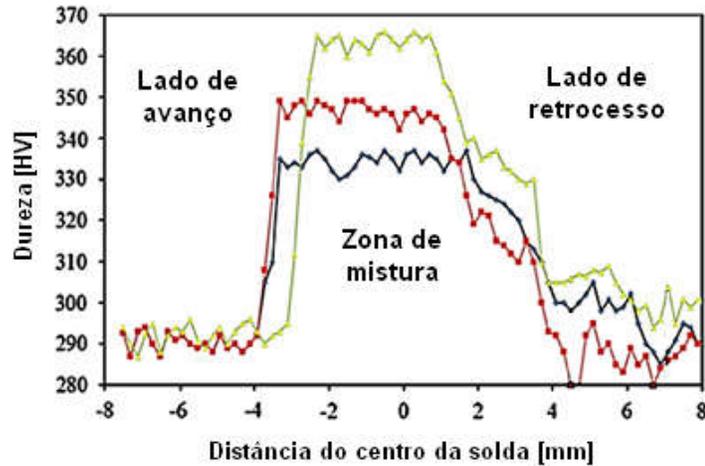


Figura 4.30: Resultados das medições de microdureza ao longo das diversas zonas da junta soldada.

A literatura da soldagem por fricção em aços inoxidáveis dúplex mostra que o refinamento da microestrutura, promovido pelo processamento, tem grande influência sobre a dureza do material. Esmailzadeh *et al.* [64] caracterizaram a microestrutura de uma solda FSW em um AID baixa liga, e observaram que a dureza aumenta substancialmente na zona de

mistura (*Stir zone*), segundo os autores, devido ao intenso refinamento microestrutural que essa região apresenta. A Figura 4.31 mostra o perfil de microdureza obtido nesse estudo, e é possível constatar que pode haver um incremento de até 70 HV entre a zona de mistura e as zonas adjacentes.



**Figura 4.31: Perfil de microdureza de uma solda FSW em um AID baixa liga com diferentes velocidades de soldagem. Adaptado de [64].**

Meinhardt [65] observou um comportamento semelhante ao visto na Figura 4.30 em seu estudo. Para a junta soldada por fricção que foi produzida com pino de aço inoxidável dúplex UNS S31803 houve substancial incremento da microdureza na região central em comparação com a microdureza medida no metal base. O autor também atribuiu a ocorrência desse fenômeno ao intenso refinamento apresentado pela microestrutura da solda. A Figura 4.32 mostra os perfis de microdureza de duas soldas por fricção feitas por Meinhardt, na qual é possível ver que é uma maior dureza ao centro da solda.

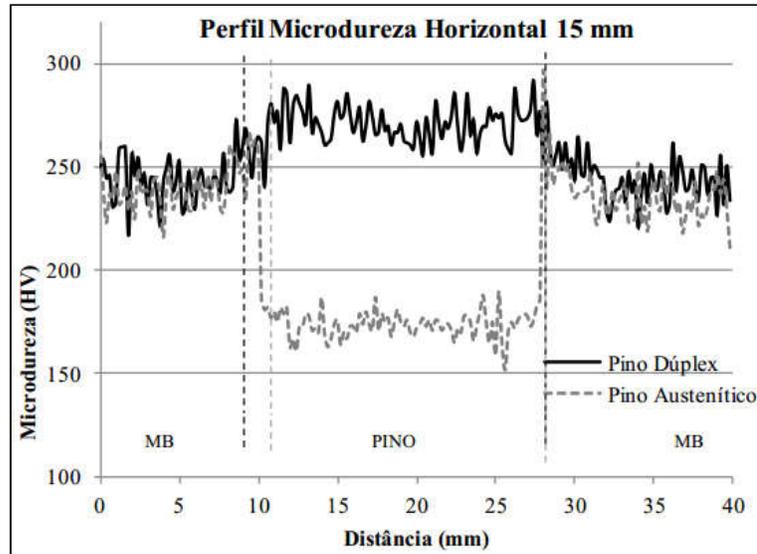
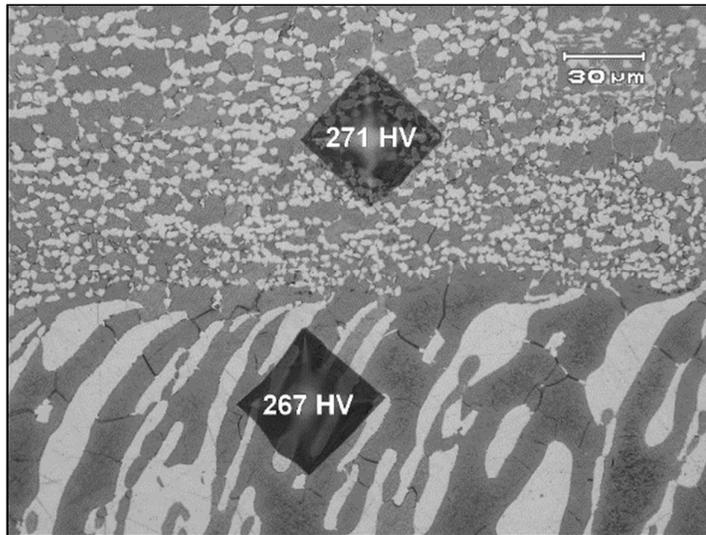


Figura 4.32: Perfis de microdureza (0,3HV) apresentados por duas juntas soldadas por fricção, uma usando pino em aço inoxidável dúplex e outra usando pino em aço inoxidável austenítico. [65].

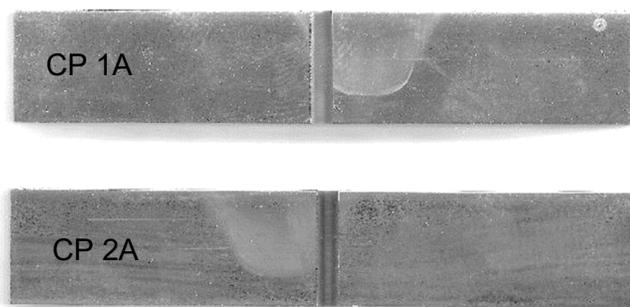
Entretanto, o incremento de dureza observado nas regiões que apresentaram microestrutura acicular não ocorreu na região denominada *microduplex*. Como pode ser visto na Figura 4.33, a microdureza da estrutura *microduplex* é apenas 4HV superior à microdureza medida na ZTMA da base. Como foi visto no Quadro 4.1, a porcentagem média de ferrita na ZTMA da base foi de 61,6% e na estrutura *microduplex* foi de 64,9%, ou seja, também é muito pequena a variação desse parâmetro entre essas duas zonas. Então, apesar de extremamente refinada, a estrutura *microduplex* não apresenta dureza muito superior à apresentada pelas zonas adjacentes a ela. Maki *et al.* [75] comprovaram que a estrutura *microduplex* se origina através de um grande trabalho termomecânico, no qual há intensa recristalização dinâmica, e apresenta elevada tenacidade e ductilidade, fatos que podem explicar sua dureza não tão elevada.



**Figura 4.33: Endentações feitas na zona com *microduplex* (271HV) e na ZTMA da base (267HV).  
Microscopia ótica. Ataque: Behara modificado.**

#### 4.5 TENACIDADE AO IMPACTO

Os ensaios de tenacidade ao impacto Charpy foram realizados com o objetivo de avaliar o comportamento mecânico da junta soldada e para analisar o efeito da precipitação de fases secundárias sobre a tenacidade segundo as especificações da norma ASTM A923 [72]. Para esse ensaio foram usadas duas juntas soldadas, que seccionadas puderam fornecer 4 corpos de prova padrão 55x10x10, com entalhe em V a 45°. Também foram ensaiados 4 corpos de prova do material da base para se ter um comparativo. Os ensaios foram realizados de acordo com o procedimento especificado na norma ASTM E23-12c e a temperatura de ensaio escolhida foi de -40°C. A Figura 4.34 mostra dois corpos de prova extraídos de uma mesma junta soldada, com o entalhe localizado na região lateral da solda.



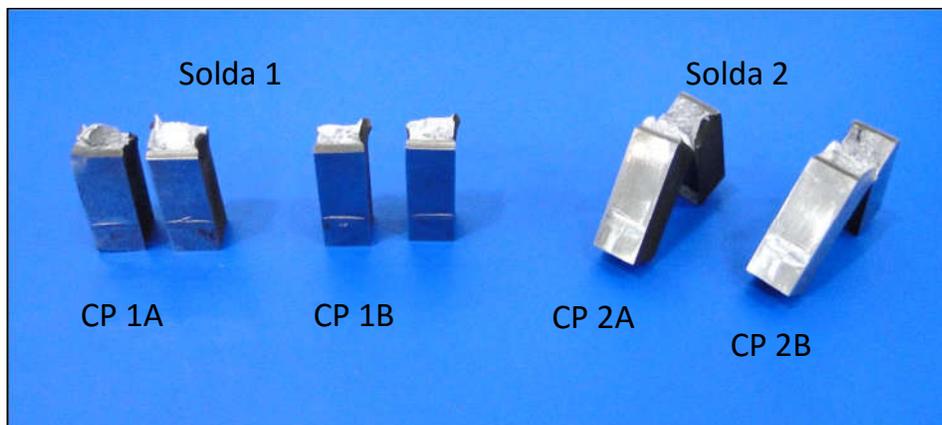
**Figura 4.34: Corpos de prova Charpy extraídos de uma mesma junta soldada, com entalhe localizado na região lateral das soldas.**

Os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto estão apresentados na Tabela 4.3. O material base demonstrou uma alta tenacidade, tanto que dois dos quatro corpos de prova não romperam completamente. Aliás, após o quarto ensaio houve danificação do martelo da máquina de ensaios, impossibilitando sua utilização em demais corpos de prova. Essa tenacidade elevada se deve à condição forjada do material das bases, uma vez que, na temperatura de ensaio (-40°C), a energia absorvida pelo SAF 2205, na condição laminada, deveria estar baixo de 200 J [12].

**Tabela 4.3: Resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto Charpy a -40°C.**

Ensaio	Rompeu?	Energia absorvida [J]
Material base 1	Sim	368
Material base 2	Sim	316
Material base 3	Não	-
Material base 4	Não	-
Solda 1A	Sim	274
Solda 1B	Sim	200
Solda 2A	Não	230
Solda 2B	Não	200

A tenacidade apresentada pelas juntas soldadas foi significativamente menor que o material base. Os corpos de prova extraídos da primeira junta soldada (1A e 1B) tiveram ruptura completa da seção, com energia média entre os dois de 237 J, enquanto que os corpos de prova da segunda junta soldada (2A e 2B) não fraturaram completamente, e a energia de impacto média absorvida por eles foi de 215 J. A Figura 4.35 mostra os corpos de prova extraídos das soldas 1 e 2, após os ensaios.



**Figura 4.35: Corpos de prova de tenacidade ao impacto Charpy, após os ensaios.**

Mesmo assim, os resultados podem ser considerados promissores se comparados aos resultados obtidos por estudos que aplicaram outras técnicas de soldagem ao aço inoxidável UNS S31803, como pode ser visto na Tabela 4.4. Além disso, os valores estão acima do limite mínimo estabelecido pela norma ASTM A923, que é de 54 J na temperatura de -40°C, para que o material não seja considerado fragilizado pela precipitação de fases secundárias.

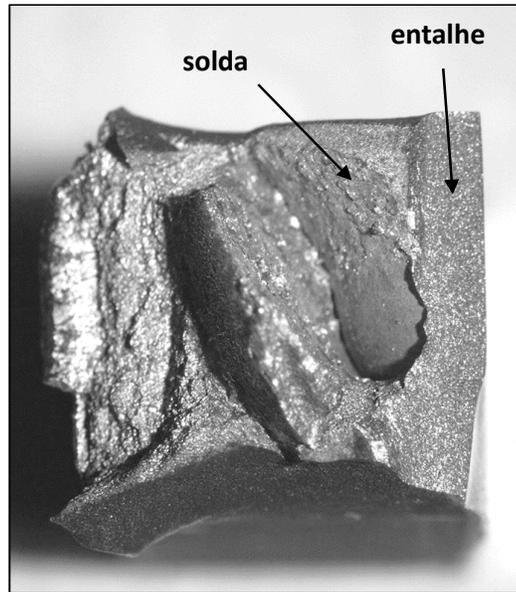
**Tabela 4.4: Resultados de ensaio de tenacidade ao impacto de outras técnicas de soldagem comparados com o resultado obtido pela soldagem por fricção com pino consumível (SFPC).**

Processo de soldagem	Energia absorvida [J]	Espessura CP [mm]	Temperatura [°C]
Feixe de elétrons <sup>[79]</sup>	95,0	10,0	-40
Plasma <sup>[80]</sup>	61,4	10,0	-50
Arco submerso <sup>[41]</sup>	70,0	10,0	-46
Laser <sup>[45]</sup>	138,0	5,0	+25
TIG <sup>[46]</sup>	152,0	7,5	-40
<b>SFPC</b>	<b>226,0</b>	<b>10,0</b>	<b>-40</b>

Nos estudos considerados na Tabela 4.4, a menor tenacidade ao impacto das juntas soldadas se deveu ou à precipitação de fases secundárias (sigma e nitretos) ou ao aumento da quantidade de ferrita nas zonas termicamente afetadas. Ambos fenômenos ocorreram na junta soldada por fricção, como visto no capítulo 4.3, porém em menor escala, o que pode ajudar a explicar a maior energia de impacto absorvida. No entanto, não se pode desconsiderar a contribuição da alta tenacidade apresentada pelo material base, que compõe boa parte da seção fraturada dos corpos de prova.

#### 4.6 FRACTOGRAFIA

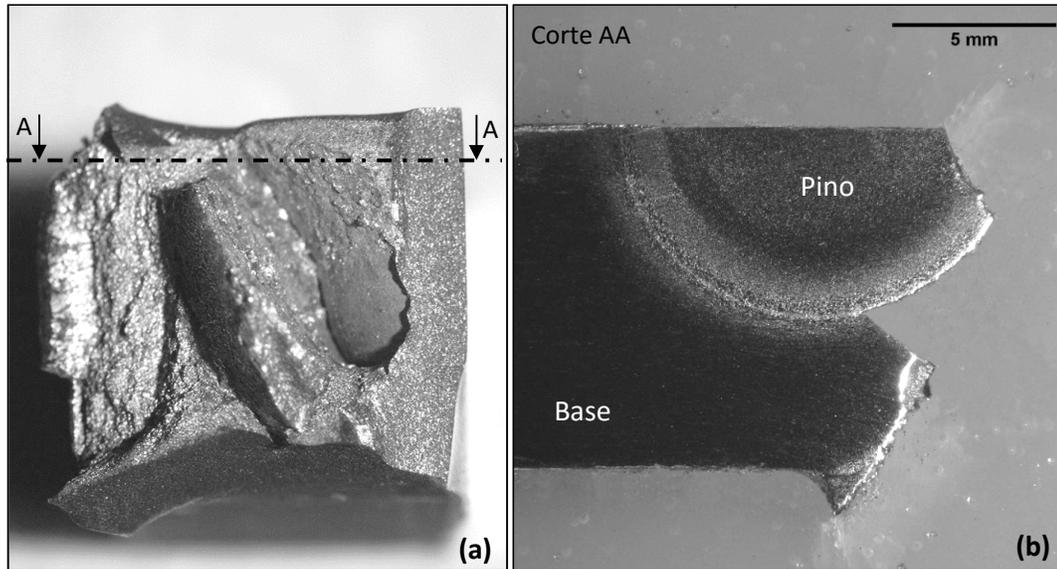
A avaliação das superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy pode ajudar a explicar os resultados de tenacidade ao impacto, descritos no Capítulo 4.5. Como foi relatado anteriormente, os quatro corpos de prova foram extraídos de duas soldas, ou seja, dois corpos de prova de cada solda. Em ambas as soldas houve um comportamento altamente tenaz, contudo, apenas os corpos de prova extraídos da primeira solda romperam completamente. A Figura 4.36 mostra uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP 1A, cuja energia absorvida pelo impacto foi de 274 J.



**Figura 4.36: Superfície do corpo de prova Charpy CP 1A, cuja energia de impacto foi de 274 J.**

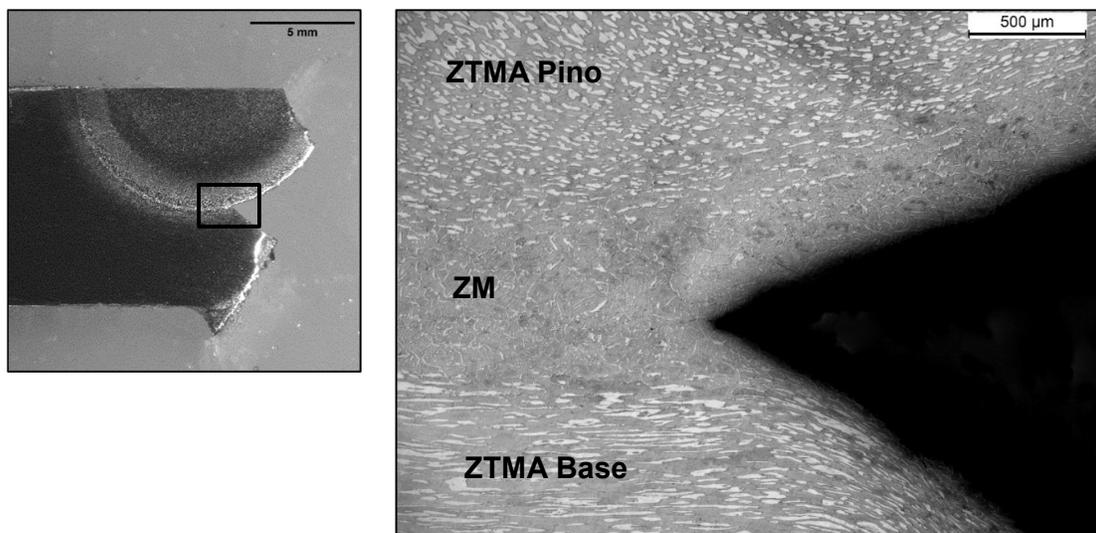
Como pode ser visto, houve um descolamento na região onde se encontra a solda. É possível ver claramente o perfil cônico característico da região afetada pelo reparo. Aparentemente o ensaio de impacto promoveu a separação entre pino e base na zona de mistura. Essa separação foi mais evidente próximo ao canto inferior da solda, onde houve, provavelmente, pouca mistura entre os materiais de pino e base, como foi visto na Figuras 4.15 e 4.16. Na porção superior da solda, onde segundo as metalografias houve uma mistura mais intensa entre os materiais de pino e de base, a superfície de fratura se apresentou mais rugosa, indicando uma fratura de maior energia.

Após a observação do corpo de prova CP 1A, foi realizado um corte na direção transversal à superfície de fratura conforme mostrado na Figura 4.37a, de forma que fosse possível o preparo metalográfico dessa superfície para observação da microestrutura na região de ruptura do material. A Figura 4.37b mostra o corpo de prova CP 1<sup>a</sup> embutido e atacado quimicamente com solução Behara modificado, mostrando sua macroestrutura.

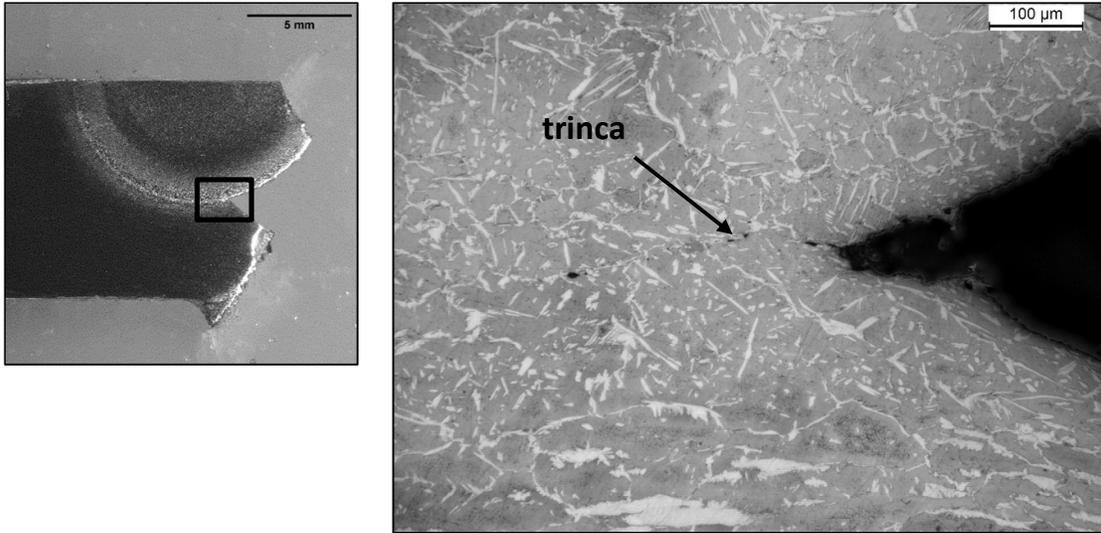


**Figura 4.37: (a) Região onde foi realizado o corte AA no corpo de prova CP 1A, e (b) macroestrutura da seção do corte AA. Ataque: Behara modificado.**

Com a observação da superfície mostrada na Figura 4.37b em microscopia ótica foi possível observar em que zona da junta soldada ocorreu a ruptura do corpo de prova durante o ensaio Charpy. Aparentemente a fratura do corpo de prova se deu ao longo da zona de mistura (ZM), conforme mostrado na Figura 4.38. A trinca se propagou por essa região muito possivelmente por ela apresentar uma microestrutura composta por grande porcentagem de ferrita e por austenita de morfologia acicular, como o observado na figura 4.39.

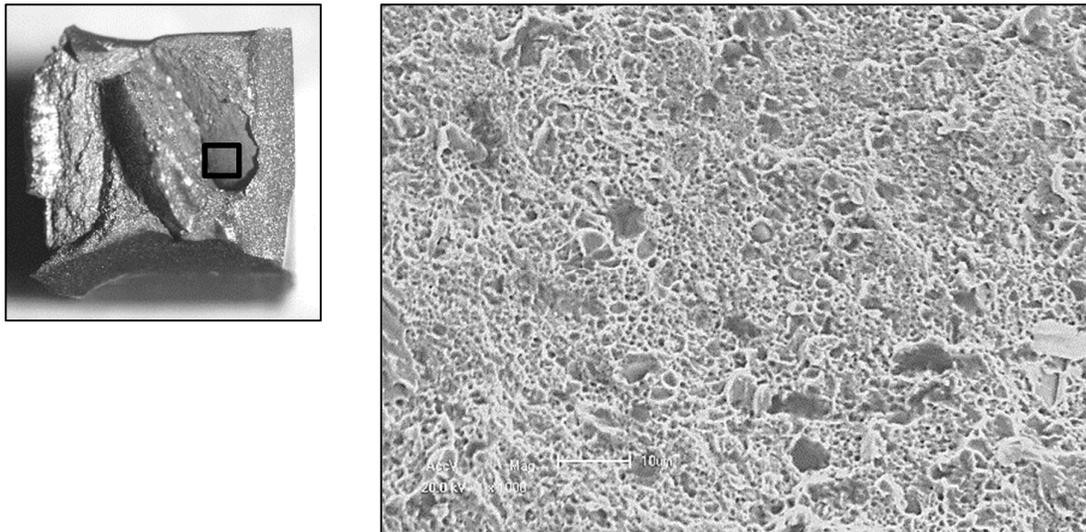


**Figura 4.38: Microestrutura na região ruptura do corpo de prova CP 1A. Ataque: Behara modificado.**



**Figura 4.39: Trinca localizada na zona de mistura (ZM), de microestrutura predominantemente ferrítica com austenita acicular. Ataque: Behara modificado.**

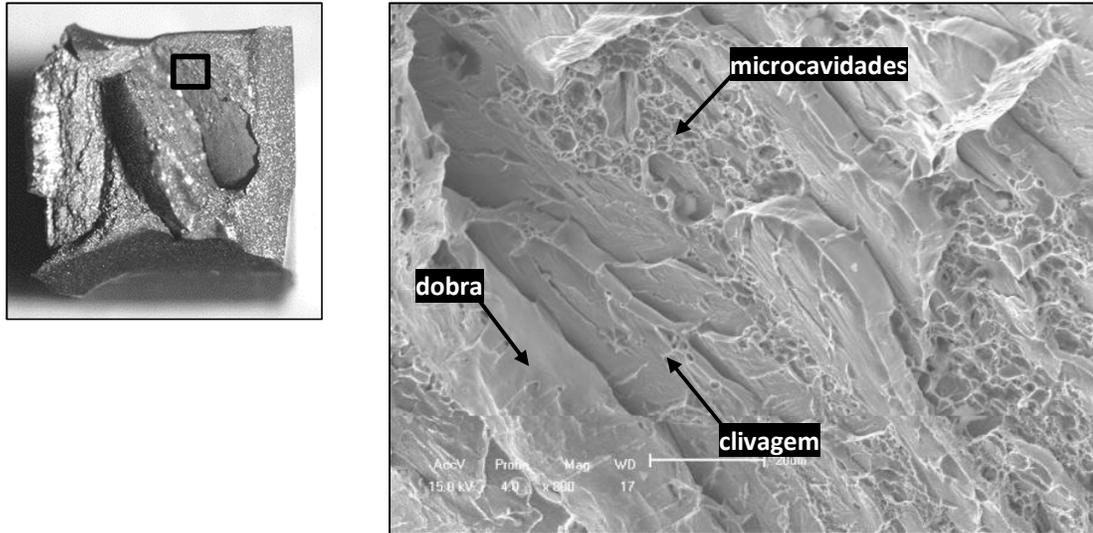
A superfície de fratura mostrada na Figura 4.36 também foi observada em MEV, onde pôde-se caracterizar os micromecanismos envolvidos na ruptura do corpo de prova. A Figura 4.40 mostra a superfície do corpo de prova CP 1A com o detalhe da região observada em MEV, em 1000 vezes de aumento, onde é possível ver o aspecto rugoso da fratura, aparentemente dúctil, indicando o modo de falha por coalescimento de microcavidades.



**Figura 4.40: Superfície de fratura do corpo de prova CP 1A na região inferior da solda (detalhe), em MEV. 1000x.**

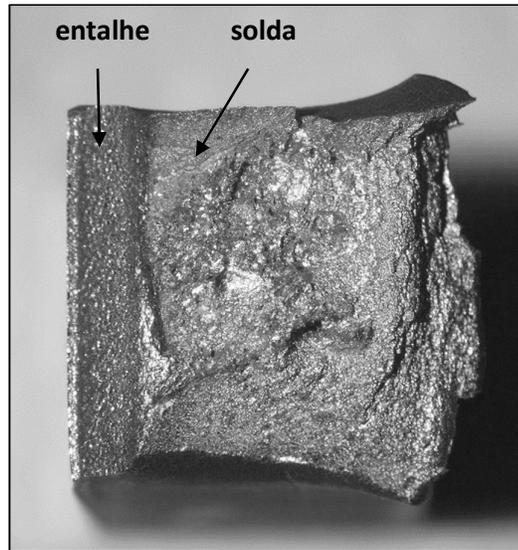
Assim como a região inferior do corpo de prova CP 1A, mostrada na Figura 4.40, a região superior também apresentou uma fratura rugosa, cuja maior parte da superfície é

formada por microvazios de deformação, porém com significativa porcentagem de fratura por clivagem, de baixa energia. Aparentemente a fratura ocorreu, em parte, pela separação dos planos cristalinos, como se fosse um deslocamento, gerando dobras na superfície de fratura. A Figura 4.41 mostra uma região de fratura onde esse modo de falha foi observado.



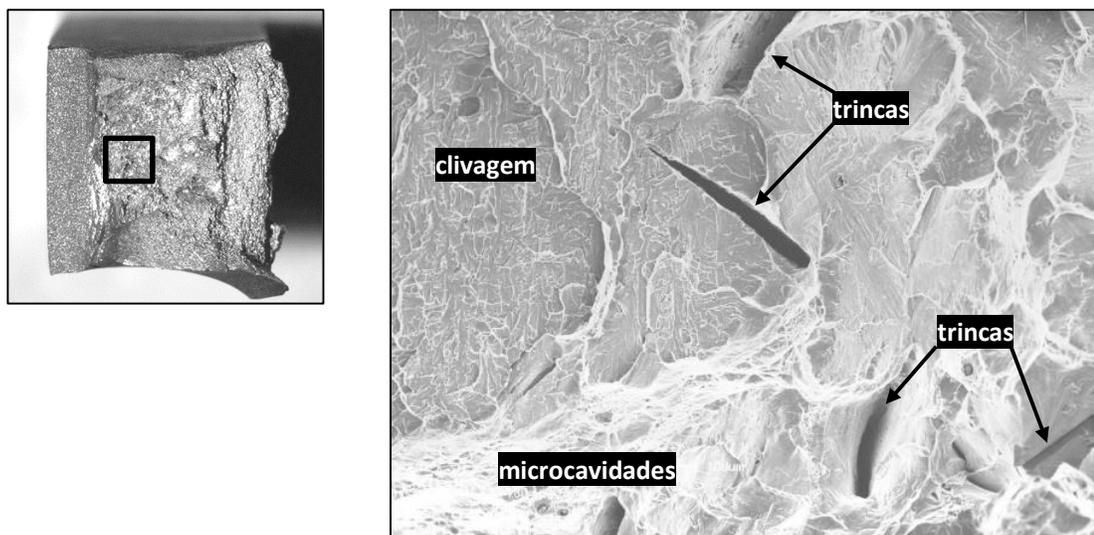
**Figura 4.41: Superfície de fratura do corpo de prova CP 1a, na porção superior da solda, apresentando microcavidades, fratura por clivagem, e redobramento do material. MEV. 800x.**

Apesar de haver significativa parcela de fratura por clivagem, a energia absorvida pelo corpo de prova CP 1A ainda pode ser considerada alta para a temperatura de ensaio, muito em função da alta tenacidade do material base. Já o corpo de prova CP 1B, extraído da outra metade da solda 1, apresentou uma energia de impacto menor (200J), mesmo não apresentando o descolamento da solda observado no corpo de prova CP 1A. A Figura 4.42 mostra a superfície do corpo de prova Charpy CP 1B.



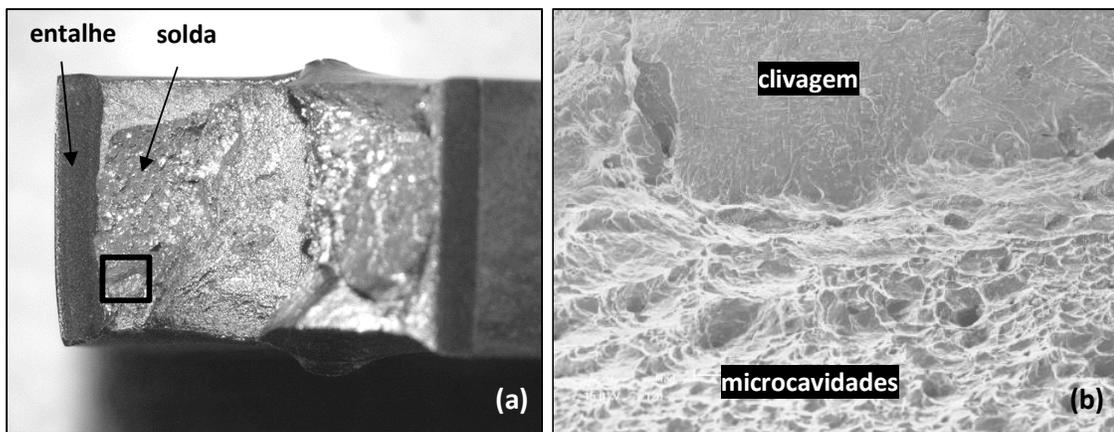
**Figura 4.42:** Superfície do corpo de prova Charpy CP 1B, cuja energia de impacto foi de 200 J.

Aparentemente a trinca atravessou a região da solda, porém absorvendo menos energia que o corpo de prova anterior. Observando a fratura em MEV pôde-se constatar uma parcela maior de fratura por clivagem na região afetada pelo reparo. Além disso, foram encontradas trincas ortogonais à superfície de fratura, indicando uma fragilização maior dessa região. A Figura 4.43 mostra a superfície do corpo de prova CP 1B, com o detalhe da região observada em MEV, em 180 vezes de aumento, onde é possível ver o aspecto predominantemente liso da fratura, com trincas ortogonais aparentes, e com uma pequena porção de fratura por microcavidades.



**Figura 4.43:** Superfície de fratura do corpo de prova CP 1B na região da solda (detalhe), com trincas abertas aparentes. MEV. Aumento: 180x.

Como já foi relatado no Capítulo 4.5, os corpos de prova CP 2A e 2B não fraturaram completamente durante o ensaio de impacto Charpy. Mesmo assim, a observação da fratura dessas amostras reforça a hipótese de que a solda apresenta um caráter frágil. A Figura 4.44a mostra a superfície do corpo de prova CP 2A, cuja energia de impacto foi de 230J, onde é possível perceber um descolamento na região do reparo, fenômeno semelhante ao que foi observado no CP 1A. Na Figura 4.44b é possível ver uma imagem em MEV da porção inferior da solda, onde fica evidente a diferença entre o mecanismo de falha apresentado pela região afetada pela soldagem (clivagem) e o apresentado pelo material da base (microcavidades).



**Figura 4.44: Superfície de fratura do corpo de prova CP 2A, observado em lupa (a) e em MEV (b), onde é possível ver a diferença entre os mecanismos de falha apresentados pela solda (clivagem) e pelo material da base (microcavidades). MEV. 180x.**

Apesar de não ter havido precipitação substancial de fases deletérias, a soldagem por fricção com pino consumível causou diminuição da tenacidade ao impacto do aço inoxidável dúplex UNS S31803. Esse efeito pôde ser constatado não só pela redução da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, mas também pela significativa fração de ruptura por clivagem (de baixa energia) observada na superfície de fratura dos corpos de prova. Essa ocorrência pode ser explicada pelo desbalanceamento entre as fases  $\delta$  e  $\gamma$  causada pelo processamento, sobretudo na zona de mistura, onde a porcentagem de ferrita ultrapassou 70%. Além disso, foram observadas estruturas aciculares de Widmanstätten, consideradas, pela literatura, como prejudiciais para a tenacidade de juntas soldadas de AID.

Como foi discutido no Capítulo 2.3, a tenacidade de uma junta soldada em um AID depende muito da taxa de resfriamento ao qual o material é submetido. Segundo Gunn [5], na soldagem dos AID, de maneira geral, menores taxas de resfriamento favorecem a formação de

austenita e, com isso, aumenta-se a tenacidade ao impacto, desde que não haja precipitação de fases deletérias. Como foi relatado no Capítulo 4.2, a taxa de resfriamento, medida na junta soldada durante a soldagem por fricção, variou entre 21 e 45°C/s no intervalo de 800 a 500°C, valores suficientemente elevados para evitar a precipitação de fases secundárias, mas que também podem ter contribuído para a fragilização do material pelo aumento da porcentagem de ferrita. O estudo de Lippold *et al.* [81] demonstrou que, para o SAF 2205, taxas de resfriamento acima de 20°C/s tendem a causar aumento considerável da quantidade de ferrita, levando ao surgimento de uma componente frágil no modo de falha (fratura por clivagem) e consequente diminuição da tenacidade ao impacto do material.

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho foi possível chegar às seguintes conclusões:

- O reparo produzido pelo processo de soldagem por fricção com pino consumível em um aço inoxidável dúplex UNS S31803 teve sua microestrutura caracterizada. Apesar de ter havido união metalúrgica plena ela não foi uniforme em toda extensão do reparo, havendo zonas com pouca mistura de material entre a base e o pino. O processamento provocou a formação de estruturas aciculares de Widmanstätten e de microduplex. A proporção das fases foi desbalanceada em direção à formação de ferrita, aumentando essa quantidade acima de 70% em algumas regiões.
- Apesar de os dados de temperatura indicarem teoricamente que o processo de soldagem com pino consumível não cria condições para a precipitação de fases secundárias no UNS S31803, houve precipitação de partículas de, ao que indicam os resultados, fase  $\chi$  nas zonas termomecanicamente afetadas. Contudo a quantidade de precipitados formada foi significativamente pequena, de forma que só foi possível sua observação a partir de 500x em microscópio ótico. De acordo com a norma ASTM A923, a junta soldada por SFPC pode ser classificada como possivelmente afetada pela precipitação de fases secundárias. A fase sigma não foi detectada.
- Os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto, embora promissores, foram pouco conclusivos. Apesar de os valores registrados demonstrarem superioridade da soldagem por fricção em relação aos processos convencionais de soldagem, não é possível afirmar que eles sejam estatisticamente representativos do processo, devido à pequena quantidade de amostras utilizada, à posição do entalhe dos corpos de prova em relação à junta soldada, e à interferência da condição do material que compunha as bases.
- No entanto, a observação das superfícies de fratura comprovou que o processo de reparo causa sensível fragilização do material, já que nas amostras soldadas foi observada significativa parcela de fratura por clivagem, de baixa energia. Há poucas evidências de que essa ocorrência possa ser atribuída à precipitação de fases secundárias, uma vez que essa se deu em quantidade pouco significativa. Contudo, as elevadas taxas de resfriamento desenvolvidas pelo processo promoveram o desbalanceamento entre as fases  $\delta$  e  $\gamma$ , no

sentido da formação de ferrita, fator reconhecidamente prejudicial para tenacidade dos aços inoxidáveis dúplex.

## **SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Realizar um maior número de ensaios de tenacidade ao impacto Charpy, com diferentes posições do entalhe em relação à junta soldada, para determinar com maior precisão a redução de tenacidade causada pelo processo de soldagem por fricção com pino consumível.

Repetir os experimentos em bases cuja matéria-prima apresente diferentes níveis de deformação prévia, com o intuito de verificar o efeito desse parâmetro sobre a precipitação de fases secundárias.

Estudar o efeito da temperatura de pré-aquecimento do material base sobre a microestrutura da junta soldada, de forma a diminuir sua taxa de resfriamento e promover maior formação de austenita.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] KRAUSS, G. **Steels: processing, structure and performance**. ASM International, 2005.
- [2] SCHAEFFLER, A. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Prog.**, vol. 56, N° 11, p. 680-680, 1949.
- [3] SIEURIN, H. **Fracture toughness properties of duplex stainless steels**. Tese de doutorado. Dep of Materials Science and Engeneering, Estocolmo, Suécia, 2006.
- [4] BAIN, E.C.; GRIFFITHS, W.E. **Transactions of AIME**, 75, 166. 1929.
- [5] GUNN, R. N. **Duplex stainless steels**. Woodhead Publishing, Cambridge, Inglaterra. 1997.
- [6] KWIETNIEWSKI, C.E; KISS, F.J. **Metalografia e tratamentos térmicos de aços e ferros fundidos**. 1ª ed. Porto Alegre, 2009.
- [7] INTERNATIONAL STAINLESS STEELS FORUM. **Stainless steels in figures**. Disponível em: <[http://www.worldstainless.org/Files/ISSF/non-image-files/PDF/ISSF\\_Stainless\\_Steel\\_in\\_Figures\\_2015\\_English.pdf](http://www.worldstainless.org/Files/ISSF/non-image-files/PDF/ISSF_Stainless_Steel_in_Figures_2015_English.pdf)> Acesso em: 01 set. 2015.
- [8] LARSSON, B.; LUNDQVIST, B. Fabrication of ferritic-austenitic stainless steels: part A. **Materials and Design**, vol. 7, No 1, p. 33-37. 1986.
- [9] LARSSON, B.; LUNDQVIST, B. Fabrication of ferritic-austenitic stainless steels: part B. **Materials and Design**, vol. 7, No 2, p. 81-88. 1986.
- [10] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A240-15a**: Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. ASTM International, 2015.
- [11] NILSSON, J. Overview: super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**. Vol. 8, p. 685-700, 1992.
- [12] CHARLES, J. Super duplex stainless steels: structure and properties. In: **Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'91**, Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex, França, 1991, vol.1, p.3-48.

- [13] KOTECKI, D.J.; SIEWERT, T.A. WRC - 1992 Constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC 1988 diagram. **Welding Journal**, AWS, p. 171-178, Maio, 1992.
- [14] LIPPOLD, J. *et al.* Heat-affected zone microstructure and properties in commercial duplex stainless steels. **Duplex Stainless Steels '94**, Glasgow, Escócia, 1994.
- [15] LI, X.; MIODOWNIK, A.P.; SAUNDERS, N. Modelling of materials properties in duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, vol. 18, p. 861-868, 2002.
- [16] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook**: Properties and selection: irons steels and high performance alloys. Vol.1, ASM International, 10<sup>a</sup> ed. 2010.
- [17] LONDOÑO, A. J. R. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1997.
- [18] KARLSSON, L.; RYEN, L.; PAK, S. Precipitation of intermetallic phases in 22% Cr duplex stainless weld metals. **Welding Journal**, AWS, p. 28-40, janeiro, 1995.
- [19] INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steel**. 2<sup>a</sup> ed. Londres, UK, 2009.
- [20] LO, K.H.; SHEK, C.H.; LAI, J.K. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering R**, vol. 65, p. 39-104, 2009.
- [21] SIEURIN, H. SANDSTROM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering A**, vol. 444, p. 271-276, 2007.
- [22] MAEHARA, Y. *et al.* Precipitation of  $\sigma$  phase in a 25Cr-7Ni-3Mo duplex phase stainless steel. **Transactions ISIJ**, vol. 23, p. 240-246, 1983.
- [23] DENG, B. *et al.* Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of UNS 31803 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, vol. 51, p. 2969-2975, 2009.
- [24] CHEN, T.H.; YANG, J.R. Effects of solution treatment and continuous cooling on  $\sigma$ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 311, p. 28-41, 2001.

- [25] HAN, Y.S.; HONG, S.H. Microstructural changes during superplastic deformation of Fe-24Cr-7Ni-3Mo-0,14N duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 266, p. 276-284, 1999.
- [26] MOMENI, A.; DEGHANI, K. Effect of hot working on secondary phase formation in 2205 duplex stainless steel. **Journal of Materials Science and Technology**, vol. 26, N° 9, p. 851-857, 2010.
- [27] ESCRIBA, D.M. *et al.* Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, vol. 60, p. 1214-1219. 2009.
- [28] CHEN, T.H.; WENG, K.L.; YANG, J.R. The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 338, p. 259-270, 2002.
- [29] POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**. Vol. 58, p. 65-71. 2007.
- [30] LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. John Wiley & Sons, Inc. 2005.
- [31] RAMIREZ, A.J.; LIPPOLD, J.C.; BRANDI, S.D. The Relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 34A, p. 1575-1597, 2003.
- [32] SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering A**, vol. 418, p. 250-256, 2006.
- [33] WENG, K.; CHEN, H.; YANG, J. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol 379, p. 119-132, 2004.
- [34] SHINOZAKI, L.; KE, L.; NORTH, T.H. Hydrogen Cracking in Duplex Stainless Steel Weld Metal. **Welding Journal**, AWS, p. 387-396, Novembro, 1992.
- [35] KOTECKI, D.J. Heat Treatment of Duplex Stainless Steel Weld Metals. **Welding Journal**, AWS, p. 431-441, Novembro, 1989.

- [36] YOUNG, M.C. et. al. Hydrogen-enhanced cracking of 2205 duplex stainless steel welds. **Materials Chemistry and Physics**, vol. 91, p. 21-27, 2005.
- [37] LARSON, B.; LUNDQVIST, B. Fabricating ferritic-austenitic stainless steels. In: **ASM Metals Handbook**, 10<sup>a</sup>ed., vol.6, 1987.
- [38] KARLSSON, L.; ARCINI, H. Low energy input welding of duplex stainless steels. **Welding in The World**, vol. 56, p. 41-47, 2012.
- [39] KOU, S. Weld Metal Solidification Cracking. **Welding Metallurgy**, 2. ed., Nova Jersey: John Wiley & Sons, p. 279-281, 2003.
- [40] KARLSSON, L. Welding duplex stainless steels: a review of current recommendations. **Welding in The World**, vol. 56, p. 65-76, 2012.
- [41] PARDAL, J.; SOUZA, G.; TAVARES, S. *et al.* Caracterização e avaliação da resistência à corrosão na soldagem de tubulação de aço inoxidável duplex UNS S31803 pelo processo a arco submerso. **Soldagem e Inspeção**, vol. 16, N° 4, p. 310-321, Out/Dez 2011.
- [42] ALVAREZ, T.; PAVARINO, M.; SOUZA, G. *et al.* Influência da Temperatura Interpasse nas Propriedades do Aço Inoxidável Duplex Durante a Soldagem pelo Processo a Arco Submerso. **Soldagem e Inspeção**, vol. 19, N° 2, p. 114-124, Abr/Jun, 2014.
- [43] NORWAY STANDARDS. **NORSOK M-601**: welding and inspection of piping, common requirements. Rev. 4, julho de 2004.
- [44] LUO, J. *et al.* Microstructure of 2205 duplex stainless steel joint in submerged arc welding by post weld heat treatment. **Journal of Manufacturing Processes**, vol. 16, p. 144-148, 2014.
- [45] YOUNG, M.C. *et al.* The effect of short time post-weld heat treatment on the fatigue crack growth of 2205 duplex stainless steel welds. **International Journal of Fatigue**, vol. 29, p. 2155-2162, 2007.
- [46] JEBARAJ, A.V.; AJAYKUMAR, L. Influence of microstructural changes on impact toughness of weldment and base metal of duplex stainless steel AISI 2205 for low temperature applications. **Procedia Engineering**, vol. 64, p. 456-466, 2013.

- [47] MOURA, V.S.; LIMA, L.D.; *et al.* Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS S31803. **Materials Characterization**, vol. 59, p. 1127-1132, 2008.
- [48] YANG, Y.; YAN, B.; LI, J.; WANG, J. The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, 53, p. 3756-3763, 2011.
- [49] KORDATOS, J.D.; FOURLARIS, G.; PAPADIMITRIOU, G. The Effect of Cooling Rate on The mechanical and Corrosion Properties of SAF 2205 (UNS 31803) Duplex Stainless Steel. **Scripta Materialia**. Vol. 44, p. 401-408, 2001.
- [50] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook: Welding, Brazing, and Soldering**. Vol.6, ASM International, 10. ed., 2010.
- [51] MACHADO, I.G. **Soldagem e técnicas conexas: processos**. 1ª ed. Porto Alegre, 1996.
- [52] NICHOLAS, E.D. Friction processing technologies. **Welding in The World**, vol 47, p. 2-9, 2003.
- [53] THE WELDING INSTITUTE. **What is friction taper plug welding?** Disponível em: <<http://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/process-faqs/faq-what-is-friction-taper-plug-welding/>>. Acesso em: 10 ago. 2015.
- [54] UNFRIED, J. *et al.* Estudo da influência dos parâmetros de processo na microestrutura da ZTA na soldagem por atrito com pino consumível em aços C-Mn. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, São Paulo, v. 6, n. 2, p. 73-79, out.-dez. 2009.
- [55] MEYER, A. **Friction hydro pillar processing bonding mechanism and properties**. Tese de doutorado. Technische Universität Carolo-Wilhelmina zu Braunschweig Fakultät für Maschinenbau und Elektrotechnik, 2003.
- [56] HATTINGH, D.G. *et al.* Process parameter influence on performance of friction taper stud welds in AISI 4140 steel. **Materials and Design**, vol 32, p. 3421-3430, 2011.
- [57] PIRES, R. R. **Efeitos da geometria, da força axial e da rotação no reparo por atrito**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, MG, 2007.

- [58] JARDIM, M. *et al.* Efeito da geometria do pino e do furo no reparo por atrito: resultados preliminares. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, São Paulo, v. 4, n. 2, p. 27-32, out.-dez. 2007.
- [59] XU, Y.C. *et al.* Numerical simulation of the effects of various stud and hole configurations on friction hydro-pillar processing. **International Journal of Mechanical Sciences**, vol. 90, p. 44-52, 2015.
- [60] ESLAMI, S. *et al.* Shoulder design for FSW lap joints of dissimilar polymers. **Journal of Manufacturing Processes**, vol. 20, p. 15-23, 2015.
- [61] SAEID, T.; ABDOLLAH-ZADEH, A.; ASSADI, H. On the formation of grain structure during friction stir welding of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 527, p. 6484-6488, 2010.
- [62] KOZMINSKI, E. L. O. **Análise microestrutural e avaliação mecânica de juntas soldadas por fricção e mistura mecânica (FSW) do aço inoxidável dúplex UNS S31803.** Dissertação de mestrado. UFRGS. Porto Alegre, 2015.
- [63] SARLAK, H.; ATAPOUR, M.; ESMAILZADEH, M. Corrosion behavior of friction stir welded lean duplex stainless steel. **Materials and Design**, vol. 66, p. 209-216, 2015.
- [64] ESMAILZADEH, M. *et al.* Microstructure and mechanical properties of friction stir welded lean duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 561, p. 486-491, 2013.
- [65] MEINHARDT, C.P. **Caracterização microestrutural de solda por fricção em aço inoxidável austenítico (UNS 31673) e aço inoxidável dúplex (UNS 31803).** Dissertação de mestrado. UFRGS. Porto Alegre, 2013.
- [66] CHLUDZINSKI, M. **Avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas por fricção com pino consumível.** Tese de doutorado. UFRGS. Porto Alegre, 2013.
- [67] BRAMFITT, B. L.; BENSCOTER, A.O. **Metallographer's guide: practices and procedures for irons and steels.** ASM International, Ohio. 2002.
- [68] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Specialty handbook: Stainless Steels.** ASM International, Ohio. 1994.

- [69] IMAGE J, versão 1.47, Wayne Rasband. **National Institutes of Health**, USA.  
Disponível em : <<http://imagej.nih.gov/ij>>
- [70] LÓPEZ, F.S. **Montagem e avaliação de uma máquina de solda por fricção**.  
Dissertação de Mestrado, UFRGS, Porto Alegre-RS, 2010.
- [71] MARTINAZZI, D. *et al.* Determinação dos melhores parâmetros de processo para soldagem por FHPP do aço inoxidável duplex UNS S31803. **XLI Consolda**, Salvador - BA. Out. 2015.
- [72] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A923-14** Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels. ASTM International, 2014.
- [73] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 4967-13** Steel: Determination of content of non-metallic inclusions - Micrographic method using standard diagrams. ISO International, 2013.
- [74] LESSA, C.; CAREGNATO, M.; CUNHA, P. *et al.* Estudo da Microestrutura Formada no Processo de Soldagem por Atrito em Aço C-Mn com Pino Consumível. **Soldagem e Inspeção**, vol. 16, N° 1, p. 002-011, Jan/Mar 2011.
- [75] MAKI, T.; FURUHARA, T.; TSUKANI, K. Microstructure Development by Thermomechanical Processing in Duplex Stainless Steel. **Iron and Steel Institute of Japan**, vol. 41, n°6, p. 571-579, 2001.
- [76] MAEHARA, Y. Superplasticity of  $\delta$ -ferrite/austenite duplex stainless steels. **Transactions of ISIJ**. Vol. 25. p. 69-76. 1985.
- [77] CHEN, T.H.; WENG, K.L.; YANG, J.R. The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, vol. 338, p. 259-270, 2002.
- [78] MICHALSKA, J.; SOZANSKA, M. Qualitative and quantitative analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  phases in 2205 duplex stainless steel. **Materials Characterization**, vol. 56, p. 355-362, 2006.
- [79] KU, J.S.; HO, N.J.; TJONG, S.C. Properties of electron beam welded SAF 2205 duplex stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**. Vol. 63, p. 770-775, 1997.

[80] YURTISIK, K.; TIRKES, S.; DYKHNO, I.; GUR, H.; GURBUZ, R. Characterization of Duplex Stainless Steel Weld Metals Obtained by Hybrid Plasma-Gas Metal Arc Welding. **Soldagem e Inspeção**, vol. 18, N° 3, p. 207-216, Jul/Set 2013.

[81] LIPPOLD, J.C.; BAESLACK III, W.; VAROL, I. The Influence of Composition and Microstructure on the HAZ Toughness of Duplex Stainless Steels at -20°C. **Welding Journal**, AWS, p. 75-79, Abril, 1994.