

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MINAS

Dissertação de Mestrado

“Soldabilidade de um aço patinável de alto silício para construção metálica com
resistência extra à corrosão em atmosfera marinha”

Autor: Adalto Verneck Costa
Orientador: Prof. PhD. Paulo José Modenesi

Fevereiro/2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MINAS

Adalto Verneck Costa

SOLDABILIDADE DE UM AÇO PATINÁVEL DE ALTO SILÍCIO PARA CONSTRUÇÃO METÁLICA COM RESISTÊNCIA EXTRA À CORROSÃO EM ATMOSFERA MARINHA

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física
Orientador: Prof. PhD. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2019

C837s	<p>Costa, Adalto Verneck. Soldabilidade de um aço patinável de alto silício para construção metálica com resistência extra à corrosão em atmosfera marinha [manuscrito] / Adalto Verneck Costa. - 2019. 92 f., enc.: il.</p> <p>Orientador: Paulo José Modenesi. Coorientador: Odair José dos Santos.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Anexos: f. 90-92.</p> <p>Bibliografia: f. 86-89.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Aço - Metalurgia - Teses. 4. Metais - Soldabilidade - Teses. 5. Silício - Teses. 6. Aço - Corrosão - Teses. I. Modenesi, Paulo José. II. Santos, Odair José dos. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.</p> <p style="text-align: right;">CDU: 669(043)</p>
-------	--

Ergue do pó o necessitado e do monte de cinzas faz ressurgir o abatido; Ele os faz assentar-se com príncipes e lhes concede um lugar de honra, porque ao SENHOR pertencem os fundamentos da terra, e sobre eles estabeleceu o mundo.

(I Samuel, 2:8)

À Cris, Lili e Alef.

AGRADECIMENTOS

Ao finalizar este trabalho, agradeço a Deus pelo direcionamento na minha vida e percebo que não seria possível a realização do mesmo sem a contribuição de algumas pessoas, às quais, passo com prazer, a descrever meus sinceros agradecimentos.

Ao professor PhD. Paulo José Modenesi, por ter aceitado ser meu orientador e ter paciência em me ajudar a colocar as ideias em ordem, com seu conhecimento e discernimento.

Ao gerente geral de atendimento a cliente, garantia da qualidade e produto da Usiminas, Eduardo Cortes Sarmiento por, em nome da Usiminas, me indicar para este mestrado e ter defendido a minha participação. Ao pesquisador Tadeu Messias Donizete Borba. Sua participação na soldagem e nas análises foi fundamental. Aos pesquisadores Fernando de Souza Costa e Odair José, pelas sugestões e correções. Ao soldador industrial Teles, pelo trabalho de soldagem. Ao pesquisador Leonardo pelo apoio nos testes iniciais com a placa de aço. Ao pesquisador Rogério Augusto pelas informações sobre corrosão. Ao gerente do laboratório de ensaios mecânicos, Paulo Huet Alípio, juntamente com os colegas Wanderley Janluy, Fernando, Luxmar, André, Reginaldo e Hélio pelo apoio na confecção das juntas, preparação dos corpos de prova e ensaios. Aos colegas da laminação a quente, o gerente Genésio Gomes Diniz, Fabrício Mazola pelo apoio na laminação das chapas.

Aos colegas da assistência técnica, em especial ao Faustino, Petrus e João Luiz, colegas de turma, de estudos e informações.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	viii
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE NOTAÇÕES.....	xiii
RESUMO.....	xiv
<i>ABSTRACT</i>	xv
1. INTRODUÇÃO	16
2. OBJETIVO.....	18
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1. O aço resistente patinável	19
3.1.1. Introdução	19
3.1.2. Resistência à Corrosão atmosférica.....	21
3.2. Soldabilidade de um aço com elevado teor de Silício	23
3.2.1. Macroestrutura da Solda	26
3.2.2. Fissuração na região de solda.....	31
3.2.3. Ensaio Tekken.....	35
4. METODOLOGIA.....	37
4.1. Materiais	37
4.2. Caracterização dos materiais.....	37
4.2.1. Caracterização dos metais base.....	37
4.2.2. Caracterização do metal de adição.....	38
4.3. Procedimento experimental	38
4.3.1. Determinação da temperatura de preaquecimento (Tekken)	38
4.3.2. Testes de Soldagem.....	41
4.3.3. Caracterização mecânica das juntas soldadas	42
a) Ensaio de tração das juntas soldadas.....	42
b) Ensaio de Charpy-V das juntas soldadas	44
c) Ensaio de dobramento.....	45
4.3.4. Simulação termodinâmica	46
4.3.5. Dilatometria	46
4.3.6. Análise metalográfica	47
4.3.7. Mapeamento de dureza.....	47
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
5.1. Caracterização do metal base	49
5.2. Temperatura de preaquecimento (Tekken)	50

5.3. Simulação das temperaturas de transformação no equilíbrio termodinâmico via Thermocalc®.....	53
5.4. Determinação das temperaturas de transformação na GGZAC por dilatométrica	57
5.5. Soldagem	60
5.5.1. Análise macroestrutural das juntas soldadas.....	60
5.5.2. Análise metalográfica do metal de solda	62
5.5.3. Análise metalográfica da ZAC	63
a) Análise metalográfica da ZAC do aço SAC 1.....	65
b) Análise metalográfica da ZAC do aço SAC 2.....	68
5.5.4. Mapeamento de dureza.....	76
a) Mapeamento de dureza do metal de solda	77
b) Mapeamento de dureza na ZAC	79
5.5.5. Propriedades mecânicas da junta soldada	82
a) Propriedades de tração.....	82
b) Propriedades de Charpy-V	82
c) Ensaio de dobramento.....	83
6. CONCLUSÃO.....	84
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	86
8. Apendice A – Resultados dos ensaios de corrosão - aço sac 2.....	90

LISTA DE FIGURAS

FIGURA III.1 – Vagão de carga fabricado com aço Corten ⁽⁵⁾	20
FIGURA III.2 – Efeito dos elementos químicos na taxa de corrosão atmosférica ⁽⁷⁾	21
FIGURA III.3 – (a) Seção transversal de uma camada de óxido formada em um aço patinável por 32 anos e (b) de um aço baixo carbono exposto por 15 anos, por luz polarizada ⁽¹¹⁾	22
FIGURA III.4 - Diagrama de Graville ilustrando o vínculo entre a soldabilidade de um aço com sua composição química. Adaptado de Graville ⁽¹⁷⁾	25
FIGURA III.5 – Efeito do teor de Si na fração volumétrica de martensita e nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn ⁽²¹⁾	26
FIGURA III.6 – Diagrama esquemático das várias regiões da ZAC. Adaptado de Lippold ⁽¹⁶⁾	28
FIGURA III.7 – Mudança nos valores de dureza de vários tipos de aço com respeito ao tempo de resfriamento da solda. Adaptado de Yurioka ⁽²⁴⁾	30
FIGURA III.8 – Trinca de solidificação ⁽²⁵⁾	32
FIGURA III.9 – Desenho esquemático do ensaio Tekken. Seção A-A: Soldas de travamento. Seção B-B: Chanfro para realização do ensaio. Dimensões em mm ⁽³⁵⁾	36
FIGURA IV.1 – Desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio Tekken ⁽³³⁾	40
FIGURA IV.2 – Desenho esquemático para chanfro de soldagem.....	41
FIGURA IV.3 – Desenho esquemático para retirada dos CPs para os ensaios mecânicos das juntas soldadas. Adaptado de AWS ⁽¹⁴⁾	42
FIGURA IV.4 – Corpo de prova retangular para ensaio de tração ⁽¹⁴⁾	43
FIGURA IV.5 – Desenho esquemático do corpo de prova de charpy na junta soldada ⁽⁴¹⁾	44
FIGURA IV.6– Desenho esquemático do dimensional dos corpos de prova de charpy. Adaptado de AWS ⁽¹³⁾	44
FIGURA IV.7 – Desenho esquemático do CP de dobramento lateral. Adaptado de AWS ⁽¹⁴⁾	45
FIGURA IV.8 – Desenho esquemático do CP para ensaio de simulação dilatométrica.....	47

FIGURA V.1 – Microestrutura dos aços SAC 1 e SAC 2.....	50
FIGURA V.2 – Aspecto geral dos cordões de solda e da superfície de fratura dos corpos de prova Tekken do aço SAC 1 de 25,4 mm de espessura soldados com preaquecimento de 50°C.	51
FIGURA V.3 – Aspecto geral dos cordões de solda e da superfície de fratura dos corpos de prova Tekken do aço SAC 2 de 25,4 mm de espessura soldados sem realização de preaquecimento.	51
FIGURA V.4 – Diagramas de equilíbrio dos aços ASTM A36, SAC 1 e SAC 2.	54
FIGURA V.5 – Fração molar das diferentes fases formadas durante o resfriamento do aço SAC 2 no equilíbrio e diagrama de equilíbrio evidenciando a região de formação de ferrita delta.	55
FIGURA V.6 – Fração molar das diferentes fases formadas durante o resfriamento dos aços ASTM A36 e SAC 1.....	56
.....	56
FIGURA V.7 – Influência do silício (SAC 2) na extensão do campo austenítico (γ).56	
FIGURA V.8 – Regiões da ZAC em função do diagrama de equilíbrio do aço SAC 2.	57
.....	57
FIGURA V.9 – Regiões da ZAC em função do diagrama de equilíbrio do aço SAC 1.	57
.....	57
Figura V.10 – Curvas dilatométricas durante o aquecimento a 100°C/s do aço SAC 2.	58
Figura V.11 – Curvas dilatométricas durante o resfriamento a 50°C/s do aço SAC2.	59
.....	59
FIGURA V.12 – Aspecto macroestrutural da junta soldada dos aços SAC 1 e SAC 2 com BAC e AAC.	61
FIGURA V.13 – Diferentes regiões do metal de solda evidenciando os microconstituintes FA, FP, FQ e IN.....	63
FIGURA V.14 – Região GGZAC do aço SAC 1 com baixo aporte de calor.....	65
FIGURA V.15 – Região GGZAC do aço SAC 1 com alto aporte de calor.	65
FIGURA V.16 – Região GRZAC do aço SAC 1 com baixo aporte de calor.	66
FIGURA V.17 – Região GRZAC do aço SAC 1 com alto aporte de calor.....	66
FIGURA V.18 – Região ICZAC do aço SAC 1 com baixo aporte de calor.	67
FIGURA V.19 – Região ICZAC do aço SAC 1 com alto aporte de calor.	67
FIGURA V.20 – Região reaquecida da ZAC do aço SAC 1 com baixo aporte de calor.....	68

FIGURA V.26 – Região GRZAC do aço SAC 2 com baixo aporte de calor.	73
FIGURA V.27 – Região GRZAC do aço SAC 2 com alto aporte de calor.	73
FIGURA V.28 – Região ICZAC do aço SAC 2 com baixo aporte de calor.	74
FIGURA V.29 – Região ICZAC do aço SAC 2 com alto aporte de calor.	74
FIGURA V.30 – Região SCZAC do aço SAC 2 com baixo aporte de calor.	75
FIGURA V.31 – Região SCZAC do aço SAC 2 com alto aporte de calor.	75
FIGURA V.32 – Medição da região GGZAC dos aços SAC 1 e SAC 2.	76
FIGURA V.33 – Mapeamento de dureza do metal de solda do aço SAC 1 com BAC.	77
FIGURA V.34 – Mapeamento de dureza do metal de solda do aço SAC 2 com BAC.	78
FIGURA V.35 – Mapeamento de dureza do metal de solda do aço SAC 1 com AAC.	78
FIGURA V.36 – Mapeamento de dureza do metal de solda do aço SAC 2 AAC.	79
FIGURA V.37 – Mapeamento de dureza da ZAC do aço SAC 1 com BAC.	80
FIGURA V.38 – Mapeamento de dureza da ZAC do aço SAC2 com BAC.	80
FIGURA V.40 – Mapeamento de dureza da ZAC do aço SAC 2 com AAC.	81
FIGURA V.41 – Resultados de tenacidade ao impacto dos aços SAC 1 e SAC 2, com BAC e AAC.	83

LISTA DE TABELAS

TABELA III.1 – Composição química dos aços <i>Corten</i> , classe ASTM A242 e A588 A ^{(3) (4)}	19
TABELA IV.1 – Composição química visada (% em massa) do arame E81T1GC ⁽³⁸⁾	38
TABELA IV.2 – Propriedades mecânicas de tração especificadas do arame E81T1GC ⁽³⁸⁾	38
TABELA IV.3 – Parâmetros de soldagem empregados na deposição do cordão de teste do ensaio Tekken.....	39
TABELA IV.4 – Identificação dos corpos de prova para ensaio de Tekken.	39
TABELA IV.5 – Parâmetros de soldagem.	41
TABELA IV.6 – Descrição e dimensões (mm) do corpo de prova de tração.....	43
TABELA IV.7 – Tolerâncias dimensionais do corpo de prova de charpy.....	45
TABELA IV.8 – Número de endentações para mapeamento de dureza no MS e na ZAC dos aços SAC 1 e SAC 2 com baixo de alto aporte térmico (BAC e AAC respectivamente).	48
TABELA V.1 – Composição química (% em massa) dos aços SAC 1 e SAC 2.....	49
TABELA V.2 – Propriedades mecânicas de tração dos aços SAC 1 e SAC 2.....	49
TABELA V.3 – Resultados do cálculo de porcentagem de trinca conforme procedimento descrito na norma JIZ Z 3158 ⁽³³⁾	52
TABELA V.4 – Estimativa da extensão das diferentes regiões da ZAC com base nos resultados dilatométricos.	60
TABELA V.5 – Número de passes e camadas aplicados na soldagem dos aços SAC 1 e SAC 2.....	61
TABELA V.6 – Faixas de dureza obtidas nas juntas soldadas dos aços SAC 1 e SAC 2.....	76
TABELA V.7 – Resultados do ensaio de tração das juntas soldadas dos aços SAC 1 e SAC 2, comparadas com os resultados do metal base (MB).	82
TABELA VII.1 – Taxas de corrosão após ensaio de corrosão com aspersão de solução 3% NaCl.	91
TABELA VII.2 – Taxas de corrosão após ensaio de corrosão com aspersão de solução 0,5M Na ₂ SO ₄	91

TABELA VII.3 – Taxas de corrosão ao longo do ensaio de corrosão atmosférica industrial.	92
TABELA VII.4 – Taxas de corrosão após dois anos em atmosfera marinha da Termelétrica de Pecém, no município de São Gonçalo do Amarante (CE).	92

LISTA DE NOTAÇÕES

AAC	Alto aporte de calor
Alo	Alongamento total
ASTM	American Society for Testing Materials
AWS	American Welding Society
BAC	Baixo aporte de calor
Ceq	Carbono equivalente
CG	Chapas Grossas
CP	Corpo de prova
CTU	Centro de Tecnologia Usiminas
EN	European Norm
FA	Ferrita acicular
FP	Ferrita proeutetóide
FQ	Ferrita quase polygonal
FCAW	Flux Cored Arc Welding
IIW	International Institute of Welding
ISO	<i>International Standard Organization</i>
JIS	Japanese Industrial Standards
LCG	Laminação de Chapas Grossas
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
M	Martensita
MB	Metal Base
MS	Metal de solda
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZF	Zona Fundida

RESUMO

Os aços resistentes à corrosão atmosférica, aços patináveis, apresentam a formação de uma camada de pátina, isto é, de uma oxidação superficial aderente e compacta, em sua superfície que lhes conferem proteção contra corrosão atmosférica. Isto é uma importante característica para o mercado de estruturas metálicas. A adição de elementos de liga como Cu, Cr, P, Si, contribuem para formação desta camada protetiva. Isso prolonga a vida útil de estruturas fabricadas com aços patináveis em relação ao aço carbono comum. Para o mercado estrutural, onde a exposição ao tempo é um fator inerente, torna-se mais atrativo a utilização deste aço. Atualmente foi desenvolvido um novo aço da família SAC na Usiminas. O presente estudo visa avaliar e entender a influência do elevado teor de silício na soldabilidade deste aço, quando soldado pelo processo FCAW. Foi observado que o elevado teor de silício causa significantes alterações nas temperaturas de transformação e que, por sua vez, terão efeitos significativos na zona afeta pelo calor (ZAC). Uma maior densidade de contornos de grão de ferrita foi observada na região de grãos grosseiros da ZAC quando comparada com a mesma região de um aço de mesma classe com menor teor de silício.

Palavras-chave: Aços Patináveis, Soldabilidade, Silício, Corrosão.

ABSTRACT

Resistant atmospheric corrosion steels, Weathering steels, form an adherent and compact layer by surface oxidation that improves their resistance against atmospheric corrosion. This is an interesting characteristic for their application on the market of metallic structures. The addition of alloying elements such as Cu, Cr, P, and Si contribute to the formation of this protective layer. This extends the useful life of structures made from Corten steels in relation to similar structures of common carbon steel. For the structural market, where exposure to the environment is an intrinsic aspect, this characteristics of Corten steel makes their use more attractive. A new steel from SAC class, which uses silicon as main passivating element, has been developed at Usiminas. The present study aimed to evaluate and understand the influence of the high silicon content of this steel on its weldability using the FCAW process. It was found that the high silicon content of the steel causes significant changes in its transformation temperatures and that those will have significant effect on its heat affected zone microstructure (HAZ). A higher density of grain boundaries of ferrite was observed in the coarse grain region of HAZ when compared to the same region of a steel same class with lower silicon content.

Keywords: *Weathering Steels, Welding, Silicon, Corrosion.*

1. INTRODUÇÃO

Os aços com característica de resistência a corrosão, também chamados de aços patináveis, traduzidos do termo em inglês, *Whetering Steels*, são aços carbono/manganês baixa liga com adição de elementos como Cu, Cr, Ni, P e Si compondo em torno de 3 a 5% em massa do material. Quando expostos ao tempo, estes elementos reagem com as substâncias presentes no ambiente formando uma camada superficial de óxidos denominada pátina, com uma textura fina, densa, estável, compacta e protetiva que funciona como barreira que limita ou mesmo impede o processo corrosivo do aço.

Esta característica torna os aços patináveis um dos materiais mais empregados na construção de componentes estruturais, por exemplo, equipamentos em geral, pontes, torres, postes e proteções de estrada, tendo em vista que a corrosão é um grande problema para estruturas em aço carbono e pode ser severa quando a umidade e íons cloreto e/ou compostos de enxofre estão em concentração suficientemente altas na atmosfera.

A Usiminas iniciou a produção de aços com características de resistência à corrosão por volta do ano de 1975, com os aços SAC 41 e SAC 50. Posteriormente, entre 1995 e 2000 esta família de aços foi atualizada para os aços da classe USISAC300 e USISAC350. Atualmente a Usiminas está desenvolvendo um novo aço patinável, com adição de 2% em massa de silício, para aplicação em estruturas soldadas construídas em áreas litorâneas de forma a resistir à corrosão marinha.

A soldagem é um processo de união amplamente utilizado neste seguimento operacional. Sua aplicação é influenciada pelas alterações na composição química do aço, que por sua vez implicam em alterações de propriedades mecânicas e metalográficas. O processo de soldagem FCAW tem grande utilização no segmento de aços estruturais, além da sua grande versatilidade e flexibilidade de utilização de gases de proteção, sendo também um processo de um custo relativamente baixo.

Dessa forma foi realizado este estudo comparativo da soldabilidade desse novo aço resistente a corrosão, SAC 2, com silício de 2% em massa em relação a um aço patinável comercial de mesma classe de resistência mecânica, USISAC350 (SAC 1) com 1,10 % em massa de silício, já tradicionalmente utilizado no mercado ⁽¹⁾.

2. OBJETIVO

Geral

Estudar a soldabilidade de um aço resistente à corrosão marinha, ligado ao silício e compará-la com a de um aço da classe de limite de escoamento também resistente à corrosão (SAC 1).

Específico

- Realizar a simulação termodinâmica dos aços em estudos utilizando o Software Thermocalc® para avaliar a influência do elemento silício nas temperaturas de transformação;
- Realizar a simulação dos ciclos térmicos de soldagem via dilatométrica para determinar as temperaturas de transformação dos aços SAC 1 e SAC 2;
- Avaliar a soldabilidade dos aços em questão, através de ensaios mecânicos em amostras retiradas de juntas soldadas pelo processo FCAW em duas condições de aporte de calor;
- Avaliar qualitativamente as microestruturas geradas na zona afetada pelo calor (ZAC) dos dois aços estudados de forma a correlacionar com os resultados obtidos nos ensaios mecânicos realizados nas juntas soldadas;
- Avaliar a susceptibilidade à fissuração induzida pelo hidrogênio através do ensaio em chanfro Y (*Tekken*).

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. O aço resistente patinável

3.1.1. Introdução

O aço resistente a corrosão tem sua origem no aço *Corten*, cujo nome vem da formação das palavras “*corrosion resistance*” (Cor) e “*tensile strength*” (Ten). Também conhecido comercialmente como *Weathering Steels* – Aços aclimáveis ou aços patináveis, pela formação de uma camada de pátina na sua superfície, que é formada pelo efeito das reações de oxidação e que passam a impedir o avanço da corrosão.

No início do século XX, mais precisamente em meados de 1930, a companhia siderúrgica americana *United States Steel* – *USS*, lançou no mercado um aço carbono com um percentual mais elevado de cobre, 0,07% que apresentou uma resistência maior à corrosão, com as marcas *Cor Ten A* e *Cor Ten B*. A distinção A e B está principalmente em função do teor de fósforo ⁽²⁾. Posteriormente, em 1968 a ASTM padronizou o aço *Cor Ten A* como ASTM A242 ⁽³⁾ e *Cor Ten B* como ASTM A588 A ⁽⁴⁾ como mostra a tabela III.1.

O desenvolvimento da *USS Steel* foi em função de uma demanda de mercado para um aço com maior resistência mecânica e melhor resistência à corrosão por parte das companhias ferroviárias, na fabricação de vagões, figura III.1.

TABELA III.1 – Composição química dos aços *Corten*, classe ASTM A242 e A588 A ⁽³⁾⁽⁴⁾.

	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	V
ASTM A242	0,15 Máx.	1,00 Máx.		0,15 Máx.	0,05 Máx.	0,20 Min.					
ASTM A588 A	0,19 Máx.	0,80 1,25	0,30 0,65	0,03 Máx.	0,03 Máx.	0,25 0,40	0,40 0,65	0,40 Máx.			0,02 0,10

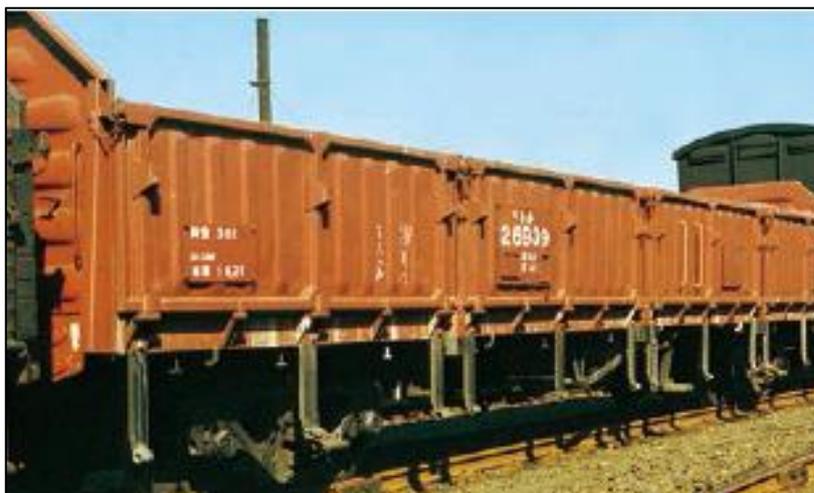


FIGURA III.1 – Vagão de carga fabricado com aço Corten ⁽⁵⁾.

Com o passar do tempo, o aço *Corten* foi abrindo espaço em outros segmentos, como pontes, viadutos, construção civil, carrocerias, etc. A partir da primeira patente, novas experiências foram sendo feitas aumentando o teor do cobre, porém observando-se que acima de 0,25% o efeito na resistência à corrosão não tinha alteração. Na verdade, valores de até 0,15% de Cobre têm o mesmo efeito que 0,25% ⁽²⁾.

Além do Cu, outros elementos químicos como Cr, Ni e no caso deste trabalho o Si, mesmo em pequenas quantidades, têm um efeito benéfico no controle da corrosão no material, como pode ser confirmado pelas equações que definem o índice de corrosão descrito na norma ASTM G101 ⁽⁵⁾. Esta norma ASTM calcula um índice de corrosão baseado na composição química de um aço de baixa liga resistente a corrosão conforme a fórmula:

$$I = 26,01\%Cu + 3,88\%Ni + 1,20\%Cr + 1,49\%Si + 17,28\%P - 7,29\%Cu \cdot \%Ni - 9,10\%Ni \cdot \%P - 33,39\%Cu^2 \dots\dots\dots 3.1$$

A norma ASTM G101 ⁽⁵⁾ estabelece dois métodos para estimar a resistência à corrosão dos aços patináveis. O primeiro método utiliza uma regressão linear de testes de corrosão de curto prazo fazendo uma previsão à longo prazo por extrapolação. A equação (3.1) refere-se ao segundo método da norma ASTM G101, que se baseia na composição química do aço. Para que o aço seja considerado com um índice de corrosão adequado, este índice deve ser maior ou igual a 6,0.

Diversos trabalhos ⁽²⁾ ⁽⁶⁾ têm mostrado que estes elementos agem na rápida formação de uma camada de óxidos aderente, chamada pátina, que bloqueia o avanço da corrosão, que se torna muito lento ou às vezes nulo. A figura III.2 ilustra a influência de diferentes elementos químicos na formação da camada de pátina (mais negativo indica menos corrosão).

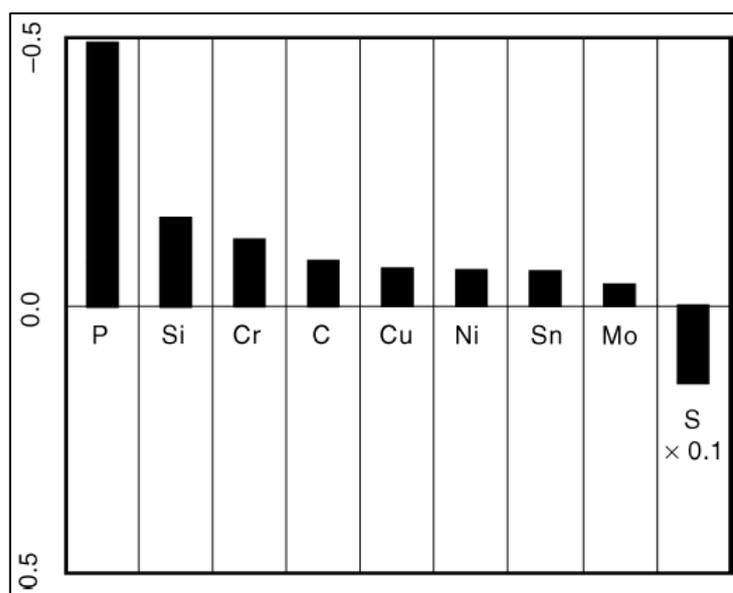


FIGURA III.2 – Efeito dos elementos químicos na taxa de corrosão atmosférica ⁽⁷⁾.

3.1.2. Resistência à Corrosão atmosférica

A corrosão do aço é um processo espontâneo e, se não houver algum tipo de proteção na superfície, envolverá uma reação química de oxirredução, onde o Fe voltará ao seu estado de menor energia em forma de óxidos. Normalmente condições climáticas diversas, como sol, chuva, presença de íons Cl⁻ e SO_x em atmosferas marinhas ou industriais formam um ambiente propício para a formação da camada de pátina.

A camada de pátina pode ser descrita como um sistema poroso multifase, de uma mistura de diferentes óxidos de ferro e oxi-hidróxidos como a goetita (α -FeOOH), akaganeíta (β -FeOOH), ferrihidrito ($5\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$), lepidocrocita (γ -FeOOH) e magematita (γ -Fe₂O₃) ⁽⁸⁾. Em um aço aclimável, os elementos de liga adicionados terão

um efeito catalítico na formação destas camadas que inibirão o avanço da corrosão no aço.

O cobre, elemento tradicionalmente utilizado em aços patináveis e que levou ao seu nascimento, tem um papel relevante na formação da camada de pátina ⁽²⁾. Larrabee e Coburn ⁽⁹⁾ consideram que a melhora na resistência à corrosão se deve ao fato de uma possível interação entre Cu e S no aço para prevenir a formação de sulfeto de Ferro, FeS. É conhecido que o FeS em meio levemente ácido pode produzir H₂S. Com a presença do Cu, haverá uma predominância na formação de CuS, que é um composto altamente insolúvel e requer um PH muito baixo para formação de H₂S.

O Si por sua vez, conforme Gomez ⁽¹⁰⁾, tem um papel fundamental na formação de uma camada aderente e fina de goetita (α -FeOOH). O tamanho da partícula da película tem um papel preponderante, pois inibe a passagem de agentes corrosivos, e por ser uma camada de difícil deslocamento, mantém a resistência à corrosão como um agente passivador. Não há uma substituição de Fe por Si na estrutura da goetita, mas a presença do Si inibe o crescimento da goetita.

Na figura III.3 pode-se observar como fica a camada de óxidos formada na superfície do aço. Há uma formação de trincas na camada de óxidos do aço estrutural de baixo carbono, enquanto que no aço patinável esta camada é aderente e compacta ⁽¹¹⁾.

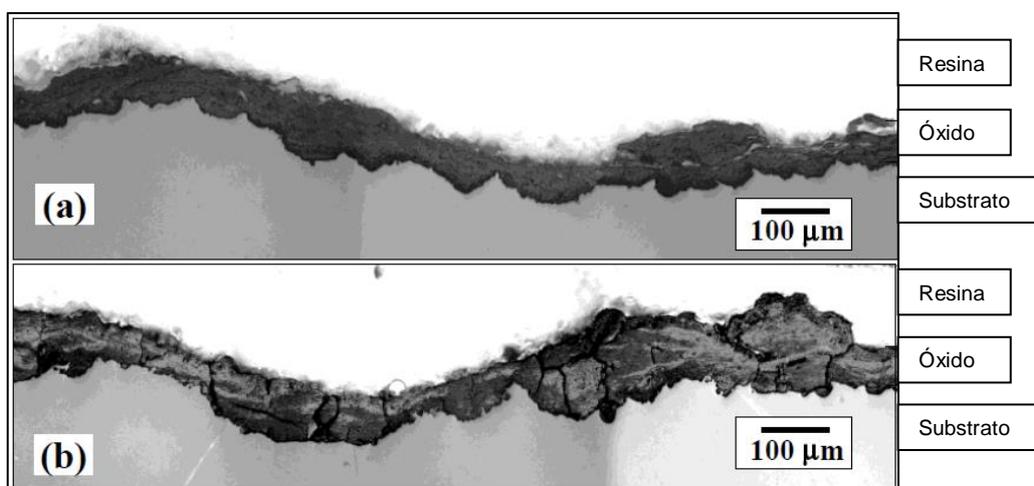


FIGURA III.3 – (a) Seção transversal de uma camada de óxido formada em um aço patinável por 32 anos e (b) de um aço baixo carbono exposto por 15 anos, por luz polarizada ⁽¹¹⁾.

Conforme Cook ⁽¹²⁾, há uma camada interna aderente ao substrato, que consiste de nano partículas de goetita, com um tamanho entre 5-30 nm, com um tamanho médio de 12 nm. A camada mais externa consiste de lepidocrocita e goetita com o óxido formado em processos anteriores mais abundantes.

3.2. Soldabilidade de um aço com elevado teor de Silício

Soldabilidade, segundo a AWS ⁽¹³⁾, é a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço. Para os aços estruturais, é recomendado pela AWS D1.1 ⁽¹⁴⁾ realizar a soldagem em juntas de testes do material em questão e submeter a mesma a ensaios mecânicos como tração, dobramento e Charpy-V de forma a garantir que a junta soldada atenda os mesmos requisitos de propriedade mecânica especificados para o metal base.

A soldabilidade de um aço é afetada por diversos fatores como a forma e espessura da seção a ser soldada, a limpeza das superfícies a serem soldadas, propriedades mecânicas e composição química dos materiais base e metal de adição, condições ambientais como a temperatura, presença de correntes de ar, local da execução do trabalho de soldagem (subaquática, por exemplo), posição de soldagem, etc.

Com relação à composição química, existem na literatura diferentes índices que correlacionam a influência de alguns elementos químicos na soldabilidade de um aço. Por exemplo, as equações do carbono equivalente levam em consideração o efeito dos teores dos elementos de liga na temperabilidade do aço. Diversas fórmulas foram desenvolvidas para calcular o carbono equivalente ⁽¹⁵⁾, entre as quais se podem citar:

$$CE (IIW) = C + \left(\frac{Mn}{6}\right) + \left(\frac{Cu+Ni}{15}\right) + \left(\frac{Cr+Mo+V}{5}\right) \dots\dots\dots 3.2$$

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \left(\frac{Mn+Cu+Cr}{20}\right) + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 B \dots\dots\dots 3.3$$

$$CE_{Yur} = C + A(C) \left(\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} + 5B\right) \dots\dots\dots 3.4$$

Onde $A(C) = 0,75 + 0,25 \tanh[20(C - 0,12)]$.

A primeira (3.2) e mais antiga fórmula foi estabelecida pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW - *International Institute of Welding*). Ela também é a fórmula mais utilizada para os aços convencionais. É extensivamente utilizada na estimativa da dureza da ZAC ⁽¹⁵⁾. A fórmula CE_{Yur} (3.3) é mais recente e foi projetado para aços com baixo carbono e baixa liga com teores de carbono inferiores a 0,16%. A terceira fórmula (3.4) é mais recente e é aplicada tanto aos aços convencionais onde se utiliza a fórmula CE (IIW) como também aos aços micro ligados normalmente utilizando-se a fórmula Pcm.

Lippold ⁽¹⁶⁾ esclarece que, de uma forma geral, a fórmula CE(IIW) tende a ser menos preditiva para medir o endurecimento quando o teor de carbono diminui e os teores de elementos de liga aumentam. Uma vez que diferentes elementos de liga têm efeito direto sobre a dureza dos aços, o Boro, um dos elementos que mais contribui para temperabilidade afeta diretamente e não tem na fórmula CE. Em geral, um aço com CE mais alto terá a necessidade de um pré-aquecimento para produzir juntas sem fissuras. Abaixo, alguns valores normalmente utilizados como referência:

- $CE < 0,45$ Não necessita de pré-aquecimento;
- $0,45 < CE < 0,7$ Pré-aquecimento de 200 a 500 °C pode ser usado;
- $CE > 0,7$ Alto risco de trincamento.

O diagrama Graville, figura III.4, ilustra a influência da composição química, através dos valores de CE (IIW) e do teor de carbono, na soldabilidade do material em termos de sua susceptibilidade à ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio.

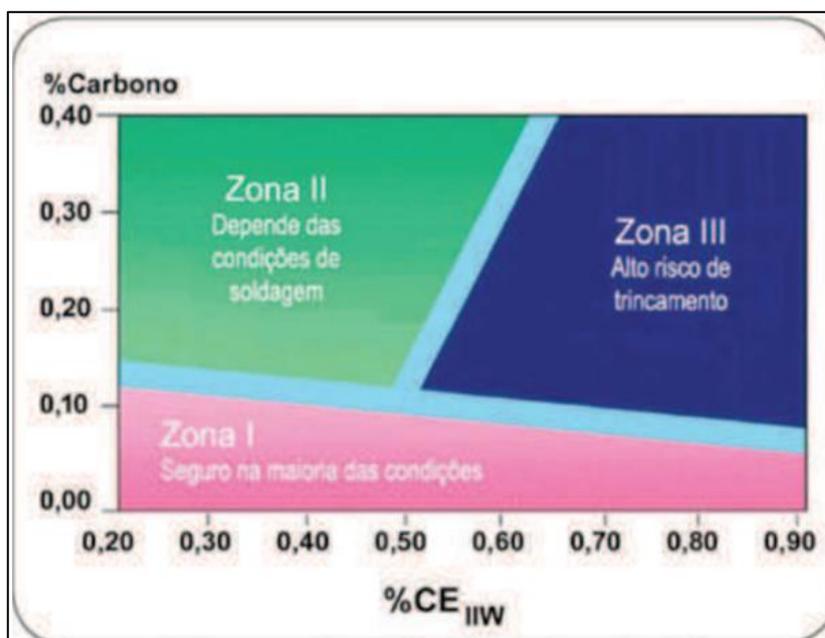


FIGURA III.4 - Diagrama de Graville ilustrando o vínculo entre a soldabilidade de um aço com sua composição química. Adaptado de Graville⁽¹⁷⁾.

Os aços patináveis estruturais, de forma geral, têm teores maiores que os aços carbono dos elementos Cu, P, Ni e Si, que podem interferir na sua soldabilidade. Dentre estes, a influência do Si nas propriedades da junta soldada merece uma maior atenção, visto que o metal base que será avaliado neste trabalho possui aproximadamente 2% desse elemento. Quando presente na poça de fusão, o Si contribui para evitar a formação de CO que pode gerar porosidade no cordão de solda. Sua presença também aumenta a molhabilidade e fluidez na poça de fusão, quando associado ao oxigênio, formando SiO_2 , por apresentar baixo valor de tensão superficial (0,2 a 0,6 N/m)⁽¹⁸⁾. No entanto, a oxidação do Si irá resultar na formação de SiO_2 , que pode ficar retido em inclusões no cordão de solda.

É conhecido que o Silício é o principal elemento desoxidante no metal de solda, tendo mais efetividade que outros elementos como o manganês na redução do teor de oxigênio. Porém, ele não é muito efetivo para formação de ferrita acicular, que é considerada um microconstituente capaz de agregar tenacidade a um metal de solda de alta resistência mecânica⁽¹⁹⁾.

Conforme Girault et al ⁽²⁰⁾, o Si confere maior endurecimento por solução sólida da ferrita, promovendo um incremento de resistência sem perder sua ductilidade. Outros autores também fizeram experimentos com adição de Si em aços ao carbono. Pode-se citar o trabalho de Hironaka et al ⁽²¹⁾, que publicou um trabalho sobre a adição de Si a um aço C-Mn recozido e resfriado lentamente. O que pode se observar foi que quanto maior a adição de Si, maior a fração volumétrica de M formada. Conseqüentemente houve um incremento nos limites de escoamento e resistência como mostrado na figura III.5.

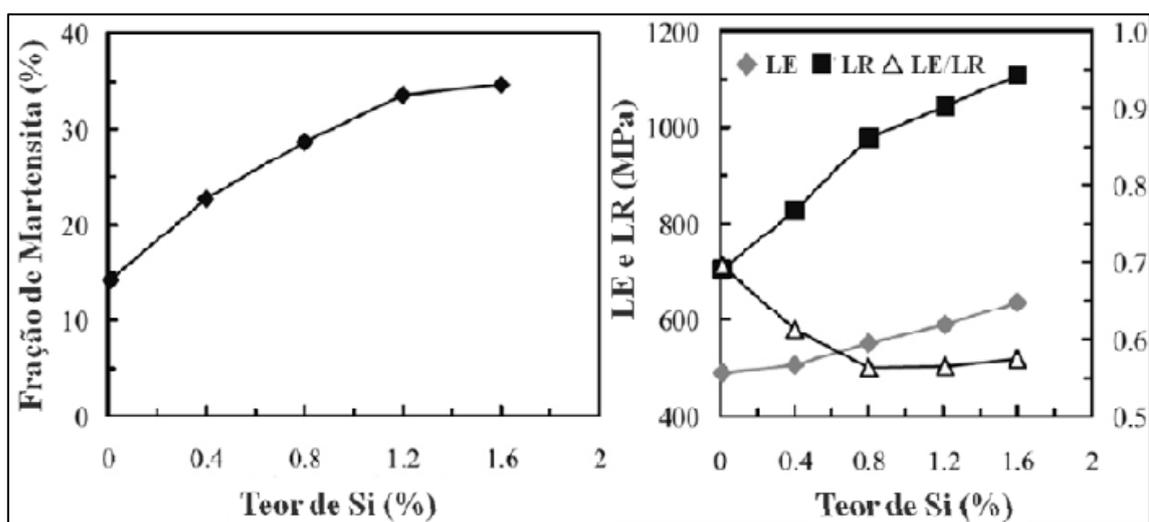


FIGURA III.5 – Efeito do teor de Si na fração volumétrica de martensita e nas propriedades mecânicas de um aço C-Mn ⁽²¹⁾.

3.2.1. Macroestrutura da Solda

A soldagem ao arco elétrico implica em um fornecimento de uma grande quantidade de calor, em uma área relativamente pequena, provocando a rápida fusão localizada do metal base (em conjunto com o metal de adição quando esse é empregado) e, dessa forma, o coalescimento das peças que se deseja unir após o resfriamento da região fundida, ou zona fundida (ZF). Porém, o calor fornecido pelo arco elétrico provoca alterações microestruturais e de propriedades em regiões do metal base (MB) devido a transferência de calor para o metal adjacente. Essas regiões sofrem transformações microestruturais devido ao ciclo térmico provocado pelo processo de soldagem e constituem a ZAC.

As principais partes de uma junta soldada por fusão são:

- Zona Fundida - ZF – região onde ocorre a fusão do material, com temperaturas de pico acima de sua temperatura de fusão.
- Zona Afetada pelo Calor – ZAC – região do metal base que não se fundiu, mas que teve alterações microestruturais e/ou de propriedades pelo ciclo térmico da soldagem. Nesta região a temperatura de pico é superior a uma temperatura crítica do material.
- Metal Base – MB - regiões mais afastadas da solda que não sofrem alterações pelo ciclo térmico.

- **Zona Fundida**

A zona fundida representa a região que sofreu fusão devido ao calor fornecido pelo processo de soldagem, gerando a poça de fusão que, durante o resfriamento subsequente, solidifica formando o cordão de solda. No caso da soldagem a arco em que se utiliza metal de adição, essa região é formada pelo consumível de soldagem que é transferido para a poça de fusão e pela parcela do MB que funde durante o processo. A microestrutura desta região será basicamente influenciada pela sua composição química determinada pelas parcelas de metal de adição e de metal base que a formam e pelas interações da poça de fusão com o ambiente) e pelas condições de solidificação e de resfriamento. Pequenas alterações na composição química frequentemente resultam em grandes variações na microestrutura e, dessa forma, nas propriedades mecânicas e de tenacidade ⁽¹⁶⁾. A solidificação controla o tamanho e forma dos grãos primários, a segregação e a distribuição de inclusões e porosidade.

A forma da poça de fusão tem uma grande influência na estrutura da ZF. Sua forma normalmente é determinada pela velocidade de soldagem, propriedades do material e condições do fluxo de calor e irá formar estruturas colunares, que são mais susceptíveis à formação de trincas à quente ou poderá formar estruturas de grãos refinados ou equiaxiais, que tem uma maior resistência. Conforme descrito por Silva ⁽²²⁾, isto pode ser devido ao fato de grãos equiaxiais finos acomodarem mais facilmente as tensões de contração.

A microestrutura formada nesta região determinará as propriedades do cordão de solda. Segundo o IIW ⁽²³⁾, os microconstituintes da zona fundida podem ser classificados com a seguinte terminologia:

- Ferrita de contorno de grão – PF(G).
- Ferrita poligonal intragranular – PF(I).
- Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A).
- Ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA).
- Ferrita acicular – FA.
- Agregado ferrita-carboneto - FC
- Martensita – M.

- **A ZAC**

A ZAC por apresentar significativas alterações microestruturais e de propriedades em uma região relativamente pequena em relação toda a estrutura metálica, tem sido motivo de estudos e de preocupação desde o início da utilização dos processos de soldagem a arco em escala industrial, quando surgiram os primeiros problemas relacionados a integridade dos componentes soldados. Como mostrado na figura III.6, pode ser dividida em 4 regiões ⁽¹⁶⁾.

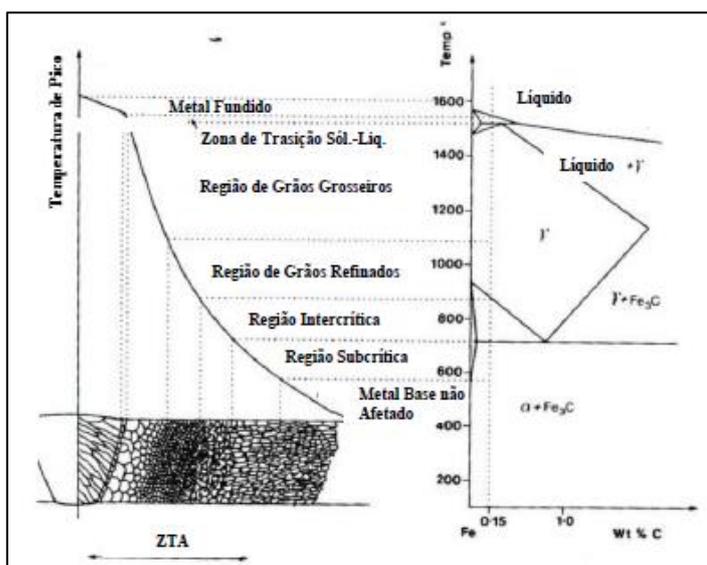


FIGURA III.6 – Diagrama esquemático das várias regiões da ZAC. Adaptado de Lippold ⁽¹⁶⁾.

- Região de Grãos Grosseiros – GGZAC – é a região imediatamente próxima ao cordão de solda, junto a linha de fusão, que é submetida durante a soldagem a uma temperatura em torno de 1100 a 1400 ° C. Tem um tamanho de grão austenítico maior o que pode favorecer a formação de uma microestrutura com uma tenacidade menor ⁽¹³⁾. O tamanho de grão austenítico é função da máxima temperatura do ciclo térmico de soldagem, do tempo de permanência nesta máxima temperatura e da taxa de resfriamento.
- Região de Grãos Finos – GFZAC – um pouco mais distante da zona fundida, onde a temperatura máxima dos ciclos térmicos se encontra entre Ar3 e 1100°C, resulta em uma estrutura refinada ⁽¹³⁾. Esta região pode ter uma tenacidade melhor que o metal base. A temperatura de pico nesta região não permite um crescimento considerável da austenita, tornando o crescimento de grão após o resfriamento menor que os grãos observados na GGZAC ⁽¹³⁾.
- Região Intercrítica – ICZAC – apresenta transformação parcial de sua estrutura original e é submetida a temperaturas de pico entre A3 e A1. Nesta região, ocorre transformação de partes do material – austenitização parcial. Podem ser verificados em alguns casos, constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade em função da taxa de resfriamento.
- Região subcrítica – SCZAC – é a região onde a temperatura de pico está abaixo da temperatura A1. Nesta, as propriedades podem ser afetadas por reações de precipitação em alguns aços ⁽¹³⁾. Em aços tratados termicamente, esta região pode sofrer um super-revenimento levando a uma perda de resistência mecânica ou dureza.

O aumento da energia de soldagem aumenta a extensão da ZAC, pois a curva de repartição térmica torna-se mais aberta, ou seja, haverá um aumento na extensão das diversas regiões da ZAC. A velocidade de resfriamento também será menor, proporcionando um tamanho de grão maior na GGZAC, obtendo-se um material com dureza menor. A soldagem com baixo aporte térmico proporciona um rápido resfriamento que pode favorecer a formação de constituintes de baixa temperatura de transformação, com a Martensita, aumentando as possibilidades de ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio. Na figura III.7, Yurioka ⁽²⁴⁾ mostra a variação da dureza máxima da ZAC de diversos tipos de aços em função do tempo de resfriamento. Nessa figura é notada a influência da composição química nas propriedades (expressa pelos valores de dureza Vickers) da junta soldada. Observa-se

que materiais que possuem maiores teores de carbono, para um mesmo aporte de calor, apresentam valores mais elevados de dureza. Isto é válido para situações em que há formação de martensita. Para maiores tempos de resfriamento (800-500°C), a situação pode se inverter se o aço com menor teor de carbono tiver maior temperabilidade.

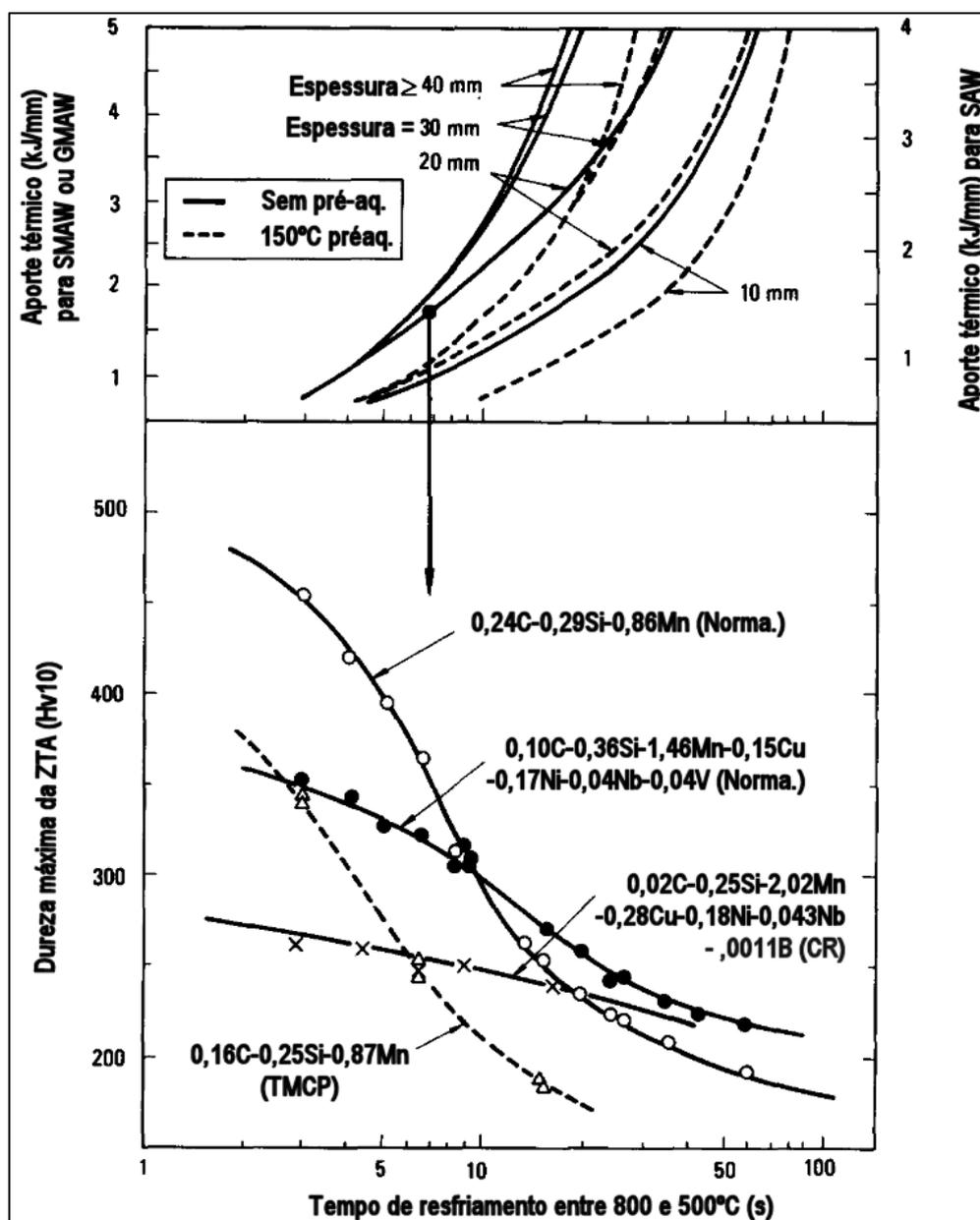


FIGURA III.7 – Mudança nos valores de dureza de vários tipos de aço com respeito ao tempo de resfriamento da solda. Adaptado de Yurioka⁽²⁴⁾.

3.2.2. Fissuração na região de solda

Diferentes tipos de trincas (ou fissuração) podem ser associadas ao processo de soldagem. O resultado de uma trinca em uma solda pode ser catastrófico, portanto, torna-se importante avaliar como as modificações na composição química de um aço podem interferir neste processo. De uma forma geral, três tipos de trinca são comumente associados a soldas de aços carbono:

- Trincas a quente na solidificação;
- Trincas a frio e
- Decoção lamelar.

A fissuração na solidificação (ou a forma mais comum de fissuração a quente) está associada com a presença de segregações e conseqüente formação de filmes líquidos nos contornos de grão e regiões interdendríticas nas etapas finais da solidificação ⁽²²⁾. Estes filmes líquidos podem persistir até temperaturas inferiores à temperatura de equilíbrio determinada pela linha *Solidus* da liga, estendendo assim o intervalo de solidificação.

De um modo simples, pode-se dizer que elas resultam da incapacidade do material semissólido acomodar as deformações de contração associadas com a solidificação e resfriamento da solda. Alguma parte de material líquido remanescente nos contornos de grão e regiões interdendríticas tornam esta região a mais propensa à formação de trincas, quando o metal se aproxima da solidificação completa e a espessura do filme líquido diminui ⁽²²⁾.

Na figura III.8 pode-se observar de forma esquemática a direção das tensões trativas e a direção de solidificação, entremeadas pelo filme líquido, onde ocorrerá a trinca.

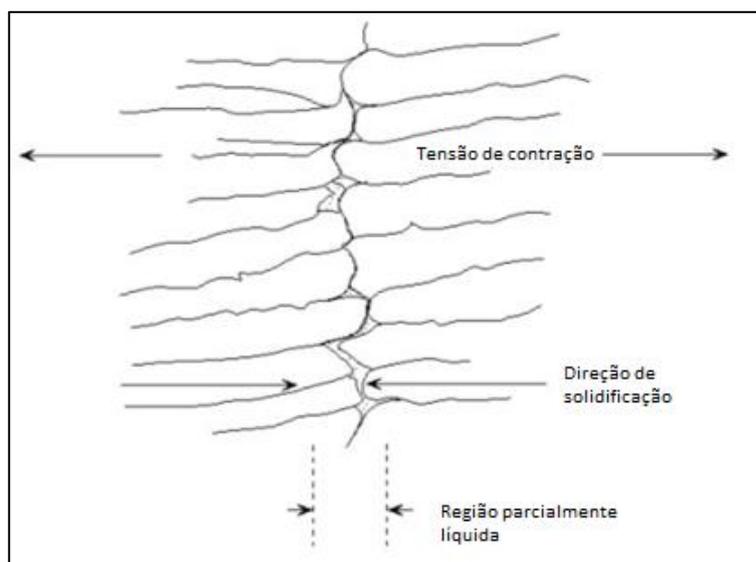


FIGURA III.8 – Trinca de solidificação ⁽²⁵⁾.

Lippold ⁽²⁶⁾ ainda destaca que a fissuração na solidificação está associada geralmente à forma de uma rede sólida coerente formada pelos grãos semi solidificados separada por pequenas áreas de filme líquido que se rompem pela ação de tensões trativas durante a contração do metal de solda na solidificação. Durante a contração, microfissuras se formam dentro da solda, e durante o resfriamento, em função de uma falta de ductilidade do metal de solda e estas fissuras se propagam para a superfície formando macrotrincas. Em geral, as trincas se propagam perpendicularmente à direção das tensões de contração. Dependendo da restrição à contração, formato do cordão de solda e do tipo de estrutura cristalina formada, elas podem se propagar paralela, transversal ou diagonalmente em relação à direção de soldagem ⁽²⁷⁾.

A literatura sugere que o Si pode ser prejudicial à resistência a fissuração devido a sua tendência de aumentar a segregação do enxofre e de sua ação desoxidante, conforme descrito por Silva ⁽²⁸⁾. Em seu trabalho, com um aço da mesma característica que o aço patinável utilizado neste trabalho, foi concluído que o silício presente na solda tende a aumentar a susceptibilidade à fissuração na solidificação. Em uma solda com teor de P e Si menores, a susceptibilidade à fissuração foi menor.

Diferentes elementos químicos, inclusive alguns considerados como impurezas (enxofre e fósforo, por exemplo) podem influenciar a susceptibilidade à formação de uma trinca. Alguns autores ⁽²⁹⁾ ⁽³⁰⁾ desenvolveram equações para estimar a

susceptibilidade à formação de trincas a quente com base na composição química do aço.

$$CS_{TWI}(wt\%) = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12Si - 5.4 Mn - 1 \dots \dots \dots 3.5$$

Onde $CS_{TWI} < 20$ indica que o material é mais resistente à formação de trinca.

Além de Bailey, outros autores também propuseram fórmulas semelhantes. Abaixo a fórmula proposta por Jordan ⁽³⁰⁾:

$$HCS = C \left[\frac{S+P+\left(\frac{Si}{25}\right)+\left(\frac{Ni}{100}\right)}{3 Mn+Cr+Mo+V} \right] \cdot 100 \dots \dots \dots 3.6$$

Onde:

HCS = *Hot Cracking Sensivity*.

Um HCS superior a 4% indica uma susceptibilidade maior a fissuração a quente. É importante mencionar que as equações 3.5 e 3.6 indicam efeitos opostos do silício na tendência a fissuração na solidificação.

As trincas a frio são formadas normalmente próximo da temperatura ambiente e são também conhecidas como trincas induzidas pelo hidrogênio. Este tipo de trinca pode ocorrer de forma intergranular ou transgranular ⁽¹⁶⁾.

Kou ⁽³¹⁾, afirma que o mecanismo de formação da trinca não é ainda inteiramente entendido, sendo confirmado por Lippold ⁽¹⁶⁾, que sustenta que em mais de 60 anos de estudos sobre o tema, ainda não existe um mecanismo universalmente aceito. Assim, inúmeras teorias têm sido propostas com este fim. Dentre elas são citadas por Kou ⁽³¹⁾:

- A proposta de que o hidrogênio propicia o crescimento da trinca reduzindo a coesão da rede cristalina do material;
- Que o hidrogênio promove o crescimento da trinca reduzindo a energia de superfície da trinca;

- Que o hidrogênio acelera as deformações microscópicas no início da trinca.

Os principais fatores que controlam a fissuração a frio são:

- Quantidade de hidrogênio introduzido na solda por diferentes fontes;
- Microestrutura sensível, em geral de alta dureza e/ou frágil;
- Solicitações mecânicas de tração e
- Temperatura entre aproximadamente 200 e -100°C.

Uma forma de controlar a ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio é através da realização de preaquecimento para reduzir a velocidade de resfriamento e, dessa forma, evitar a formação de microestruturas frágeis na região soldada. Existem tabelas e ábacos na literatura que estimam a temperatura de preaquecimento a partir da espessura, o valor de carbono equivalente - CE e outros dados do procedimento de soldagem com a temperatura ideal de preaquecimento. Outros controles como a temperatura de entressoldas, e até mesmo tratamentos térmicos pós soldagem para reduzir os níveis de tensões residuais são também recomendados na literatura como por exemplo a norma AWS D1.1⁽³²⁾.

Diversos métodos de teste foram desenvolvidos para avaliar a susceptibilidade à formação de trincas a frio. Dentre estes, podem-se citar:

- Teste de severidade térmica controlada;
- Tekken;
- G-BOP;
- Teste de implante;
- *Tensile restraint cracking test* e
- Teste de trinca por aumento da deformação.

O ensaio de Tekken será discutido na seção seguinte. A decoesão lamelar é uma forma de fissuração que pode ocorrer no metal base e às vezes na ZAC. Elas ocorrem tipicamente em soldas de vários passes em juntas tipo T. Como esse não é o tipo de junta utilizada neste trabalho, não será discutido.

3.2.3. Ensaio Tekken

Existem vários ensaios para determinar a susceptibilidade a trincas induzidas por Hidrogênio (trincas a frio) dentre os quais, os mais utilizados são os ensaios Tekken ou Y Groove (JIS3158)⁽³³⁾ e dureza máxima (JIS 3101)⁽³⁴⁾. O ensaio de Tekken é um ensaio de auto restrição com grande utilização em todo o mundo para avaliação da susceptibilidade à formação de fissuras a frio, tanto no metal de adição, quanto na ZAC⁽¹⁶⁾⁽³⁵⁾. A temperatura de pré-aquecimento determinada no ensaio de Tekken é importante para evitar a ocorrência de fissuras a frio, porém, pelo fato do ensaio ser muito rigoroso, essa temperatura muitas vezes está além da temperatura mínima necessária⁽¹⁾.

Se condições desfavoráveis de soldagem forem aplicadas trincas longitudinais podem ocorrer na ZAC. Conforme Weglowski⁽³⁵⁾, três fatores agem simultaneamente na geração de trincas a frio: hidrogênio dissolvido, tensões trativas e microestrutura com baixa ductilidade como a martensita.

Para realização do ensaio, deve ser preparado um corpo de prova conforme mostrado na figura III.9. Este ensaio é coberto por normas internacionais⁽¹⁴⁾⁽³³⁾ e existem vários métodos que auxiliam na determinação da temperatura mínima de aquecimento, todos eles baseados em dados experimentais.

Os métodos mais conhecidos são BS-5135, AWS D1.1, procedimento do JSSC - *Japan Steel Structure Construction* e método gráfico CEN⁽¹⁾. Cada método com suas particularidades são ferramentas para estimar a temperatura mínima de pré-aquecimento para soldagem, sendo que o método gráfico CEN é considerado um método mais preciso⁽³⁶⁾⁽³⁷⁾.

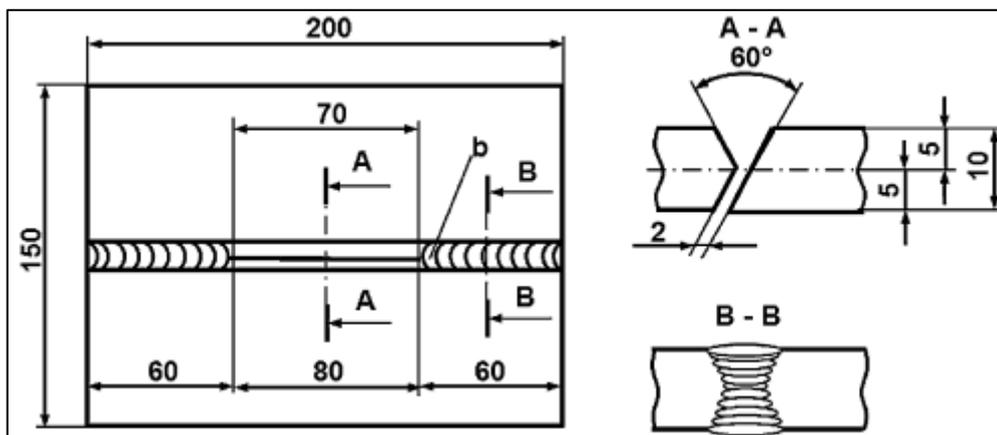


FIGURA III.9 – Desenho esquemático do ensaio Tekken. Seção A-A: Soldas de travamento. Seção B-B: Chanfro para realização do ensaio. Dimensões em mm ⁽³⁵⁾.

Conforme determinado na norma JIS 3158 ⁽³³⁾, após, não mais que 48 h da deposição do cordão de solda, examinar a superfície da solda e calcular as razões das trincas de superfície e das raízes das trincas em função do comprimento e também a razão em relação a altura das trincas. Estas informações darão o conhecimento da temperatura mínima de pré-aquecimento para a soldagem, atuando na velocidade de resfriamento para obter microestruturas de dureza mais baixa com maior difusão de hidrogênio para fora do componente, prevenindo assim a formação de trincas a frio.

4. METODOLOGIA

4.1. Materiais

Foi produzido, em escala industrial, uma chapa grossa com espessura de 25,4 mm, o novo aço patinável, SAC 2, o qual foi processado na linha de chapas grossas da Usiminas, unidade Ipatinga-MG, via laminação convencional seguida de tratamento térmico de normalização. O aço SAC 1, também produzido em escala industrial, uma chapa com 25,4 mm de espessura, foi utilizado como referência para este trabalho em função de ser um aço estrutural de mesma classe de resistência mecânica e também empregado em condições que exigem resistência a corrosão atmosférica.

O metal de adição utilizado foi o arame tubular AWS A5.36 E81T1 GC⁽³⁸⁾, diâmetro de 1,2 mm, comumente empregado na soldagem de estruturas metálicas com este grau de resistência mecânica.

4.2. Caracterização dos materiais

4.2.1. Caracterização dos metais base

Foi realizada a caracterização dos aços SAC 1 e SAC 2 através de análises químicas, ensaio de tração, avaliação microestrutural (análise de inclusões e tamanho de grão) e dureza. Para estes ensaios foi retirada uma amostra de cada chapa, a $\frac{1}{4}$ da largura da chapa, desprezando uma parte inicial no topo de chapa, com dimensões de 600 x 800 mm de cada aço para confecção dos corpos de prova (CP).

A análise química foi feita através de espectrometria de emissão ótica, utilizando um CP retirado desta amostra. Os ensaios de tração do metal base foram feitos com dimensões definidas pela norma ASTM A370⁽³⁹⁾, no sentido transversal à laminação, sendo retirados dois CPs de cada aço e utilizado a média dos dois resultados.

Foi retirado também um CP para ensaio de dureza vickers e um CP para realização das análises metalográficas para verificação de inclusões e tamanho de grão.

4.2.2. Caracterização do metal de adição

As especificações de composição química e de propriedades mecânicas do metal de adição são mostradas nas tabelas IV.1 e IV.2 respectivamente. Este metal de adição proporciona propriedades mecânicas compatíveis com o metal base dos aços avaliados.

TABELA IV.1 – Composição química visada (% em massa) do arame E81T1GC ⁽³⁸⁾.

C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni
0,05	1,30	0,42	0,013	0,004	0,40	0,44

TABELA IV.2 – Propriedades mecânicas de tração especificadas do arame E81T1GC ⁽³⁸⁾.

LE (MPa)	LR (MPa)	Alo (%)
Min. 545	Min. 595	Min. 26

4.3. Procedimento experimental

4.3.1. Determinação da temperatura de preaquecimento (Tekken)

A determinação da temperatura de preaquecimento foi realizada empregando os ensaios Tekken, ou *Y-groove* ⁽³³⁾, sendo soldados, para cada tipo de aço, 2 corpos de prova (CP) sem preaquecimento (temperatura ambiente) e 2 corpos de prova com temperatura de preaquecimento de 50 e 75°C, registrando-se apenas a ocorrência ou não de trincas, seja na ZAC ou na ZF.

Os testes foram realizados com o processo FCAW de forma semi-automática com os parâmetros indicados na Tabela IV.3. O aporte de 1,7 kJ/cm foi escolhido por ser um aporte médio entre os dois aportes definidos como alto de baixo neste trabalho (seção 4.3.2).

TABELA IV.3 – Parâmetros de soldagem empregados na deposição do cordão de teste do ensaio Tekken.

Variáveis de soldagem						
Consumível	Gas de proteção	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/min)	Aporte de Calor (kJ/cm)	Polaridade
AWS A5.36 E81T1GC 1,2 mm (Ø)	CO ₂	180	24	150	17	CC* Eletrodo +
CC* - Corrente contínua						

Para a realização dos ensaios os CPs foram identificados conforme mostrado na tabela IV.4.

TABELA IV.4 – Identificação dos corpos de prova para ensaio de Tekken.

Identificação do corpo de prova		Temperatura de preaquecimento (°C)
SAC 2 M	SAC 1	
300-A	350-A	Ambiente
300-B	350-B	
300-C	350-C	
300-D	350-D	50°C
300-E	350-E	
300-F	350-F	75°C

O desenho da figura IV.1 abaixo mostra um esquema do corpo de prova utilizado.

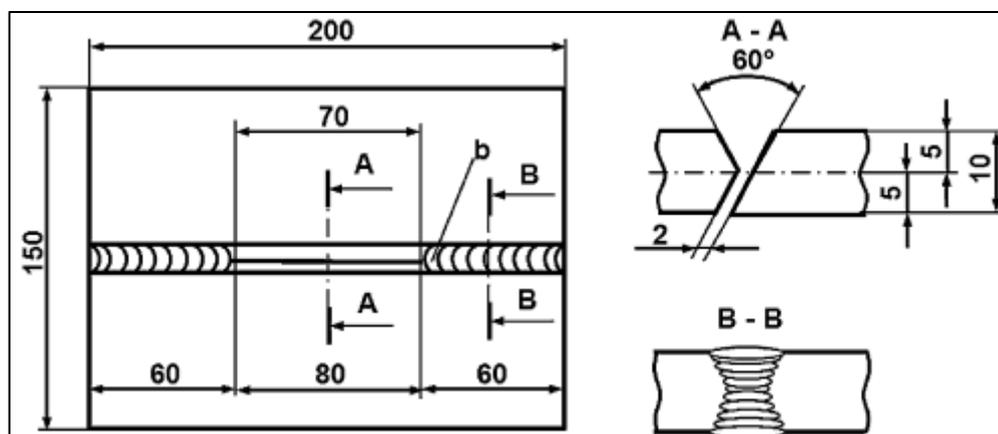


FIGURA IV.1 – Desenho esquemático do corpo de prova para o ensaio Tekken⁽³³⁾.

Conforme determina a norma⁽³³⁾, foi depositada uma solda de restrição (solda de ancoramento) nas partes externas da junta, seguida da deposição de um cordão de teste na parte central da junta. Decorridas 12 horas após a soldagem de teste, foi depositada na raiz da solda, uma solução aquosa de ácido clorídrico (2%) a fim de se promover uma oxidação das possíveis trincas existentes (raiz e seção) e após 48 horas foi removida a solda de restrição. Após esta remoção, o cordão de solda foi analisado quanto a presença de trincas de superfície, observando a superfície e raiz das trincas em relação ao comprimento e também a altura da trinca.

Após a análise das trincas de superfície, este corpo de prova foi colocado sobre apoios apropriados e uma carga foi aplicada no lado da face da solda de teste de modo a se obter a separação das duas partes do corpo de prova (método de quebra). Após a quebra dos CPs, foram identificadas as superfícies de fratura que apresentaram corrosão devido à penetração do ácido clorídrico.

Dessa forma, a temperatura de preaquecimento foi determinada, nesse trabalho, como sendo a menor temperatura na qual as superfícies de fratura não apresentaram corrosão indicando que tal CP está isento de trinca a frio.

4.3.2. Testes de Soldagem

Para a avaliação comparativa da soldabilidade dos aços SAC 1 e SAC 2, foi realizada a soldagem com arame tubular (FCAW) semiautomática, utilizando o CO₂ como gás de proteção. Foram visados dois níveis de aporte de calor, comumente aplicados na indústria de estruturas, identificados nesse trabalho como sendo aporte baixo (~1,5 kJ/mm) e alto (~2,5 kJ/mm).

Os parâmetros de soldagem como corrente, tensão e velocidade de soldagem foram determinados em ensaios preliminares visando a maior taxa de deposição em função de cordões com bom aspecto superficial, baixos índices de respingos, boa penetração e, principalmente, ausência de defeitos obedecendo a critérios da norma AWS D1. 1 - 2008⁽¹⁴⁾, conforme tabela IV.5.

TABELA IV.5 – Parâmetros de soldagem.

	Aporte (kJ/mm)	Velocidade (mm/min)	Corrente (A)	Tensão (v)	Rendimento FCAW
BAC	~1,5	250 – 270	280 – 300	27 - 29	0,8
AAC	~2,5	190 - 210	350 - 370	28 - 30	0,8

Para melhor posicionamento dos entalhes dos corpos de prova Charpy-V na ZAC foram utilizadas juntas com 800 mm de comprimento, utilizado o chanfro ½ V com 30° de inclinação e 8,0 mm de abertura de raiz. Foi utilizado um *backing* metálico (do mesmo material do MB) e não foi utilizada face no nariz, conforme ilustrado na figura IV.2. A temperatura de preaquecimento e a temperatura de entre passes foi a mesma determinada nos ensaios Tekken descrito no item 4.2.1. Após os procedimentos de soldagem, foi realizado ensaio de ultrassom a fim de verificar a sanidade interna das juntas soldadas.

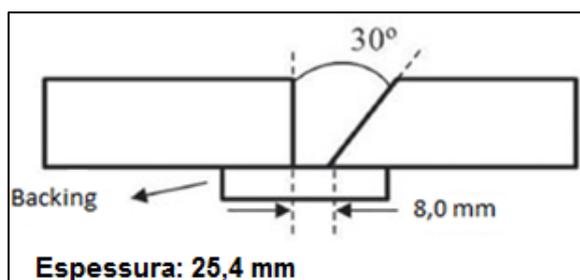


FIGURA IV.2 – Desenho esquemático para chanfro de soldagem.

4.3.3. Caracterização mecânica das juntas soldadas

a) Ensaio de tração das juntas soldadas

Para os ensaios mecânicos das juntas soldadas, a amostra soldada foi cortada conforme desenho estabelecido pela norma AWS D1.1 ⁽¹⁴⁾, mostrado na figura IV.3 que designa os critérios para retirada dos CPs de tração, dobramento e Charpy-V.

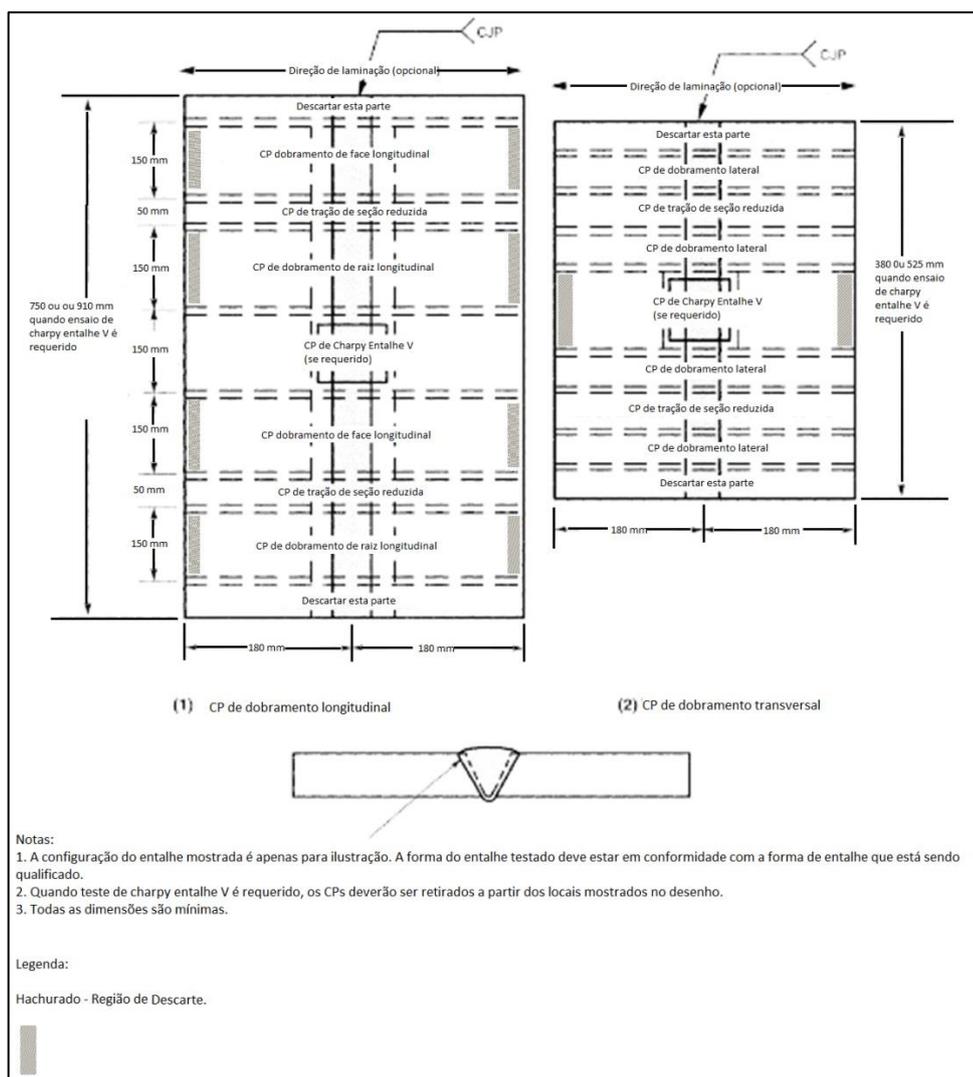


FIGURA IV.3 – Desenho esquemático para retirada dos CPs para os ensaios mecânicos das juntas soldadas. Adaptado de AWS ⁽¹⁴⁾.

Para o ensaio de tração das juntas soldadas foram retirados três corpos de prova do tipo retangular transversalmente ao cordão de solda. As dimensões foram

determinadas de acordo com a norma AWS D1.1-2008 ⁽¹⁴⁾, obedecendo ao desenho da figura IV.4 e as dimensões específicas na tabela IV.6.

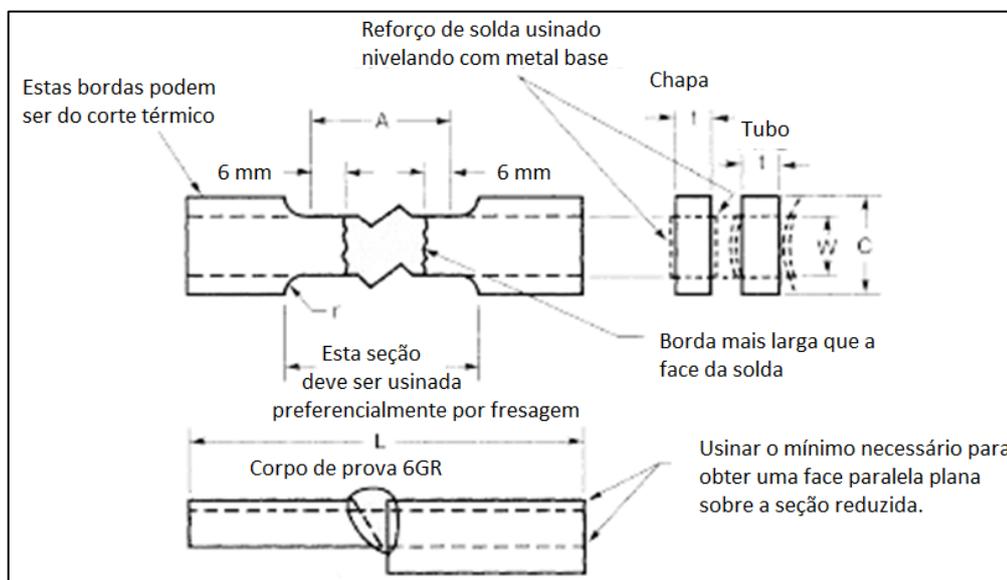


FIGURA IV.4 – Corpo de prova retangular para ensaio de tração ⁽¹⁴⁾.

O corpo de prova de tração teve sua parte útil usinada e as cabeças do corpo de prova ficaram com 2/3 do tamanho total do corpo de prova conforme determina a norma AWS D1.1-2008 ⁽¹⁴⁾.

TABELA IV.6 – Descrição e dimensões (mm) do corpo de prova de tração.

		Espessura nominal da chapa, E (mm)		
		$E \leq 25$	$25 < E < 38$	$E \geq 38$
A	Comprimento da seção reduzida	Face mais larga da solda + 12 mm, 60 mm		
L	Comprimento total mínimo.	Conforme equipamento de ensaio.		
W	Largura da seção reduzida	Min. 20 mm	Min. 20 mm	Min. 20 mm
C	Largura mínima das cabeças	$W + 12$ mm	$W + 12$ mm	$W + 12$ mm
t	Espessura do CP	E	E	E/n^f
r	Raio	12 mm	12 mm	12 mm

O ensaio foi realizado em uma máquina de ensaio de tração universal, eletromecânica, modelo Zwick[®] Z600, de 60 tf de capacidade, com extensômetro digital acoplado durante o ensaio até a ruptura do CP. A velocidade de ensaio utilizada segundo a norma ASTM A 370 e os dados do ensaio obtidos através do software TestXpert2[®].

b) Ensaio de Charpy-V das juntas soldadas

Foi feita a avaliação da tenacidade ao impacto Charpy-V das juntas soldadas a temperatura ambiente. Da mesma forma que no ensaio de tração das juntas soldadas, o corpo de prova foi retirado transversalmente ao cordão de solda.

A região de amostragem dos corpos de prova foi na ZAC, do lado reto do chanfro, a $\frac{1}{4}$ da espessura, com entalhe posicionado na linha de fusão (LF), linha de fusão mais 1 mm (LF1), linha de fusão mais 3 mm (LF3) e linha de fusão mais 5 mm (LF5), conforme ilustrado na figura IV.5. Para cada região amostrada, foi preparado um conjunto de três corpos de prova, conforme determinado pela norma ASTM E 23⁽⁴⁰⁾, na dimensão de 10 x 10 x 55 mm, com entalhe em V, com 2 mm de profundidade e acabamento de retífica, como demonstrado na figura IV.6 e na tabela IV.7.

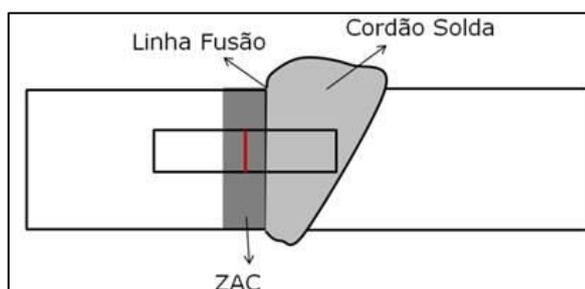


FIGURA IV.5 – Desenho esquemático do corpo de prova de charpy na junta soldada⁽⁴¹⁾.

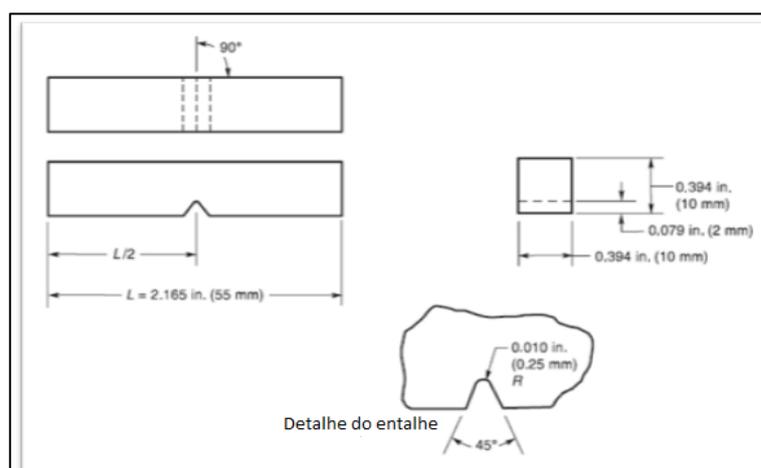


FIGURA IV.6– Desenho esquemático do dimensional dos corpos de prova de charpy. Adaptado de AWS⁽¹³⁾.

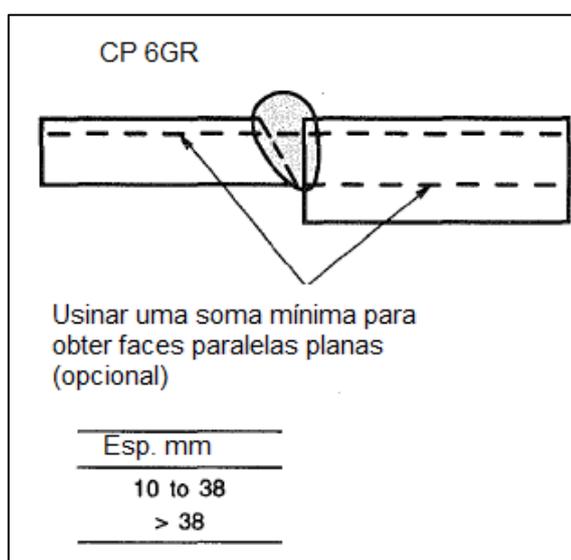
TABELA IV.7 – Tolerâncias dimensionais do corpo de prova de charpy.

Símbolo	Descrição
Comprimento do entalhe	$90^\circ \pm 2^\circ$
Lados adjacentes deverão ter	$90^\circ \pm 10'$
Cross section	$\pm 0,075$ mm
Comprimento do corpo de prova	55,0; +0; -2,5 mm
Centralização do entalhe	± 1 mm
Ângulo do entalhe	$45 \pm 1^\circ$
Raio do entalhe	$0,25 \pm 0,025$ mm
Profundidade do entalhe	$2 \pm 0,025$ mm
Acabamento superficial	2 μm R_a na face do entalhe e na face oposta. As outras duas faces 4 μm R_a

O ensaio de Charpy-V foi realizado á temperatura ambiente. A máquina de ensaio utilizada é modelo Zwick[®], com 750 J de capacidade, com leitura automática dos resultados de ensaio através do software TestXpert[®].

c) Ensaio de dobramento

O ensaio de dobramento foi feito com raio de 4 vezes a espessura do material e foi dobrado a 180°, utilizando o dobramento lateral, sendo preparado conforme a AWS D1.1⁽¹⁴⁾. As dimensões dos corpos de provas estão mostradas na figura IV.7.

FIGURA IV.7 – Desenho esquemático do CP de dobramento lateral. Adaptado de AWS⁽¹⁴⁾.

4.3.4. Simulação termodinâmica

Para a simulação termodinâmica foi utilizado o Software Thermocalc[®], versão de 2018, sendo obtidos os diagramas de equilíbrio e fração volumétrica para os aços SAC 2 e SAC 1, tendo o aço ASTM A36 como referência. Foram considerados os elementos químicos da tabela V.1 para realização do cálculo do diagrama. Para que seja realizada a simulação, o software utiliza um banco de dados com uma composição química conhecida. O banco de dados TCFE6 foi utilizado para a realização desta simulação.

Este software calcula a energia livre de Gibbs mínima para as fases mais estáveis, usando funções ajustadas de vários dados termodinâmicos experimentais como potencial químico, entalpias, contornos de fases e solubilidade de elementos ⁽⁴²⁾. O cálculo obtido pelo software pode ser utilizado para prever o comportamento real do aço.

4.3.5. Dilatometria

Foram realizados ensaios dilatométricos no equipamento Bähr DIL805 A/D, com corpos de prova de 4 x 10 mm (Diâmetro x Comprimento), sendo utilizada uma velocidade de aquecimento de 100°C/s para simular o ciclo térmico de soldagem, atingindo uma temperatura de pico de 1350°C.

A velocidade de resfriamento foi de 50°C/s, simulando o rápido ciclo térmico que ocorre na região de grãos grosseiros da ZAC (GGZAC) obtida no processo a arco. A velocidade de resfriamento foi escolhida com base na experiência do pessoal do Centro de Pesquisa da Usiminas para as condições experimentais usadas. Desta forma foram determinadas as temperaturas de Ac1 e Ac3 para os aços SAC 1 e SAC 2.

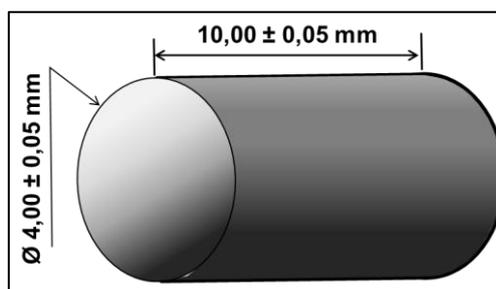


FIGURA IV.8 – Desenho esquemático do CP para ensaio de simulação dilatométrica.

4.3.6. Análise metalográfica

Com o objetivo de caracterizar a microestrutura da junta soldada (ZAC + MS), foi também realizado ensaio metalográfico na ZAC e na ZF via microscopia ótica (MO) utilizando uma preparação com lixamento em diferentes granulometrias finalizando com pasta de diamante de 3 e 1 μm e ataque de Nital 4% para a identificação dos constituintes.

O microscópio utilizado para as análises metalográficas foi um Zeiss[®] com aumento de 1000 vezes, também utilizado para medição da extensão da ZAC dos aços SAC 1 e SAC 2, utilizando também o software Axion Vision[®]. Também foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) e um espectroscópio de dispersão em energia (EDS) para caracterização química dos constituintes.

4.3.7. Mapeamento de dureza

O mapeamento de dureza do metal de solda (MS) e ZAC foi feito em escala Vickers, com carga de 3kgf, com um espaçamento de 0,35 mm entre as endentações e os resultados foram manipulados através do software MATLAB[®] para geração do mapa de dureza.

O equipamento utilizado para realização dos ensaios é um durômetro Future-Tech[®], automático, com penetrador de diamante.

Na tabela IV.8, são descritos os números de endentações realizadas para cada aporte de calor e material no MS e ZAC.

TABELA IV.8 – Número de endentações para mapeamento de dureza no MS e na ZAC dos aços SAC 1 e SAC 2 com baixo de alto aporte térmico (BAC e AAC respectivamente).

		SAC 1	SAC 2
MS	BAC	806	1200
	AAC	964	919
ZAC	BAC	902	996
	AAC	1186	1403

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Caracterização do metal base

Foram feitas as análises de caracterização do metal base para realização do estudo. A composição química, carbono equivalente e propriedades mecânicas de tração estão descritas nas tabelas V.1 e V.2 respectivamente.

TABELA V.1 – Composição química (% em massa) dos aços SAC 1 e SAC 2.

	C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Cr	N	Ceq
SAC 1	0,14	0,46	1,14	0,035	0,0020	0,037	0,09	0,20	0,0052	0,41
SAC 2	0,05	0,51	2,02	0,025	0,0013	0,037	0,09	0,19	0,0031	0,18

$$Ceq = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5^{(31)}$$

Na análise química observa-se uma diferença mais acentuada nos teores de carbono e silício. O aço SAC 1 tem um teor de carbono quase três vezes maior do que o aço SAC 2. No caso do silício, o aço SAC 2 tem praticamente o dobro do teor do aço SAC 1. O baixo teor de carbono do aço SAC 2 contribuiu para o seu menor valor de Ceq (0,18) enquanto que para o aço SAC 1, o Ceq vale 0,41.

TABELA V.2 – Propriedades mecânicas de tração dos aços SAC 1 e SAC 2.

	LE (MPa)	LR (MPa)	Along (%)
SAC 1	440	576	23
SAC 2	432	585	26

LE – Limite de escoamento, LR – Limite de resistência, Along – Alongamento.

As alterações na composição química dos dois aços não produziram diferenças significativas nas propriedades mecânicas dos dois aços.

A avaliação microestrutural destes dois aços é apresentada na figura V.1, onde, para o SAC 1, tem-se 79% de ferrita e 21% de perlita e, para o aço SAC 2, 91% de ferrita e 9% de perlita fina e/ou cementita. Com esta estrutura, o aço SAC 1 teve uma dureza de 147 HV5 e o aço SAC 2 uma dureza de 186 HV5.

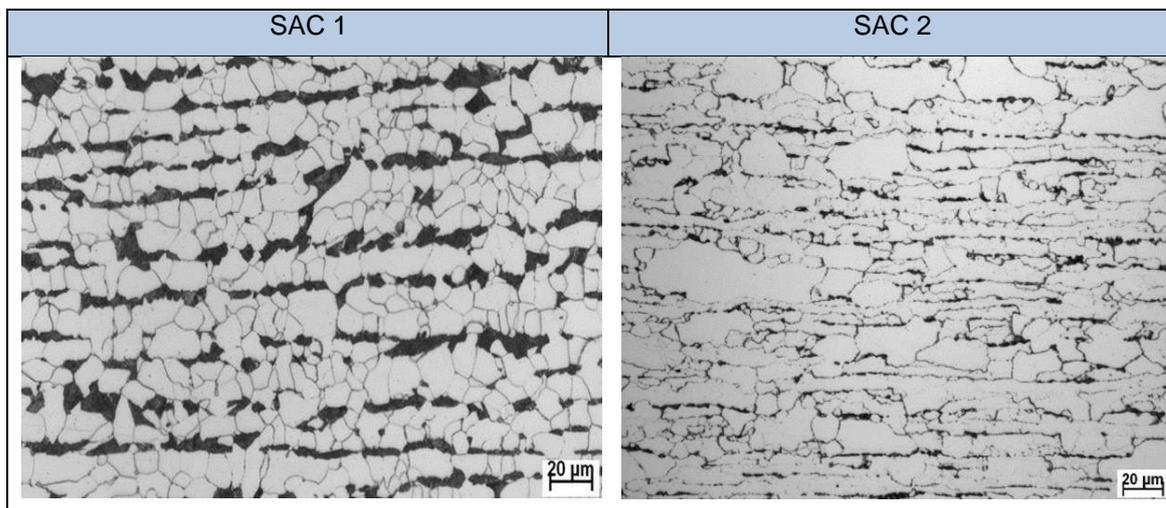


FIGURA V.1 – Microestrutura dos aços SAC 1 e SAC 2.

5.2. Temperatura de preaquecimento (Tekken)

Conforme comentado nos itens 3.3.1 e 4.2.1, o ensaio de Tekken avalia a susceptibilidade dos aços ao trincamento a frio, fornecendo a temperatura mínima de preaquecimento necessária para a soldagem.

O aspecto dos corpos de prova soldados pode ser visto nas figuras V.2 e V.3, nas quais é possível observar a superfície superior do cordão de solda e a superfície de fratura dos corpos de prova após o dobramento.



FIGURA V.2 – Aspecto geral dos cordões de solda e da superfície de fratura dos corpos de prova Tekken do aço SAC 1 de 25,4 mm de espessura soldados com preaquecimento de 50°C.



FIGURA V.3 – Aspecto geral dos cordões de solda e da superfície de fratura dos corpos de prova Tekken do aço SAC 2 de 25,4 mm de espessura soldados sem realização de preaquecimento.

Na tabela V.3 é possível observar a porcentagem do comprimento trincado em relação a raiz e a seção do cordão de solda. Os cordões de solda apresentam bom aspecto e estão isentos de defeitos como mordedura e falta de fusão. De forma geral, após o

dobramento, foram observadas trincas, identificadas pela região corroída pelo ácido, nos corpos de prova sem o emprego de preaquecimento nos dois aços avaliados.

Vale ressaltar que, no caso do aço SAC 1, também foram observadas trincas na região da raiz do cordão em todas as condições avaliadas, porém com extensões menores que 30% do comprimento total do cordão. Tal fato indica a necessidade de preaquecimento.

TABELA V.3 – Resultados do cálculo de porcentagem de trinca conforme procedimento descrito na norma JIZ Z 3158⁽³³⁾.

Aço SAC 1				
Corpo de Prova	Temperatura de preaquecimento (°C)	Porcentagem de trinca no cordão de solda (%)		U.R. Ar (%)
		Trinca de raiz	Trinca seção transversal	
350-A	Ambiente	75	0	61,9
350-B		100	0	62,0
350-C	50	25	0	62,9
350-D		25	0	63,9
350-E	75	25	0	62,8
350-F		25	0	63,0
Aço SAC 2				
Corpo de Prova	Temperatura de preaquecimento (°C)	Porcentagem de trinca no cordão de solda (%)		U.R. Ar (%)
		Trinca de raiz	Trinca seção transversal	
300-A	Ambiente	100	100	60,9
300-B		0	0	60,7
300-C	50	0	0	61,9
300-D		0	0	64,1
300-E	75	0	0	64,6
300-F		0	0	64,1

No entanto, observa-se que os resultados obtidos nesse ensaio são muito conservadores^{(37) (43)}, uma vez que:

- O ensaio é feito através de deposição de somente um cordão de solda, o que implica em inexistência do efeito de pós-aquecimento (revenimento) pelos passes subsequentes, que é a situação geralmente observada na prática;
- Devido a geometria de junta utilizada, tem-se um entalhe agudo na raiz do cordão, resultando em elevada concentração de tensões nessa região;
- A junta é de alta restrição, gerando tensões residuais de elevada magnitude.

Conforme Yurioka e Kasuya⁽³⁷⁾, existem métodos para correção do valor de preaquecimento. No entanto, no presente trabalho, optou-se por usar os resultados do ensaio sem levar em consideração esses aspectos. De acordo com os resultados obtidos no ensaio Tekken, pode-se concluir que os aços SAC 1 e SAC 2, soldados pelo processo a arco, com baixo aporte de calor em uma junta de alta restrição, apresentam susceptibilidade a ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio na temperatura ambiente, sendo necessário a realização de preaquecimento na temperatura de 50°C.

O Ceq do aço SAC 2 (0,18), menor que do aço SAC 1 (0,41), contribuiu para um percentual menor de trincas de raiz. Essa influência do Ceq na susceptibilidade à formação de trincas a frio induzidas por hidrogênio já é bem conhecida na literatura⁽⁴⁴⁾.

Para a soldagem dos aços SAC 1 e SAC 2 de espessuras maiores que 25,4 mm são recomendados a realização de novos estudos para a determinação da temperatura de preaquecimento.

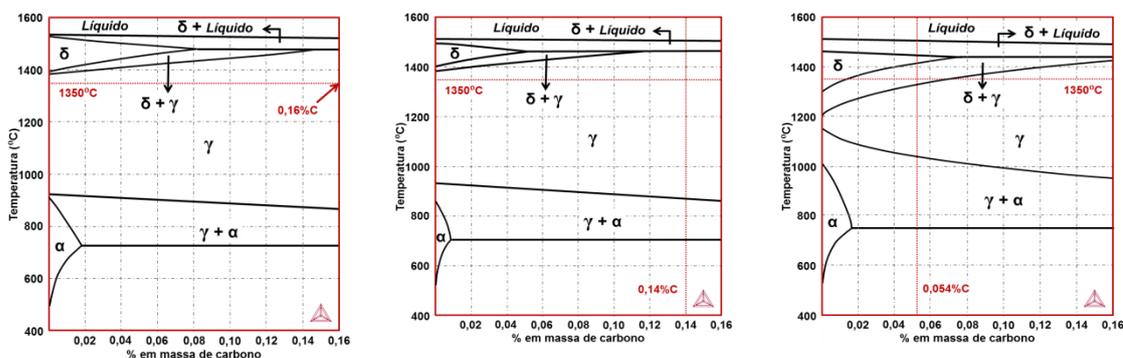
5.3. Simulação das temperaturas de transformação no equilíbrio termodinâmico via Thermocalc®

Na figura V.4 são apresentados os diagramas de equilíbrio para as composições dos aços ASTM A36, SAC 1 e SAC 2 respectivamente, obtidos por simulação no Thermocalc®. Nestes diagramas pode ser observado que a linha A1, relativa à transformação eutetóide, para o aço ASTM A36 está em aproximadamente 730°C.

Para o aço SAC 1 esta temperatura foi de aproximadamente 710°C enquanto que para o aço SAC 2 está a aproximadamente 745°C.

Nota-se também em relação a linha A3, que para o aço ASTM A36, a temperatura foi de 823°C. Para o aço SAC 1 foi de 875°C, enquanto que para o aço SAC 2 esta temperatura foi de 1035°C, indicando desta forma, que o campo bifásico para este aço é maior. Este comportamento é principalmente devido ao Si que é um elemento estabilizador da ferrita, como já era esperado, baseado na literatura ⁽⁴⁵⁾ ⁽⁴⁶⁾. O manganês para os dois aços, tem teores próximos e o carbono, que contribui para expansão do campo da γ , no aço SAC 2 é quase 1/3 do teor do carbono do aço SAC 1 – 0,05 contra 0,14 % em massa.

Observa-se que o campo de estabilidade apenas da austenita para o aço SAC 2 compreende temperaturas de ~1300 a 1035°C. Já o campo de coexistência da austenita e da ferrita do aço SAC 2, compreende um intervalo maior de temperaturas, entre 1035 e 750°C, enquanto o campo de estabilidade apenas da austenita para o aço SAC 1 é mais expandido, compreendendo temperaturas de aproximadamente 1480 a 875°C.



ASTM A36	SAC 1	SAC 2
C = 0,16%	C = 0,14%	C = 0,05%
Si = 0,014%	Si = 1,14%	Si = 2,02%
Mn = 0,58%	Mn = 1,31%	Mn = 0,507%
A1 = 730°C	A1 = 710°C	A1 = 745°C
A3 = 823°C	A3 = 875°C	A3 = 1035°C

FIGURA V.4 – Diagramas de equilíbrio dos aços ASTM A36, SAC 1 e SAC 2.

Uma outra análise que se pode fazer no diagrama de equilíbrio da figura V.5, no aço SAC 2, é a possibilidade da formação de ferrita delta em elevadas temperaturas. Espera-se, assim, a formação dessa fase durante a soldagem em regiões da zona afetada pelo calor próximas à linha de fusão, existindo a possibilidade de que alguma quantidade dessa permaneça após o resfriamento. Segundo a literatura ⁽⁴⁷⁾ ⁽⁴⁸⁾, devido a sua formação intragranular, a presença da ferrita delta provoca a redução da tenacidade da junta soldada e, portanto, entender os mecanismos de sua formação são de grande importância para a aplicação dos aços com elevado silício. Possíveis efeitos deste aspecto serão avaliados na análise metalográfica das soldas (seção 5.5.3).

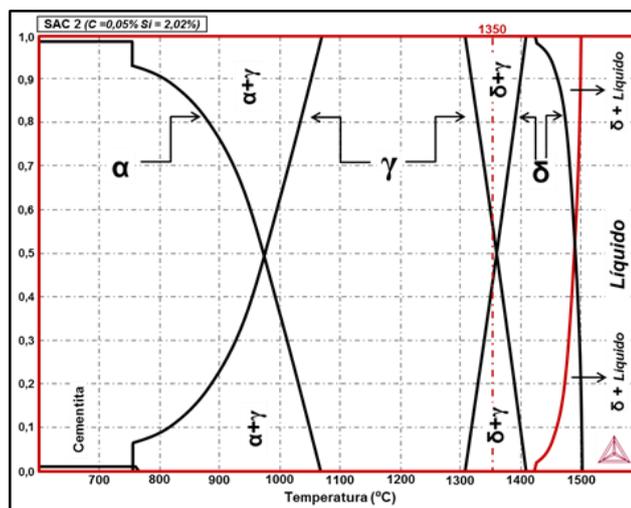


FIGURA V.5 – Fração molar das diferentes fases formadas durante o resfriamento do aço SAC 2 no equilíbrio e diagrama de equilíbrio evidenciando a região de formação de ferrita delta.

Na figura V.6 observa-se a fração molar das diferentes fases formadas durante o resfriamento dos aços ASTM A36 e SAC 1.

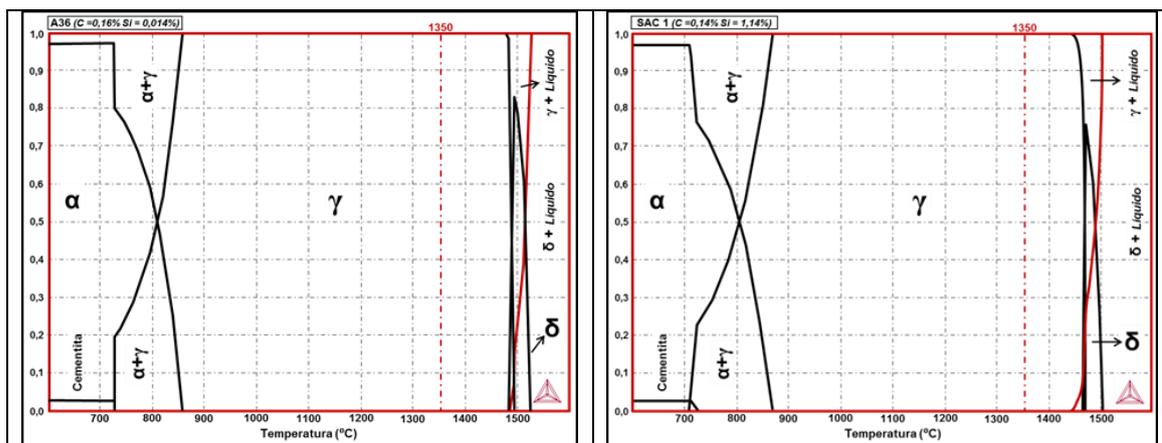


FIGURA V.6 – Fração molar das diferentes fases formadas durante o resfriamento dos aços ASTM A36 e SAC 1.

No gráfico da figura V.7, pode-se observar sobrepostas as regiões de estabilidade da austenita dos três aços, sendo possível observar que para o aço SAC 2 essa região é bem menor.

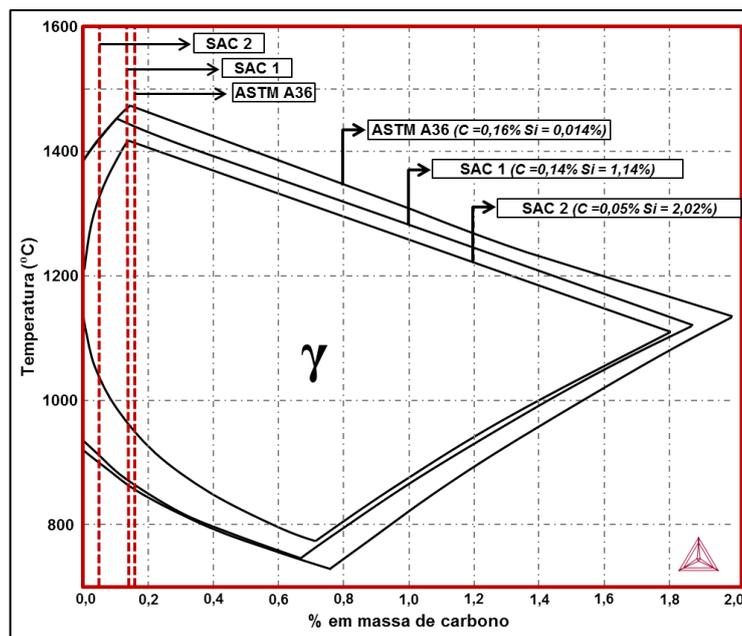


FIGURA V.7 – Influência do silício (SAC 2) na extensão do campo austenítico (γ).

Em relação às regiões da ZAC, pode-se também concluir, com mostrado nas figuras V.8 e V.9, que o tamanho das regiões GGZAC e GRZAC devem ser maiores para o aço SAC 1 com base na comparação entre os diagramas de equilíbrio. Este aspecto também será discutido na análise microestrutural da ZAC (seção 5.5.3 b).

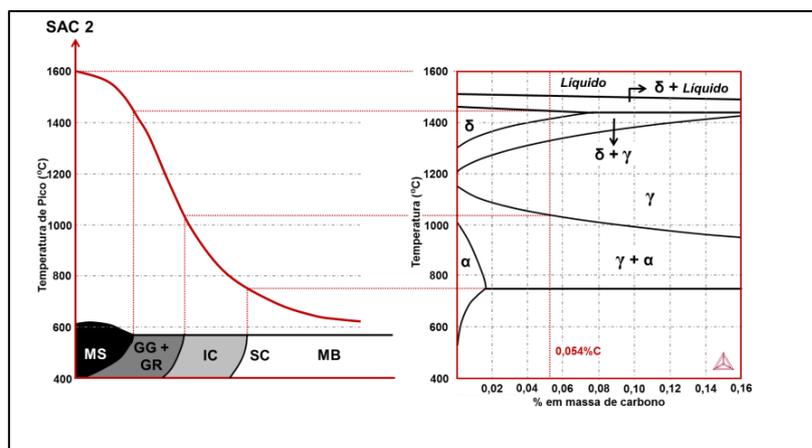


FIGURA V.8 – Regiões da ZAC em função do diagrama de equilíbrio do aço SAC 2.

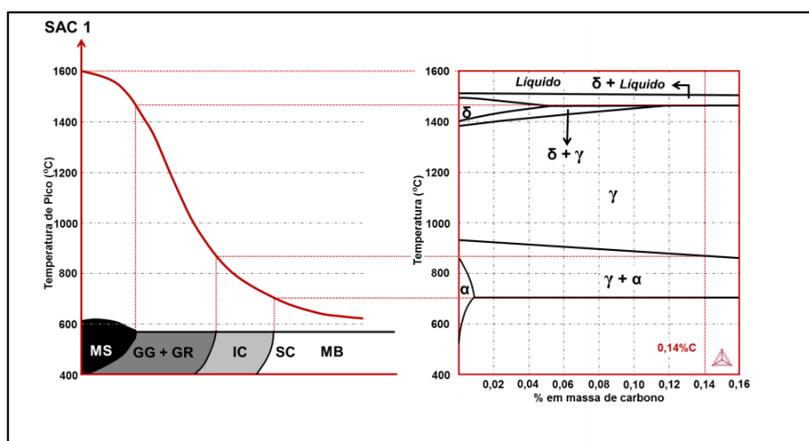


FIGURA V.9 – Regiões da ZAC em função do diagrama de equilíbrio do aço SAC 1.

5.4. Determinação das temperaturas de transformação na GGZAC por dilatometria

Em condições reais de soldagem, ou seja, fora da idealidade termodinâmica, existe a possibilidade de que nem toda ferrita delta formada em elevadas temperaturas se reverta em austenita durante o resfriamento contínuo da junta soldada. Dessa forma, foram realizados ensaios dilatométricos com elevada taxa de aquecimento (100°C/s) e de resfriamento (50°C/s) para simular a formação da GGZAC de uma junta de baixo aporte de calor para analisar a formação da microestrutura da GGZAC, incluindo a formação e evolução da ferrita delta (seção 4.3.5).

As alterações do comprimento de um dos corpos de prova ensaiados são mostradas nas figuras V.10 e V.11. Com relação ao estágio de aquecimento, figura V.10, quando a temperatura atinge o início de austenitização ($Ac_1 = 731^\circ\text{C}$), há a variação nas dimensões do corpo de prova, devido a transformação gradual da microestrutura do metal base (ferrita/perlita) em austenita. Com o aumento contínuo da temperatura, é finalizada a transformação austenítica em 1097°C , bem superior a temperatura Ac_3 comumente observada para os aços carbono comuns. Além disso, em temperaturas próximas de 1271°C , observa-se uma mudança na curva marcando possivelmente a formação de ferrita delta.

A tendência de expansão acima dessa temperatura sugere que iniciou, possivelmente, a transformação da austenita em ferrita delta. A elevada variação observada na dilatação no campo de formação da ferrita delta, superior a 1271°C , esta associada a alta taxa de aquecimento utilizada e sua alta temperatura de transformação, dois motivos que dificultam extrair informações precisas do ensaio dilatométrico e, dessa forma, determinar com exatidão a temperatura de início de formação da ferrita delta.

Observa-se que a variação do comprimento do CP continua para temperaturas maiores que 1271°C , sugerindo que a formação da ferrita delta continua ocorrendo para temperaturas superiores a 1350°C (máxima temperatura atingida no ensaio dilatométrico realizado nesse trabalho).

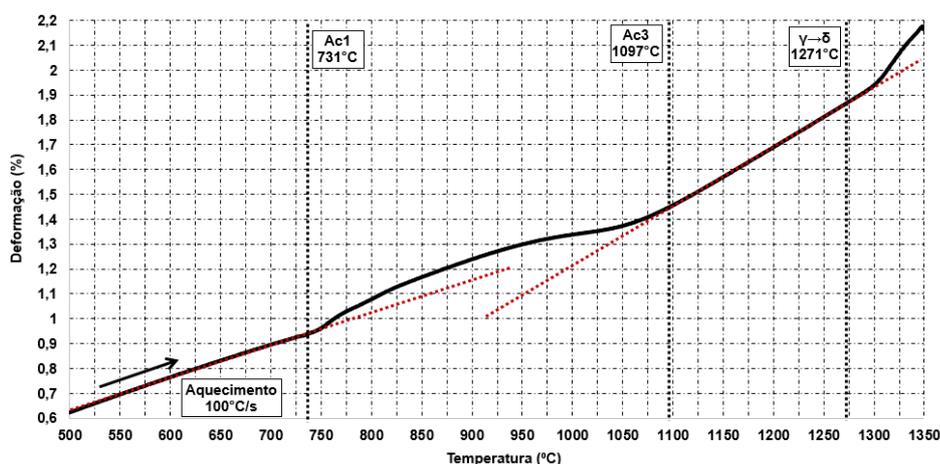
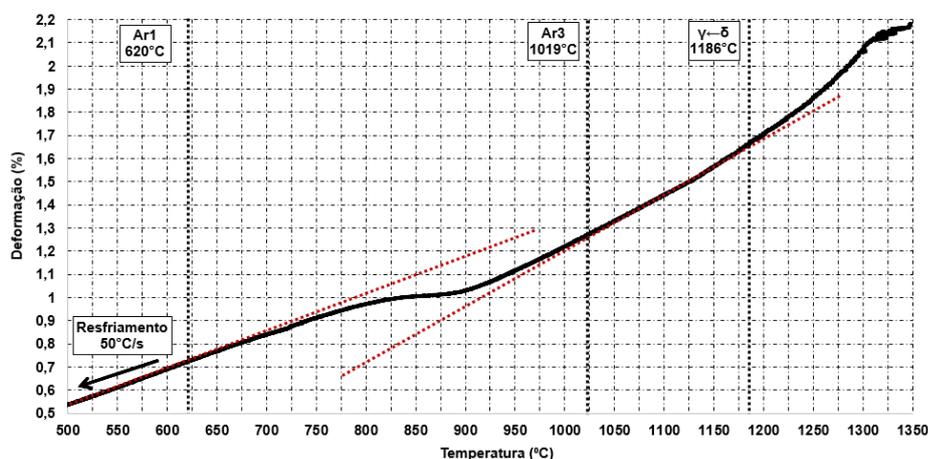


Figura V.10 – Curvas dilatométricas durante o aquecimento a 100°C/s do aço SAC 2.

Na figura V.11 é apresentada a curva dilatométrica durante o resfriamento realizado a 50°C/s. Observando as variações dimensionais que ocorrem durante o resfriamento contínuo em elevadas temperaturas, é possível inferir que ferrita delta formada durante o aquecimento pode estar se transformando em austenita.

Conforme observado no aquecimento, como não há um ponto exato de inflexão na curva dilatométrica, a determinação exata da temperatura em que termina a reversão de ferrita delta para austenita também não é possível. Aparentemente a 1186°C não há mais a decomposição da ferrita para austenita, porém não é possível determinar se toda essa fase foi consumida. A austenita inicia (Ar3) e finaliza (Ar1) a sua transformação em 1019°C e 620°C, respectivamente. É importante enfatizar que, como a decomposição da ferrita delta em austenita é controlada pela difusão, o resfriamento relativamente rápido durante a soldagem pode prevenir a transformação completa da ferrita delta em austenita como previsto pela modelagem termodinâmica (figura V.4). Assim, alguma ferrita delta pode permanecer retida na ZAC após o resfriamento a temperatura ambiente.



(a) Resfriamento a 50°C/s.

Figura V.11 – Curvas dilatométricas durante o resfriamento a 50°C/s do aço SAC2.

Com base nos dados de dilatometria é possível estimar a extensão das diferentes regiões da ZAC e realizar uma comparação entre os dois aços, conforme mostrado na tabela V.4. É possível estimar que a extensão da GG + GRZAC do aço SAC 1 é maior que a das mesmas regiões do aço SAC 2 em uma proporção de aproximadamente 1,4 vezes. Em contrapartida, pode-se observar também que a ICZAC do aço SAC 2 é

maior que do aço SAC 1. Esta possibilidade foi avaliada na análise da microestrutura da ZAC e será apresentada no item 5.4.3.

TABELA V.4 – Estimativa da extensão das diferentes regiões da ZAC com base nos resultados dilatométricos.

Região de Grãos Grosseiros - GGZAC	1400 - 1100°C
Região de Grãos Refinados - GRZAC	1100°C - A3
Região Intercrítica - ICZAC	Ac3 - Ac1
GG + GRZAC SAC 1	GG + GRZAC SAC 2
$\Delta T \sigma^\circ \sim 1400 - 941^\circ\text{C} \sim 459^\circ\text{C}$	$\Delta T \sigma^\circ \sim 1400 - 1074^\circ\text{C} \sim 326^\circ\text{C}$
$\Delta T \%^\circ \sim 1400 - 934^\circ\text{C} \sim 466^\circ\text{C}$	$\Delta T \%^\circ \sim 1400 - 1063^\circ\text{C} \sim 337^\circ\text{C}$
ICZAC SAC 1	ICZAC SAC 2
$\Delta T \sigma^\circ \sim 729 - 941^\circ\text{C} \sim 212^\circ\text{C}$	$\Delta T \sigma^\circ \sim 742 - 1074^\circ\text{C} \sim 332^\circ\text{C}$
$\Delta T \%^\circ \sim 758 - 934^\circ\text{C} \sim 176^\circ\text{C}$	$\Delta T \%^\circ \sim 748 - 1063^\circ\text{C} \sim 315^\circ\text{C}$

5.5. Soldagem

Foram soldadas juntas dos dois aços através do processo FCAW em dois níveis de aporte de calor, sendo BAC – Baixo Aporte de Calor (1,5 kJ/mm) e AAC – Alto Aporte de Calor (2,5 kJ/mm). Em todas as juntas de ambos os aços, foram realizados ensaios não destrutivos por ultrassom e não foram detectadas descontinuidades internas, ratificando que os procedimentos aplicados foram adequados para soldagem dos aços em questão. Também não foram encontradas dificuldades operacionais para soldagem dos aços de elevado teor de Si.

5.5.1. Análise macroestrutural das juntas soldadas

Na figura de V.12, podem ser observadas a disposição dos passes de solda nas juntas dos aços SAC 1 e SAC 2. Confirmando a avaliação não destrutiva, não foram observadas trincas, mordeduras, falta de fusão na região de solda.

Para as juntas do aço SAC 1 pode se observar mais claramente as regiões da ZAC revenidas pelos passes subsequentes. Além disso, também é possível perceber que

as juntas soldadas com BAC apresentam uma maior quantidade dessas regiões em relação a ZAC da junta AAC.

Na tabela V.5 são mostrados os números de passes aplicados nas juntas dos aços utilizados neste trabalho. Como esperado, o aumento do aporte de calor favoreceu, para os dois aços, a redução do número de passes e de camadas de solda.

TABELA V.5 – Número de passes e camadas aplicados na soldagem dos aços SAC 1 e SAC 2.

		SAC 1	SAC 2
BAIXO APORTE	Nº Passes	17	18
	Nº Camadas	7	7
ALTO APORTE	Nº Passes	12	12
	Nº Camadas	5	5

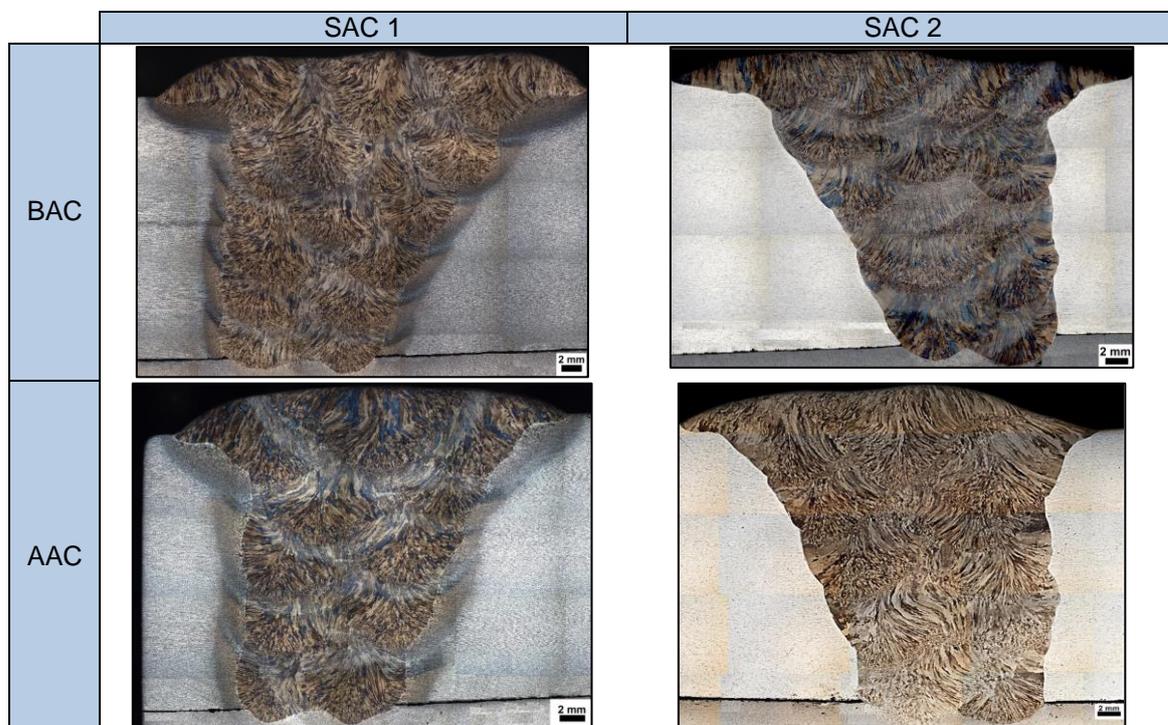


FIGURA V.12 – Aspecto macroestrutural da junta soldada dos aços SAC 1 e SAC 2 com BAC e AAC.

5.5.2. Análise metalográfica do metal de solda

Para análise metalográfica, foi utilizada a lista abaixo para identificação dos constituintes:

FA – Ferrita acicular;

FP – Ferrita proeutetóide;

FQ – Ferrita quase poligonal;

P – Perlita fina e

IN – Inclusão não metálica.

Foi utilizado o mesmo consumível de soldagem e o mesmo aporte térmico para a confecção de todas as juntas, tanto do aço SAC 1 quanto do aço SAC 2. Além disso, a diluição nos diversos passes de soldagem foi, em geral, relativamente baixa. Dessa forma, de maneira geral, qualitativamente, foram observados os mesmos microconstituintes no cordão de solda das juntas soldadas com BAC e AAC para os dois aços em questão. Sendo assim, será apresentada apenas a caracterização do metal de solda da junta soldada com AAC do aço SAC 1

Qualitativamente foi observado, como pode ser visto na figura V.13, na região não reauecida por passes subsequentes (região não reauecida, evidenciada nos mapas de dureza), ferrita acicular (FA) como o microconstituente predominante e uma quantidade reduzida de ferrita de contorno de grão (FC).

A formação significativa de FA está associada a presença de inclusões não metálicas (IN) que atuam como pontos de nucleação heterogênea destes constituintes que formam durante uma taxa de resfriamento relativamente alta. A FA possui um pequeno tamanho de grão e uma elevada densidade de deslocamentos em relação a FP ⁽⁴⁹⁾.

As temperaturas nas regiões reauecidas são suficientes, nos casos avaliados, não somente para decompor a FA, formar a FP e FQ, mas também para favorecer o crescimento de grão desses novos microconstituintes formados.

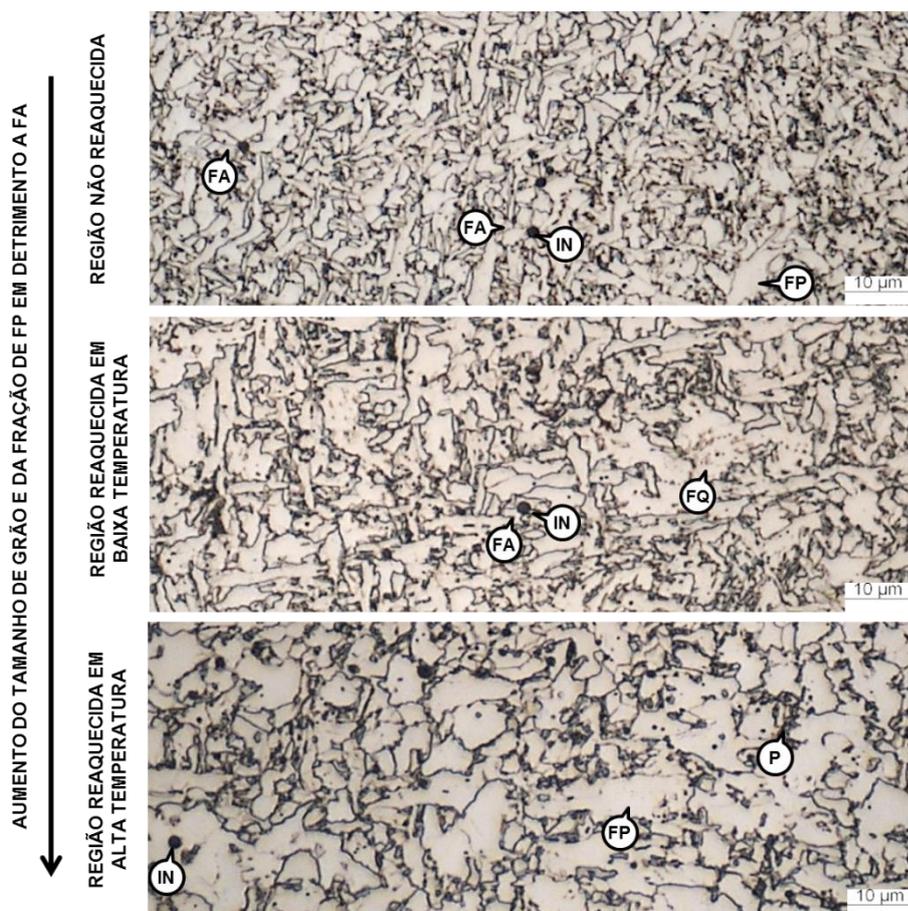


FIGURA V.13 – Diferentes regiões do metal de solda evidenciando os microconstituintes FA, FP, FQ e IN.

O ciclo térmico de passes subsequentes provoca a formação de austenita com a consequente eliminação de FA e durante o resfriamento, a formação de FP (em algumas regiões também são observados a formação de perlita fina-P). Essa decomposição é proporcional ao número de regiões reaquecidas (número de passes de solda) por um ou até por mais de um passe de solda.

5.5.3. Análise metalográfica da ZAC

Os aços utilizados na realização deste trabalho têm o Si como principal elemento de liga que proporciona a resistência a corrosão atmosférica, no caso do aço SAC 1, e a corrosão marinha no caso do aço SAC 2. As principais particularidades entre estes dois aços, com relação às transformações de fase na ZAC, podem ser atribuídas especialmente às diferenças dos teores de carbono e silício.

A influência do carbono na transformação de fase e nas propriedades da ZAC já é relatado na literatura por diversos pesquisadores ⁽¹⁵⁾ ⁽¹⁶⁾. Este, basicamente, influencia na formação de microestruturas de baixas temperaturas de transformação e na estabilidade da microfase MA, especialmente na região de grãos grosseiros da ZAC (GGZAC) afetando negativamente a tenacidade Charpy-V, a tenacidade à fratura e a susceptibilidade a ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio.

Já a influencia do Si nas transformações e propriedades da ZAC de um aço estrutural, é pouco reportada na literatura. É conhecido que o Si é um poderoso endurecedor por solução sólida da ferrita ⁽²⁰⁾ ⁽⁵⁰⁾, como também será corroborado neste trabalho na seção 5.5.4. Além disso, o Si é um poderoso estabilizador da ferrita provocando a elevação significativa da temperatura A3 ⁽²⁰⁾ levando a uma a redução do campo austenítico, como comprovado pelos resultados das análises realizadas via Thermocalc[®] e via dilatométrica do aço SAC 2 apresentados nas seções 5.2 e 5.3 do presente trabalho.

Também é conhecido que elevando-se os teores de Si é possível favorecer o efeito TRIP além de alterar significativamente a energia de falha de empilhamento da ferrita ⁽²⁰⁾. Além disso, em alguns poucos trabalhos, foi evidenciado que o Si também favorece a formação de ferrita δ ⁽⁵¹⁾. Nas análises via Thermocalc[®] foi previsto que tal constituinte irá formar na GGZAC do aço SAC 2 (ver seção 5.3).

Para análise metalográfica da ZAC, foi utilizada a seguinte nomenclatura:

FC – Ferrita proeutetóide de contorno de grão;

FP – Ferrita proeutetóide poligonal;

FSA – Ferrita com segunda fase alinhada;

FSN – Ferrita com segunda fase não alinhada;

M – Martensita;

P – Perlita fina;

2F – Segunda fase formada nos aços SAC 2;

P' – Perlita esboroadada;

F – Ferrita formada intercriticamente no aço SAC 2;

a) Análise metalográfica da ZAC do aço SAC 1

Para análise qualitativa das transformações microestruturais na ZAC do aço SAC 1, foi feita a caracterização da ZAC na região da última camada de solda, a qual não foi reaquecida por passes subsequentes. Para as duas condições de soldagem, BAC e AAC, foram observados os mesmos microconstituintes, diferindo basicamente em relação ao tamanho de grão da austenita prévia ($C\gamma$) na GGZAC e na ZAC.

GGZAC – Figuras V.14 e V.15: Qualitativamente observa-se que o tamanho de grão da austenita prévia ($C\gamma$) da junta AAC são maiores que o $C\gamma$ da junta BAC. Para as duas juntas em questão, observa-se uma maior quantidade de ferrita com segunda fase e, em menor quantidade, martensita.

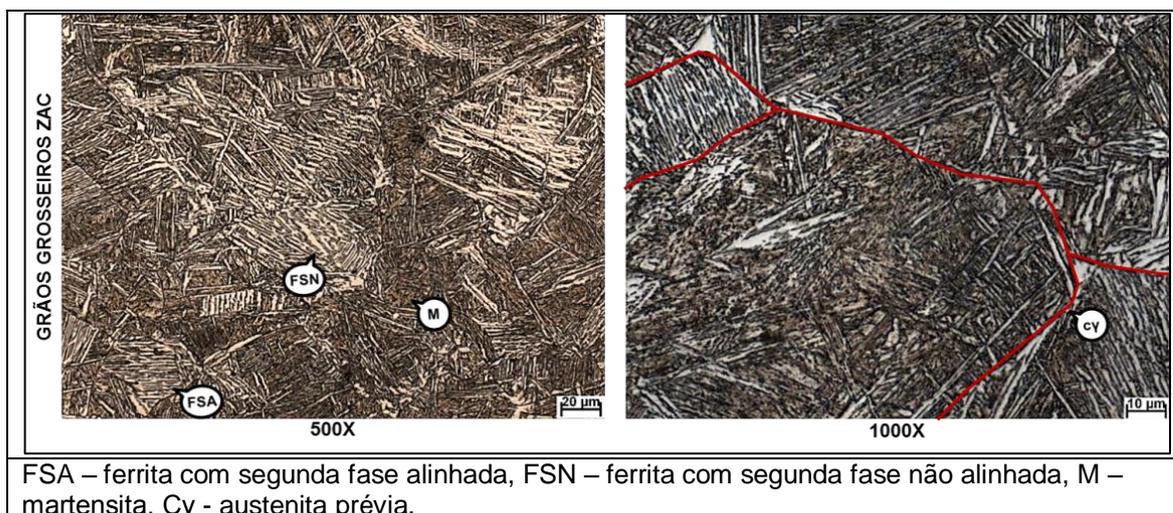


FIGURA V.14 – Região GGZAC do aço SAC 1 com baixo aporte de calor.



FIGURA V.15 – Região GGZAC do aço SAC 1 com alto aporte de calor.

GRZAC – Figuras V.16 e V.17: Aparentemente a martensita (M) não está presente nesta região. Devido a menor temperatura de pico (entre Ac3 e 1100°C) essa região apresenta um menor tamanho de grão austenítico quando comparada com a GGZAC. Há uma quantidade considerável de ferrita proeutetóide (FP) e, em menor quantidade a FS. Em algumas regiões há a formação de perlita fina (P). Não foram observadas diferenças significativas destas regiões entre as juntas BAC e AAC.

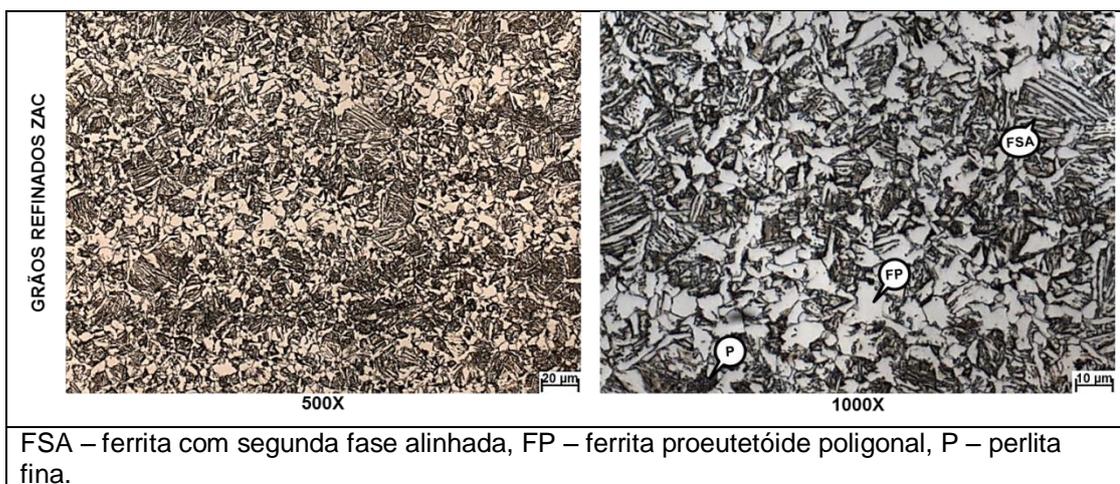


FIGURA V.16 – Região GRZAC do aço SAC 1 com baixo aporte de calor.



FIGURA V.17 – Região GRZAC do aço SAC 1 com alto aporte de calor.

ICZAC / SCZAC – Figuras V.18 e V.19: A região do aço SAC 1 reauecida intercriticamente (ICZAC) apresenta a decomposição parcial da microestrutura, além de manter o bandeamento entre os microconstituintes ferrita e perlita do material.

Durante o resfriamento, a “nova” austenita formada transforma em microconstituintes, nesse caso perlita fina (P') e ferrita, com tamanho de grão menor do que os observados no metal base original. Já a região subcrítica, de difícil distinção da região intercrítica, não apresenta mudanças microestruturais significativas que possibilitem a visualização. Nessa região, segundo a literatura ⁽⁵²⁾ ocorre a esferoidização de algumas regiões ricas em perlita.

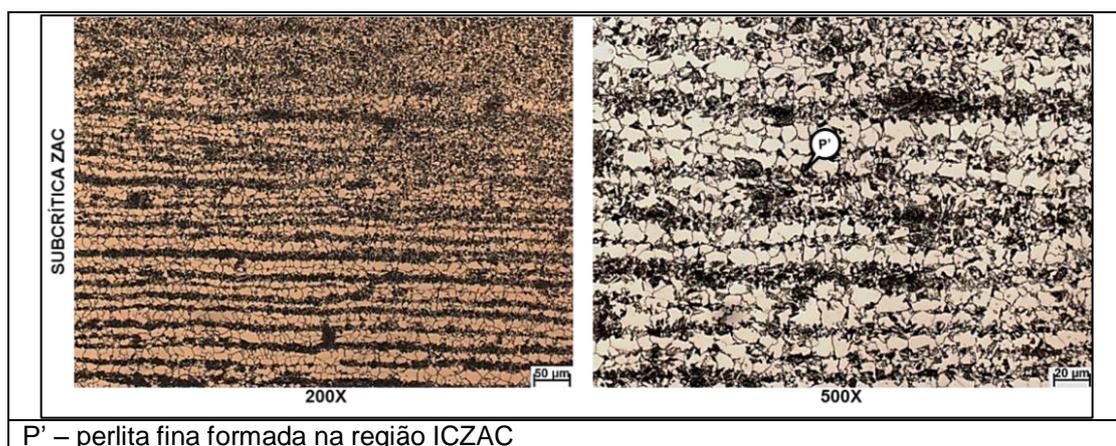


FIGURA V.18 – Região ICZAC do aço SAC 1 com baixo aporte de calor.

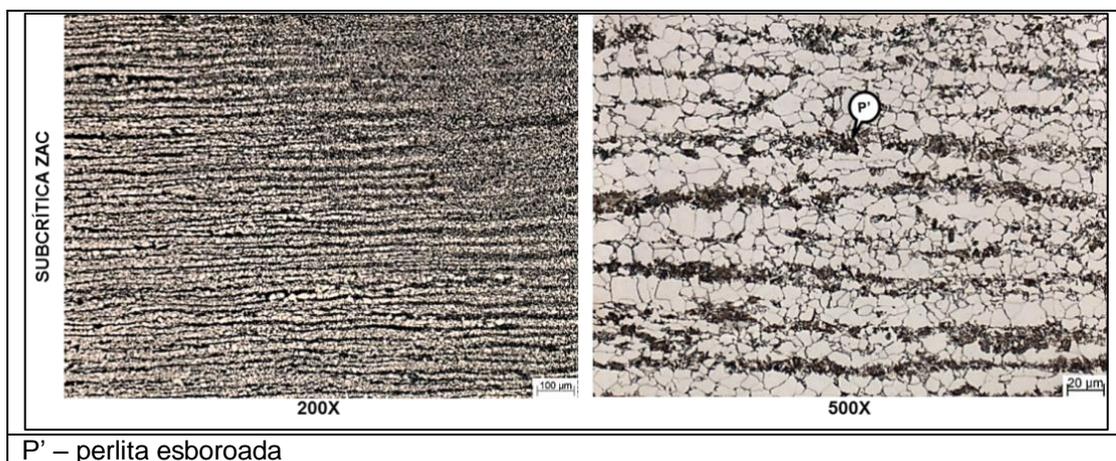


FIGURA V.19 – Região ICZAC do aço SAC 1 com alto aporte de calor.

Na região da ZAC reaquecida por ciclos térmicos devido a deposição de passes subsequentes, figura V.20, observa-se que regiões da GGZAC expostas a temperaturas superiores a A1 ocorre a decomposição da martensita e a formação perlita e ferrita proeutetóide poligonal e de contorno de grão.

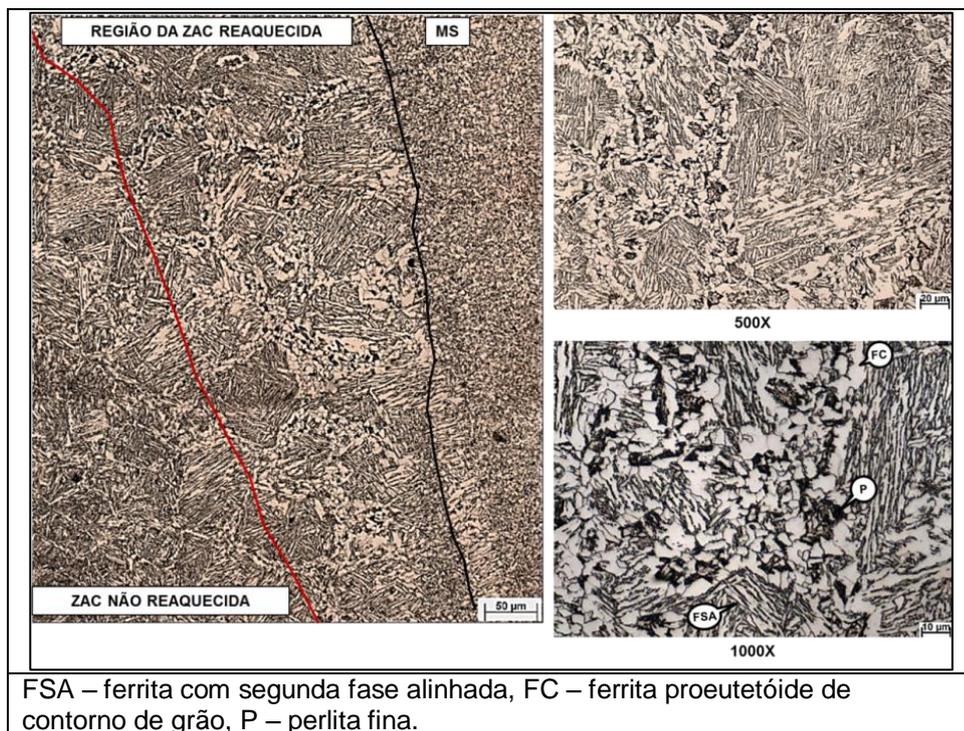


FIGURA V.20 – Região reaquescida da ZAC do aço SAC 1 com baixo aporte de calor.

b) Análise metalográfica da ZAC do aço SAC 2

Para análise qualitativa das transformações microestruturais na ZAC do aço SAC 2, foi feita a caracterização da ZAC na região da última camada de solda, a qual não foi reaquescida por passes subsequentes. Para as duas condições de soldagem, BAC e AAC, foram observados os mesmos microconstituintes. Diferentemente do aço SAC 1, não foi observado diferença em relação ao tamanho de grão da austenita prévia ($C\gamma$) na GGZAC.

GGZAC – Figuras V.21 e V.22: São apresentadas as microestruturas do aço SAC 2. O microconstituinte de maior tamanho de grão e, qualitativamente de maior fração, é a ferrita alfa (α) e nos contornos, em pequena quantidade observa-se perlita fina (p) e agulhas indicando possível ferrita delta (2F) que não sofreu decomposição em austenita durante o resfriamento⁽⁴⁸⁾.

Além destes constituintes, observa-se a presença de um constituinte semelhante a ferrita de segunda fase (FS). Em algumas FP é possível observar finos contornos internos que estão sendo considerados como possíveis contornos de subgrãos (C α). Por fim, observam-se finos precipitados no interior dos grãos de ferrita proeutetóide. Não foram observadas diferenças significativas dessas regiões entre a junta BAC e AAC.

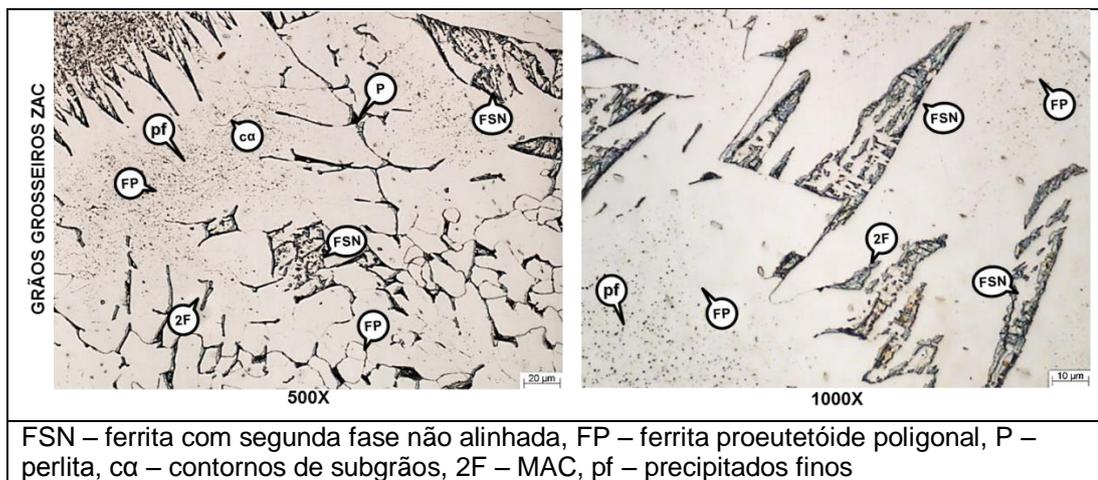


FIGURA V.21 – Região GGZAC do aço SAC 2 com baixo aporte de calor.

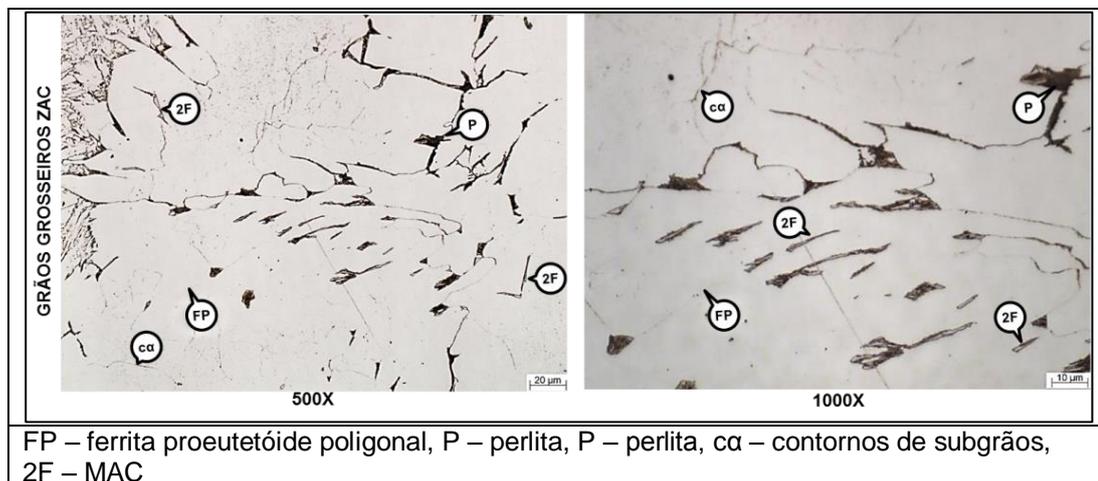


FIGURA V.22 – Região GGZAC do aço SAC 2 com alto aporte de calor.

Na figura V.23 é possível observar o aspecto, via microscopia eletrônica de varredura (MEV), dos precipitados finos presentes no interior e nos contornos da ferrita alfa. Os precipitados são extremamente finos, aparentemente na forma de placas com a maior

dimensão inferior a 1 micrometro. Desta forma, mesmo utilizando uma tensão baixa (5 kV) não foi possível inferir informações de sua composição por EDS. Com base na literatura, sugere-se que sejam carbonetos de Hägg⁽⁵³⁾. Estes são carbonetos muito formados em lugar da cementita devido ao atraso na sua formação causado pela presença do silício.

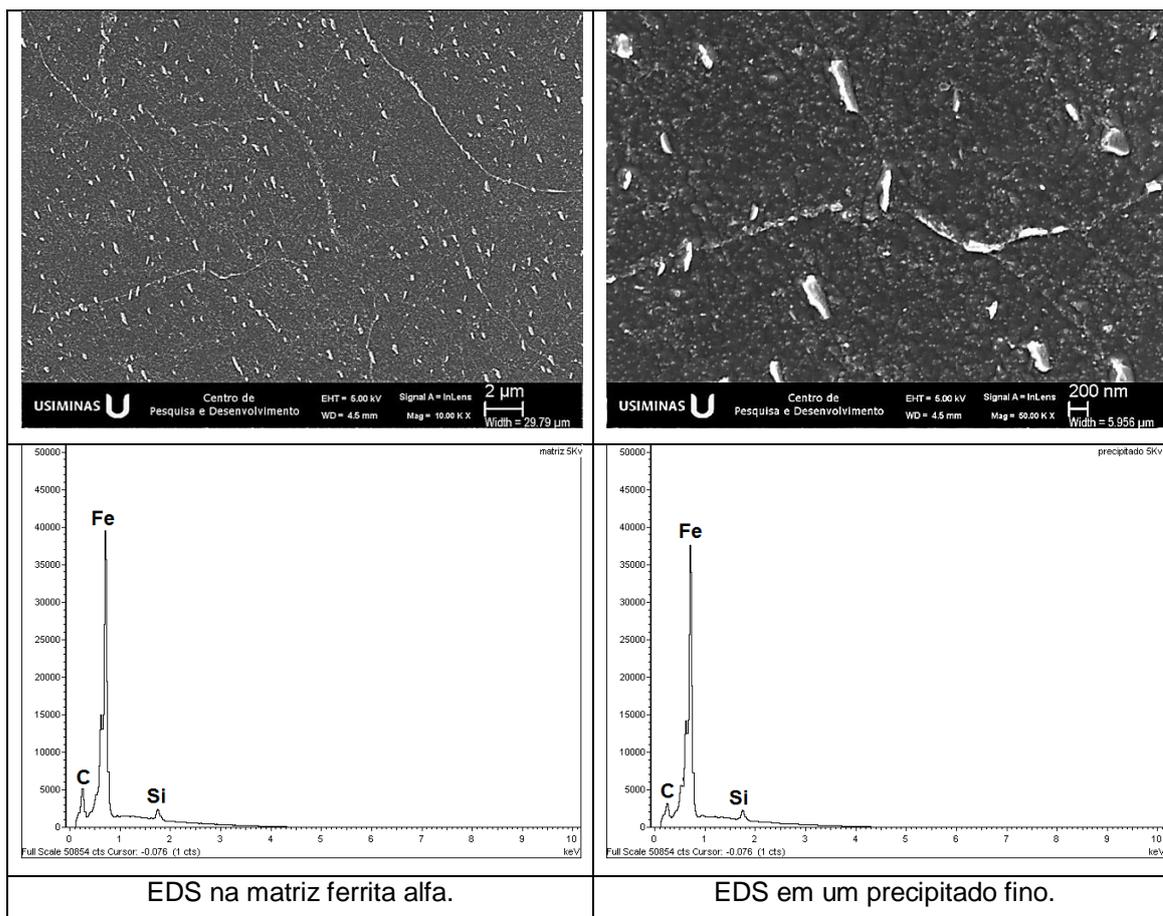


FIGURA V.23 – MEV e EDS realizados na GGZAC do aço SAC 2, para análise dos precipitados finos – pf.

Através da dilatometria (seção 5.3) é possível inferir que ocorreu a formação da ferrita delta durante o aquecimento e, durante o resfriamento, até a temperatura ambiente, não é possível concluir que essa fase se transformou completamente em austenita. Analisando a morfologia do constituinte em forma de placas presente entre os contornos da ferrita alfa, observadas nas imagens via MO, figuras V.21 e V.22 e MEV/EDS, figuras V.24 e V.25, acredita-se que esse constituinte possa ser formado por ferrita delta residual. Outra hipótese seria que esse constituinte seja região de martensita-austenita retida (MA).

Ambos constituintes podem ser formados pelas condições impostas pelos ciclos térmicos de soldagem para a GGZAC. Ambos podem, também, contribuir para fragilizar a ZAC⁽⁵⁴⁾. Sendo assim, as análises realizadas nesse trabalho não permitem concluir com exatidão se a segunda fase observada é de fato ferrita delta, MA ou eventualmente, os dois constituintes.

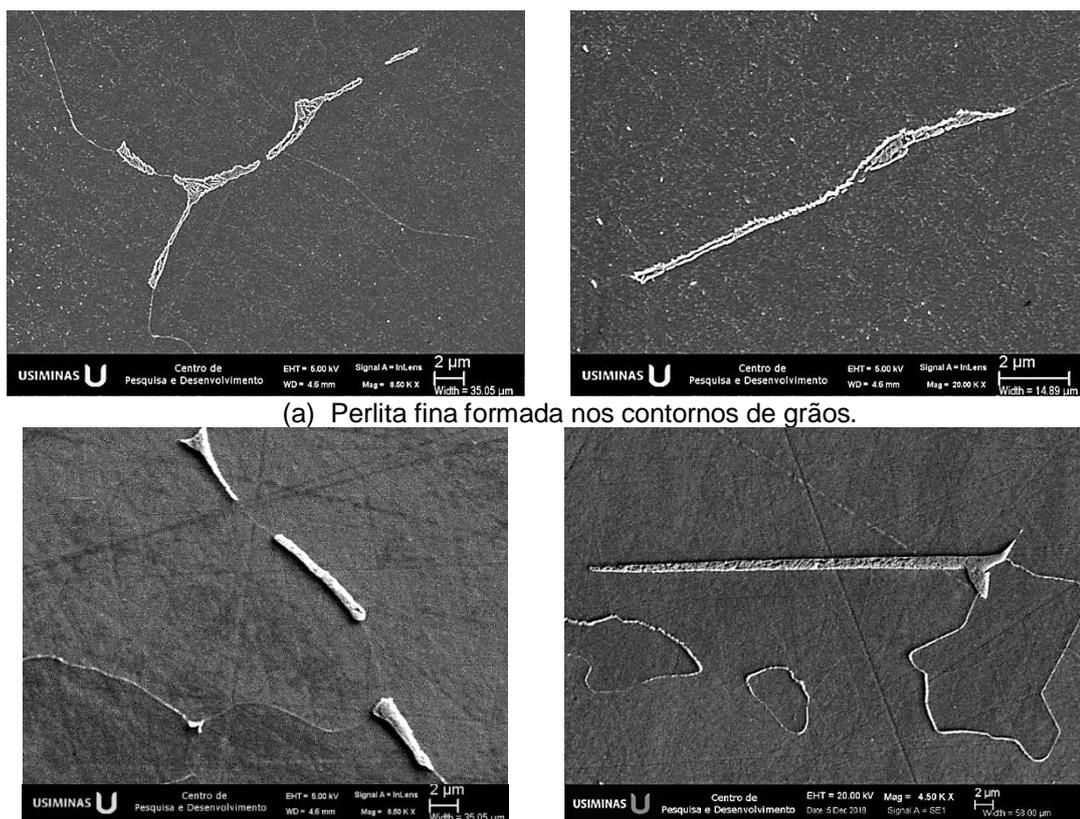


FIGURA V.24 – Perlita fina formada nos contornos de grãos (a) e Segunda fase nos contornos da austenita previa possivelmente ferrita delta (b).

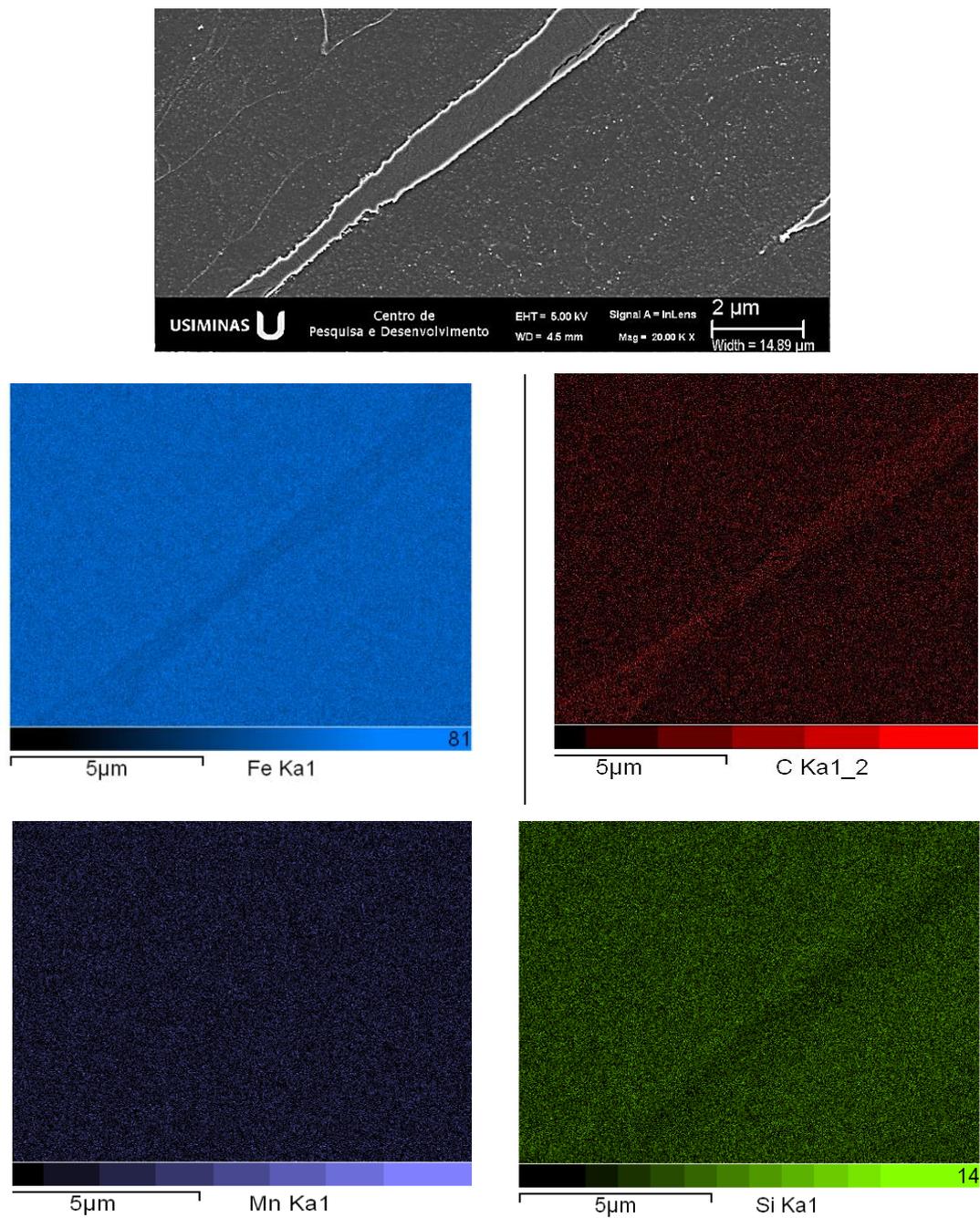


FIGURA V.25 – Mapeamento de EDS em uma segunda fase na forma de agulha.

GRZAC – Figuras V.26 e V.27: Esta região apresenta os mesmos microconstituintes observados na GGZAC, porém, de menor tamanho de grão. Não foram observadas diferenças significativas dessa região entre a junta BAC e AAC.

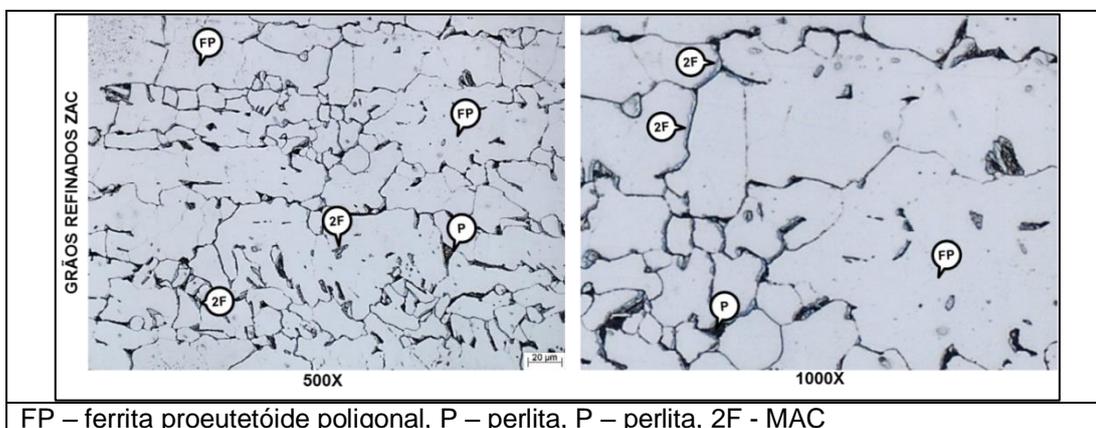


FIGURA V.26 – Região GRZAC do aço SAC 2 com baixo aporte de calor.

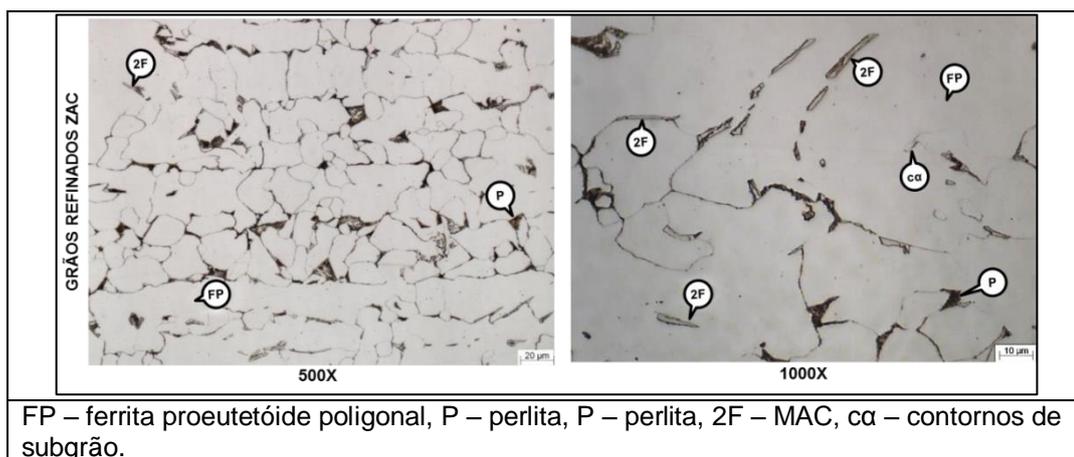


FIGURA V.27 – Região GRZAC do aço SAC 2 com alto aporte de calor.

ICAZC – Figuras V.28 e V.29: Nesta região observa-se a FP, P, regiões com 2F e Cα (na ICZAC com baixo aporte de calor), a inexistência de FS, mas, a presença de uma “segunda” fase de Ferrita (F) que foi associada a sua forma à decomposição da Perlita original do metal base.

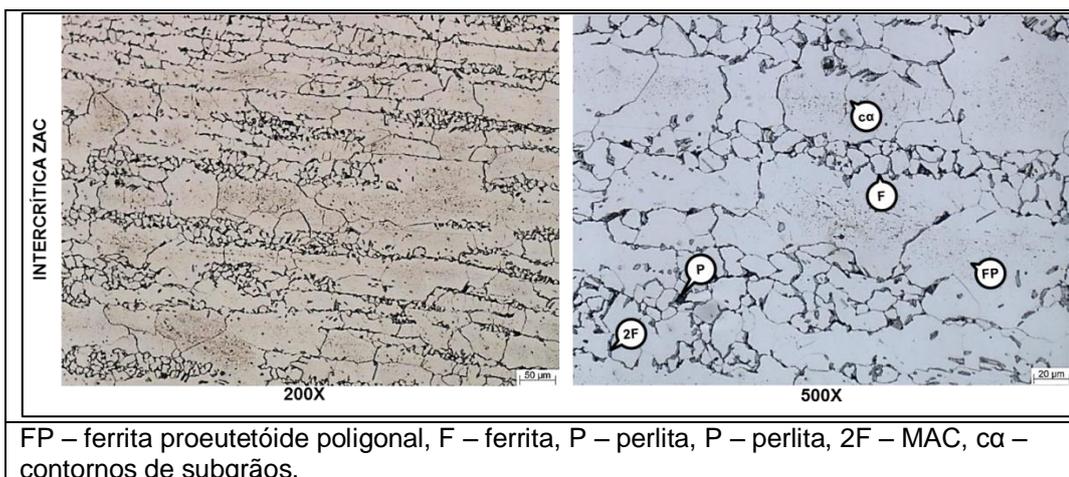


FIGURA V.28 – Região ICZAC do aço SAC 2 com baixo aporte de calor.

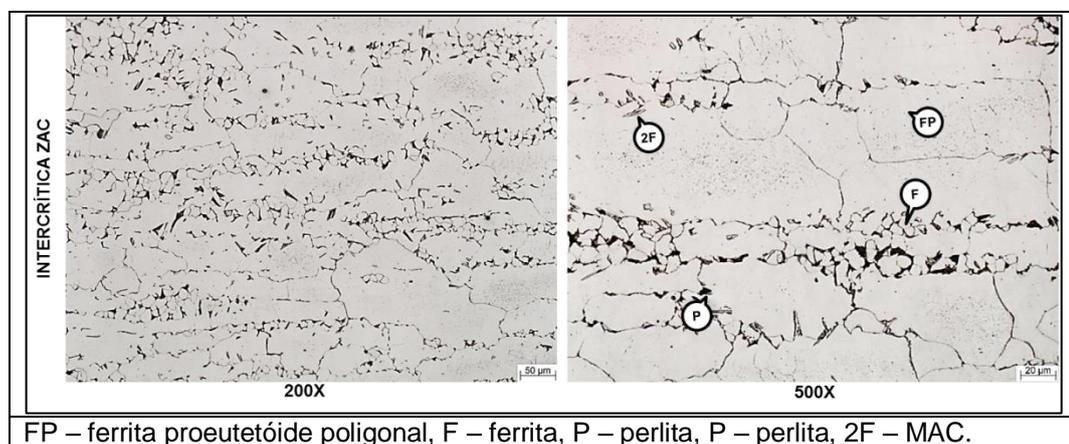


FIGURA V.29 – Região ICZAC do aço SAC 2 com alto aporte de calor.

SCZAC – Figuras V.30 e V.31: Assim como na região ICAZC, observa-se a FP, P, regiões com 2F e α , a inexistência de FS e o início da decomposição da Perlita do metal base, denominada nesse estudo como Perlita esboroadá (P').

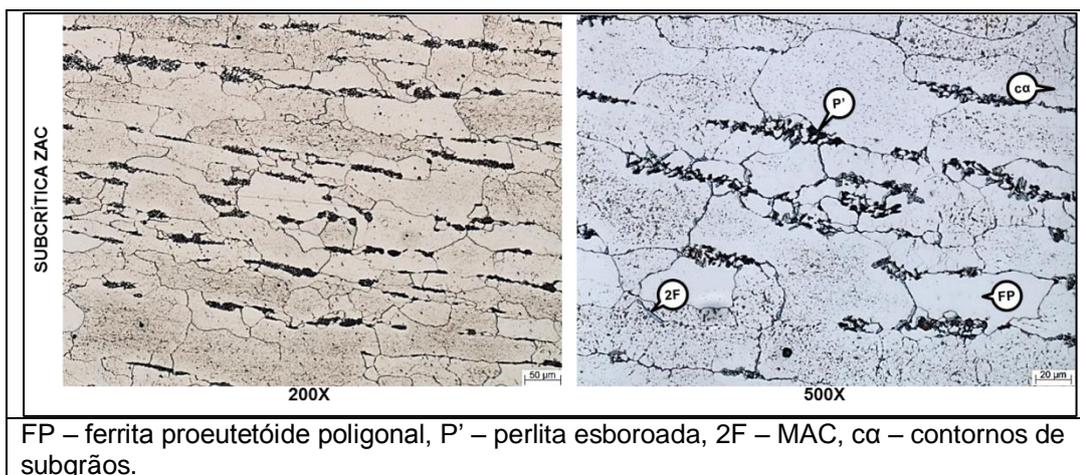


FIGURA V.30 – Região SCZAC do aço SAC 2 com baixo aporte de calor.

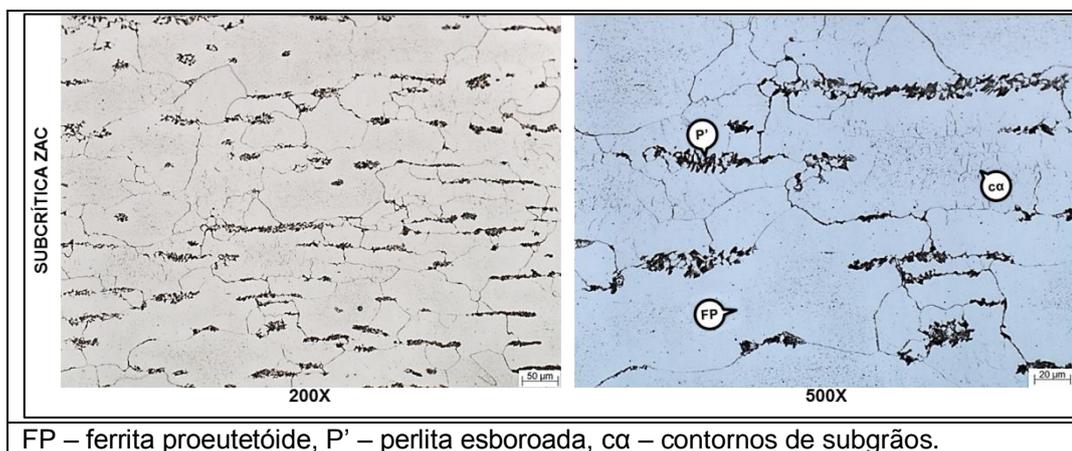


FIGURA V.31 – Região SCZAC do aço SAC 2 com alto aporte de calor.

Foi feita a medição da extensão da GGZAC do SAC 2 foi de 309 a 365 μm como pode ser visto na figura V.32. Comparando com a GGZAC do SAC 1, que foi de 809 a 868 μm , nota-se o menor tamanho da ZAC do SAC 2 em relação ao SAC 1. Isto pode ser evidenciado também na seção 5.2 através do software Thermocalc®. Isto se explica pelo fato do alto teor de Si, há uma menor faixa de temperatura para a ocorrência de crescimento de grão austenítico devido a elevação da temperatura de transformação Ac_3 deste aço.

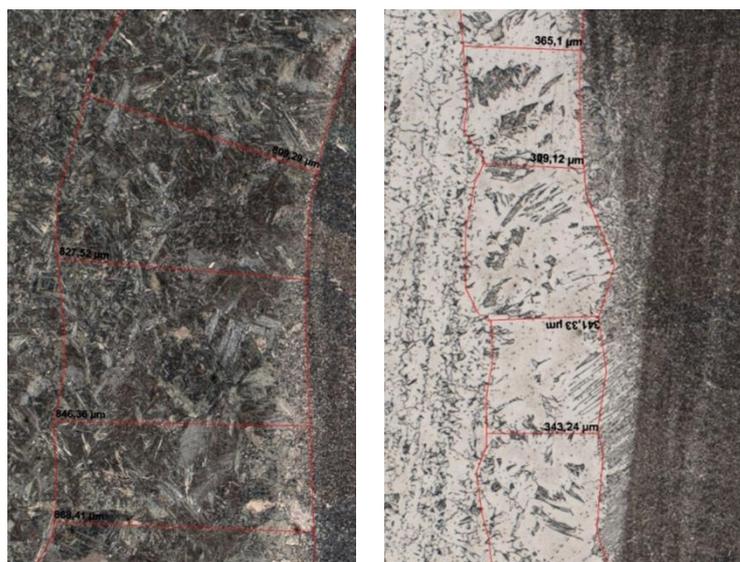


FIGURA V.32 – Medição da região GGZAC dos aços SAC 1 e SAC 2.

5.5.4. Mapeamento de dureza

Na tabela V.6 é feito um resumo dos valores de dureza obtidos para os aços SAC 1 e SAC 2, nas juntas, MS e ZAC mais MB.

TABELA V.6 – Faixas de dureza obtidas nas juntas soldadas dos aços SAC 1 e SAC 2.

		SAC 1 (HV)	SAC 2 (HV)
BAIXO APORTE	MS	189 - 300	193 - 304
	ZAC + MB	180 - 378	177 - 238
ALTO APORTE	MS	208 - 287	200 - 280
	ZAC + MB	187 - 323	176 - 229

a) Mapeamento de dureza do metal de solda

Nas figuras de V.33 a V.36, observa-se o mapeamento de dureza realizado no MS. Dentro do mesmo aporte de calor não foram encontradas diferenças significativas dos valores de dureza entre o MS das juntas do aço SAC 1 e do MS das juntas do aço SAC 2. Esta observação se justifica pelo fato do consumível de soldagem empregado ser o mesmo para a soldagem das juntas dos dois aços e o efeitos da diluição terem sido desprezíveis.

Para os dois aços o MS das juntas soldadas com alto aporte de calor (AAC) apresentou um valor mínimo de dureza superior ao valor mínimo das juntas soldadas com baixo aporte de calor (BAC). Acredita-se que essa diferença é em função da menor quantidade de regiões reaquecidas. Ressalta-se que as regiões que apresentaram menor dureza, (Cor azul no mapa de dureza), provavelmente foram reaquecidas em temperaturas mais elevadas do que as regiões de dureza intermediária (Cor vermelha no mapa de dureza).

O MS com BAC apresenta regiões não alteradas com maiores valores de dureza do que as juntas com AAC. Isto se justifica porque a maior taxa de resfriamento gerado pelo BAC favorece a formação de microconstituintes com valores de dureza superior em comparação com os observados no MS das juntas com AAC em regiões que sofreram reaquecimento por passes subsequentes.



FIGURA V.33 – Mapeamento de dureza do metal de solda do aço SAC 1 com BAC.

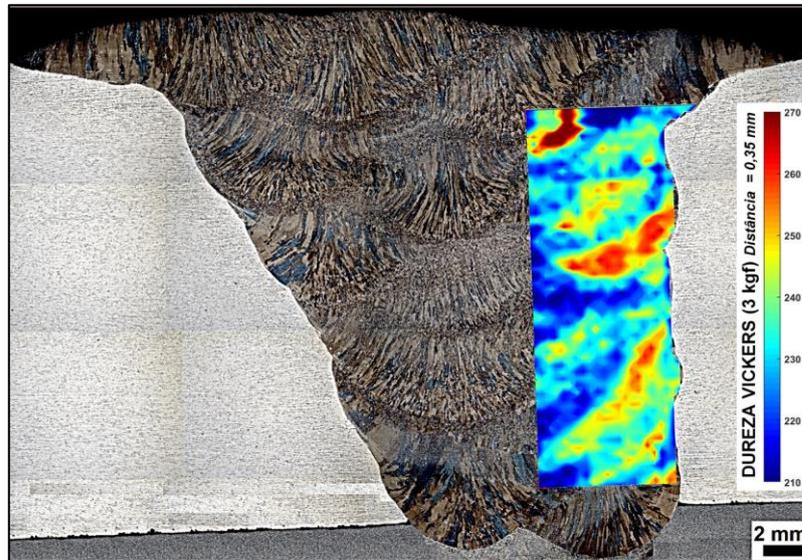


FIGURA V.34 – Mapeamento de dureza do metal de solda do aço SAC 2 com BAC.

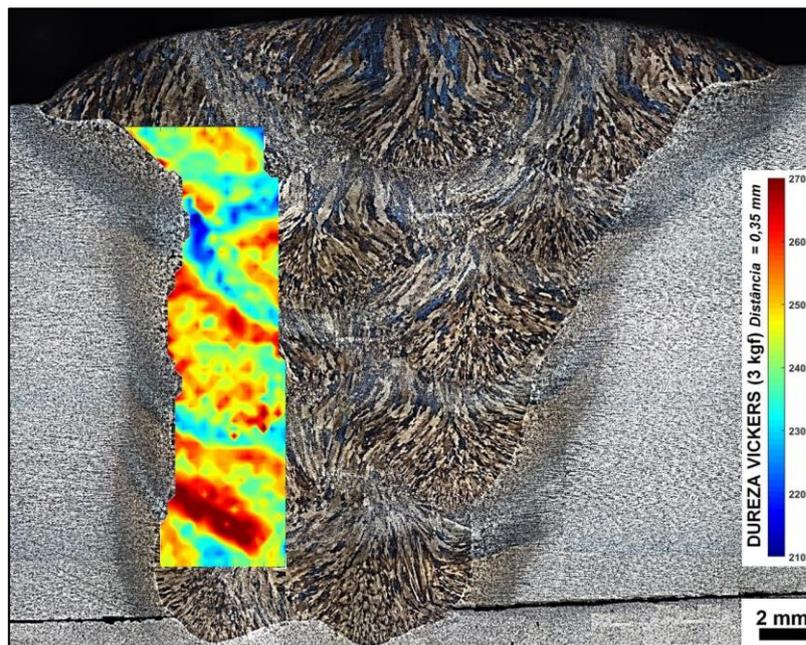


FIGURA V.35 – Mapeamento de dureza do metal de solda do aço SAC 1 com AAC.

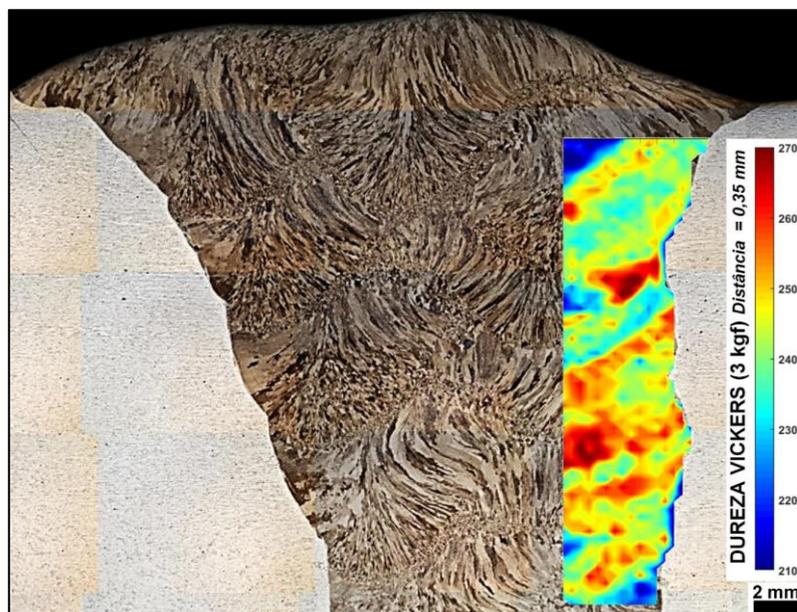


FIGURA V.36 – Mapeamento de dureza do metal de solda do aço SAC 2 AAC.

b) Mapeamento de dureza na ZAC

Na ZAC, utilizando o mesmo método aplicado no item anterior, pode-se observar nas figuras de V.37 a V.40, que os maiores valores de dureza foram observados para a junta soldada com BAC do aço SAC 1 em regiões que não sofreram revenimento por passes subsequentes. Este resultado pode ser atribuído ao maior valor de C_{eq} e especialmente do teor de carbono do aço SAC 1, associado a altas taxas de resfriamento do BAC que favoreceram a formação de microestruturas de baixa temperatura de transformação (ver seção 5.5.2).

As juntas soldadas do aço SAC 2, foram menos sensíveis às variações de energia de soldagem, quando analisados somente os resultados do mapeamento de dureza. Os valores médios de dureza para o aço SAC 2 em BAC foi de 208 HV e 279 HV para o aço SAC 1. Em AAC, para o aço SAC 2 a dureza foi de 203 HV e para o aço SAC 1 foi de 255 HV.

Apesar dos baixos valores de C_{eq} e do teor de carbono do aço, observa-se que o MB apresenta valores elevados de dureza para um aço com teor de Carbono de 0,05% em massa. Essa ferrita de elevado valor de dureza é devido ao elevado teor de Si que,

além de elevar a temperatura Ac_3 e alterar a energia de falha de empilhamento ⁽⁵⁵⁾, endurece por solução sólida a matriz desse aço.

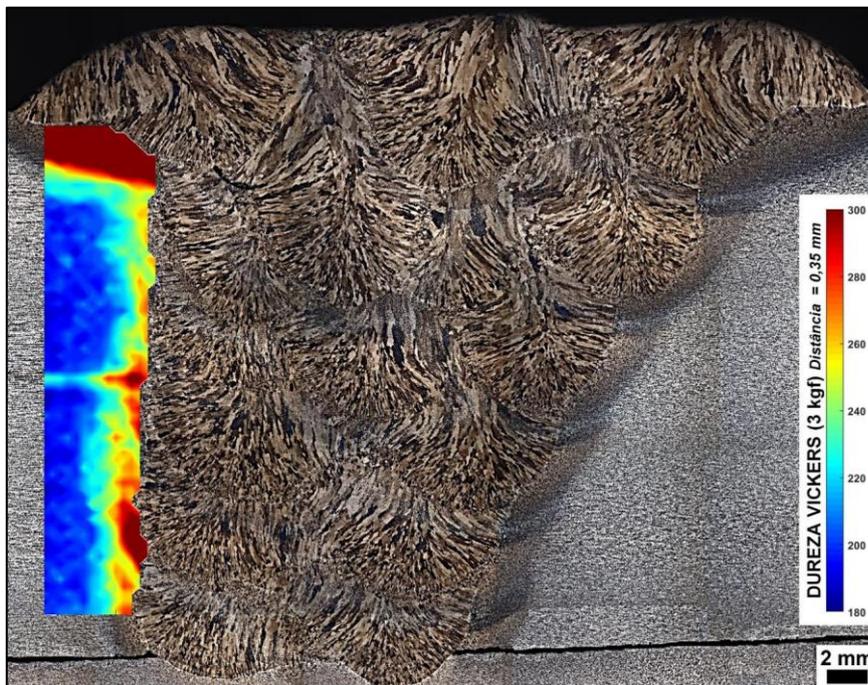


FIGURA V.37 – Mapeamento de dureza da ZAC do aço SAC 1 com BAC.

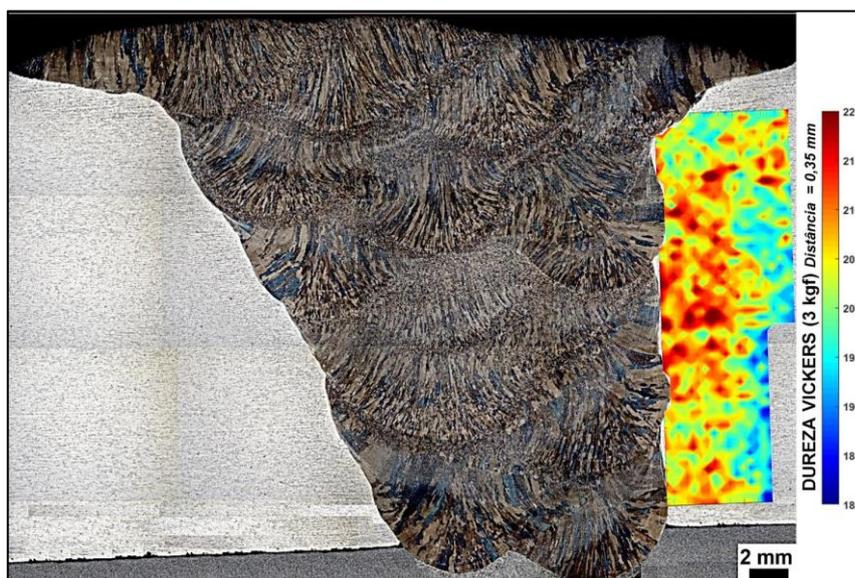


FIGURA V.38 – Mapeamento de dureza da ZAC do aço SAC2 com BAC.

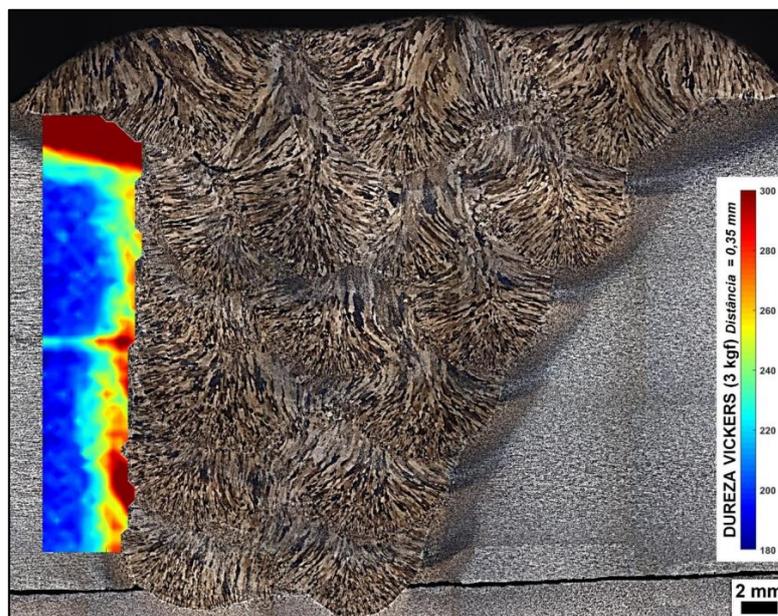


FIGURA V.39 – Mapeamento de dureza da ZAC do aço SAC 1 com AAC.

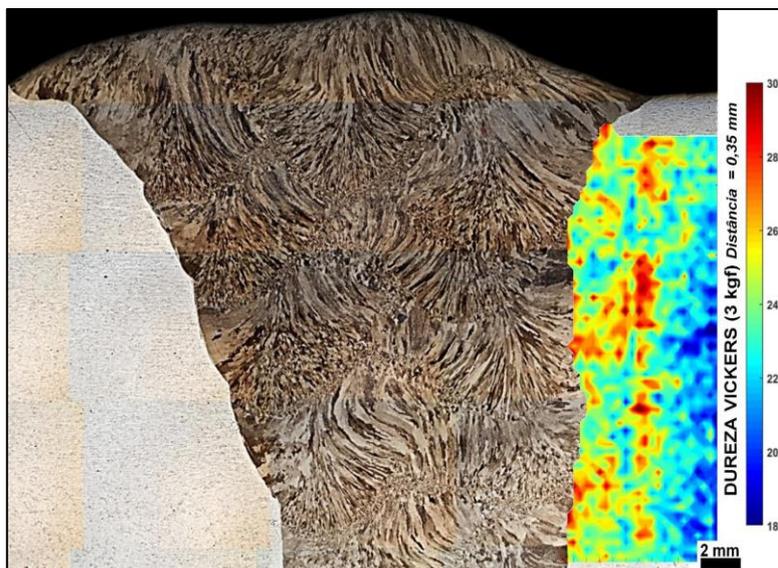


FIGURA V.40 – Mapeamento de dureza da ZAC do aço SAC 2 com AAC.

5.5.5. Propriedades mecânicas da junta soldada

a) Propriedades de tração

O Welding Handbook ⁽¹³⁾ coloca que o teste de tração é mais comumente utilizado para qualificar procedimentos de soldagem, visando assegurar que a junta soldada tenha resistência igual ou superior aos requisitos de limite de resistência no ensaio de tração.

Na seção reduzida do CP de tração, na direção transversal, tem a região de solda centralizada contendo metal base, ZAC e metal de solda. A carga é aplicada simultaneamente em toda esta região.

Na tabela V.7 são apresentados os resultados de tração obtidos para os aços SAC 1 e SAC 2. Observa-se que entre os aportes de calor aplicados, não houve diferenças significativas. Todos os corpos de prova romperam no metal base, isto é, fora do cordão de solda, evidenciando que, em termos de resistência mecânica, os procedimentos de soldagem usados foram adequados.

TABELA V.7 – Resultados do ensaio de tração das juntas soldadas dos aços SAC 1 e SAC 2, comparadas com os resultados do metal base (MB).

Aço	LE (MPa)	LE (MPa)	LR (MPa)	LR (MPa)	Alo (%)	Alo (%)
	Junta	MB	Junta	MB	Junta	MB
SAC 1 AAC	439	440	595	576	22	23
SAC 1 BAC	441		600		23	
SAC 2 AAC	356	432	484	585	23	26
SAC 2 BAC	352		486		23	

b) Propriedades de Charpy-V

Os resultados do ensaio de Charpy-V são mostrados na figura V.41. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente (26 °C). Observa-se que os valores de energia absorvida para o aço SAC 2, tanto em baixo, quanto em alto aporte de calor, tiveram

resultados menores que para o aço SAC 1. A análise da fratura dos CPs de Charpy-V foi feita a olho nu e observado que do aço SAC 1 foram dúcteis e para os CPs do aço SAC 2 a fratura foi 100% frágil, com aspecto brilhante.

Os valores mais baixos de energia absorvida para o aço SAC 2, bem como a fratura frágil, podem ser atribuídos ao alto teor de Si neste aço, que contribuiu para uma maior dureza da ferrita e a tendência de formar uma microestrutura predominantemente ferrítica com um maior tamanho de grão. Além disso, a presença residual de ferrita delta na microestrutura da ZAC também pode ter contribuído para a nucleação de trincas levando a fratura frágil.

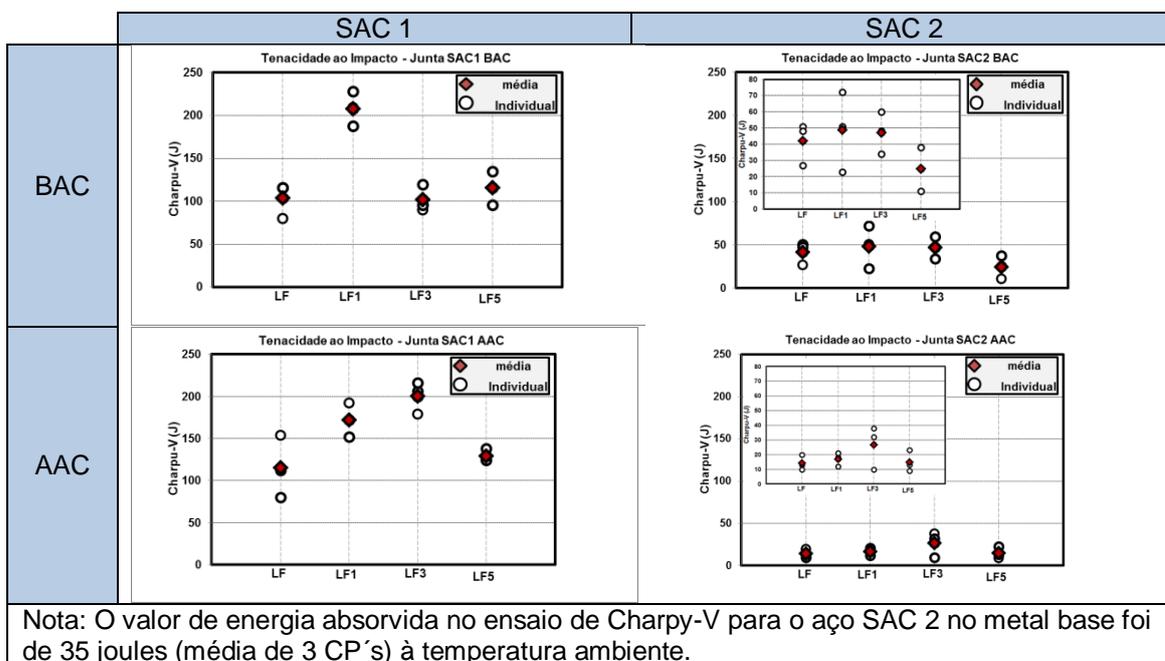


FIGURA V.41 – Resultados de tenacidade ao impacto dos aços SAC 1 e SAC 2, com BAC e AAC.

c) Ensaio de dobramento

O ensaio de dobramento foi realizado conforme norma AWS D1.1 ⁽¹⁴⁾, utilizando o CP de dobramento lateral. Os CPs dos aços SAC 1 e SAC 2, em baixo e alto aporte, foram aprovados.

6. CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, onde foi adicionado um teor mais alto de silício no aço SAC 2, com redução do teor de carbono em relação ao aço SAC 1, pode se concluir que:

- Não foram observadas descontinuidades internas nos cordões de solda, ratificando que o procedimento utilizado foi adequado para a realização da soldagem a arco com arame tubular e que os dois aços apresentam boa soldabilidade operacional;
- Os resultados do ensaio Tekken indicam que tanto o aço SAC 1 quanto o aço SAC 2, ambos com a 25,4 mm de espessura, quando soldados com o processo de soldagem a arco com arame tubular, exigem a realização de preaquecimento a 50°C;
- Nas juntas soldadas do aço SAC 1 foi observado, na GGZAC, uma maior quantidade de ferrita com segunda fase e, em pequena quantidade, martensita. Já para a GGZAC das juntas soldadas do aço SAC 2 observou-se, em maior quantidade, ferrita proeutetóide relativamente grossa e, em menor quantidade, perlita fina. Além disso, em regiões próximas à linha de fusão observou-se a presença de um constituinte na forma de placa que foi identificado como constituinte MA ou, alternativamente, ferrita delta;
- Foi observado um valor de dureza mais alto para o metal base do aço SAC 2 em relação ao tradicional aço SAC 1. Levando-se em conta que o aço SAC 1 tem um valor de carbono mais elevado, atribui-se esse resultado ao maior teor de silício ao aço SAC 2;
- As análises realizadas via software Thermocalc® indicaram que o elevado teor de silício do aço SAC 2 provoca a elevação da temperatura Ar3 (1035°C), a expansão do campo bifásico, a retração do campo austenítico e a possibilidade de formação de ferrita delta em elevadas temperaturas;
- Foi observado na simulação via Thermocalc® e também na análise por dilatométrica, a formação de ferrita delta no aço SAC 2 a temperaturas acima 1307 °C (pelo Thermocalc®) e 1271 °C (no aquecimento, pela análise dilatométrica);
- A extensão da GGZAC do aço SAC 2 ficou menor, se comparada à do aço SAC 1. Este resultado foi atribuído às mudanças nas temperaturas de transformação do SAC 2, particularmente na elevação de sua temperatura Ac3;

- Não foram observadas diferenças significativas de dureza ao longo da ZAC entre as soldas dos dois aços. Acredita-se que o efeito endurecedor do maior teor de carbono no aço SAC 1 foi contrabalanceado pelo maior teor de silício do aço SAC 2;
- A tenacidade, medida pelo ensaio de impacto Charpy-V, da ZAC do aço com 2% Si foi inferior à da ZAC do aço com 1% Si. Este resultado foi atribuído ao maior tamanho de grão e dureza da ferrita alfa e contribuição do silício para diminuir a energia de falha de empilhamento. É possível que a presença de ferrita delta ou de constituinte MA tenha contribuído também para prejudicar a tenacidade ao impacto.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. **Faria, R. J. de.** Soldabilidade do Aço USISAC350 na Construção Metálica. Belo Horizonte : UFMG, 2010.
2. **Morcillo, M., et al.** Weathering Steels: From Empirical Development To Scientific Design. A Review. *Corrosion Science*. Madrid : s.n., 2014. Vols. 83 (6 -31).
3. **American Society for Test and Materials.** *Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Structural Steel*. West Conshohocken : s.n., 2013. A242. 3 pags..
4. **American Society for Testing and Materials.** *Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Structural Steel, up to 50 ksi [345 MPa] Minimum Yield Point, with Atmospheric Corrosion Resistance*. West Conshohocken : s.n., 2015. A588. 3 pags.
5. **American Standard for Testing and Materials.** *Standard Guide for Estimating the Atmospheric Corrosion Resistance of Low Alloy Steels*. West Conshohocken : s.n., 2004.
6. **Carneiro, R. A. e Alavarenga, E. A.** Aço Estrutural Com Resistência à Corrosão Atmosférica Marinha Severa e de Elevada Resistência Mecânica. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*. São Paulo : ABM, 2011. Vols. 8 (6-13), 1.
7. **Townsend, H. E.** Effects of Alloying Elements on the Corrosion of Steel in Industrial Atmospheres. *Corrosion Journal*. 2001, Vols. 57 (497-501).
8. **Faria, A. V.** *Avaliação Do Desempenho Frente À Corrosão Atmosférica Dos Aços Usi-Sac-41 E Usi-Sac-300 Em Atmosferas Industrial E Marinha*. Belo Horizonte : UFMG, 2007.
9. **Larrabee, C. P. e Coburn, S. K.** The Atmospheric Corrosion Of Steels As Influenced By Changes In Chemical Composition. *1St International Congress On Metallic Corrosion*. Londres : s.n., 1961. Vols. (279-285).
10. **Gómez, J. A. M., et al.** Characterization Of The Effects Of Silicon On The Formation Of Goethite. *Corrosion Science*. 53 (1756-1761), 2011.
11. **Kamimura, T., et al.** Mossbauer Spectroscopy Study of Rust Formed on a Weathering Steel and a Mild Steel Exposed for a Long Term in a Industrial Enviroment. *Materials Transactions*. 4, 2002, Vols. 43 (694 - 703).
12. **Cook, D. C., BALASUBRANIAN, R. e YAMASHITA, M.** The Role Of The Goethite In The Formation Of Protetive Corrosion Layer On Steels. *Hiperfine Interactions*. 1999, Vols. 122 (59-70).
13. **American Welding Society.** *Welding Handbook*. 9 Miami : AWS, 2001. Vol. (872 pags), 9.
14. **American Welding Society.** *AWS D1.1 / D1.1M Structural Welding Code Stell*. Miami : s.n., 2008, 604 pags.
15. **Marques, P. V. e Modenesi, P. J.** Algumas Equações Úteis em Sodagem. *Soldagem & Inspeção*. 1 (091-102), 2014, Vol. 19.

16. **Lippold, J. C.** *Welding Metallurgy and Weldability*. New Jersey : John Wiley & Sons, 2015, 396 pags.
17. **Graville, B.** A survey review of weld metal hydrogen cracking. *Weld World*. New York : s.n., 1986. Vols. 24 (190–198).
18. **Jonsson, P. G., Murphy, A. B. e Szekely, J.** The Influence of Oxygen Additions on Argon-Shielded Gas Metal Arc Welding Processes. *Welding Journal*. Miami : s.n., 1995.
19. **Gallego, J. e Ventrella, V. A.** Inclusões na Formação da Ferrita Acicular: Caracterização por Microscopia Eletrônica de Transmissão. *69° Congresso Anual da ABM*. São Paulo : s.n., 2014.
20. **Girault, Etienne, et al.** Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels. *Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels*. 2001. Vols. 44. p 885-892.
21. **Hironaka, S., Tanaka, H. e Matsumoto, T.** Effect of Si on Mechanical Property of Galvannealed Dual Phase Steel. *Materials Science Forum*. 2010. Vols. 638-642, p. 3260-3265.
22. **Silva, A. P.** *Avaliação Da Susceptibilidade À Fissuração Na Solidificação Da Solda Do Aço Usi-Sac-350*. Belo Horizonte : UFMG, 2003.
23. **International Institute of Welding.** *Sub-Commission IXJ "Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals*. Paris : IIW DOC. IX-1533-88, 1988.
24. **Yurioka, N.** Impact of Welding Research on Steel Composition Development. *Materials & Design*. Kanagawa : s.n., 1985. Vol. 6, 4 (154 -171).
25. **Pratt, J. L.** *Introduction to the Welding of Structural Steelwork*. s.l. : Steel Construction Institute, 1989, 40 pags.
26. **Lippold, J. C.** Recent Developments in Weldability Testing for Advanced Materials. *Hot Cracking Phenomena in Welds*. T. Bollinghaus and H. Herold, 2005 (271–290).
27. **Braga, E. M.** Efeito do Nitrogênio nas Trincas de solidificação em Soldas de Aço Austenítico. Campinas : s.n., 2002.
28. **Silva, A. P., et al.** Avaliação da Susceptibilidade à Fissuração a Quente na Solidificação do aço USI-SAC-350. *30 Consolda - Congresso Nacional de Soldagem*. Rio de Janeiro : s.n., 2004. 30.
29. **Bailey, N. e Jones, S. B.** *Solidification cracking of ferritic steels during submerged arc welding*. s.l. : The Welding Institute, 1977.
30. **Jordan, M. F. e Morgan-Warren, J.** *Solidification cracking in the tungsten inert gas arc welding of low alloy steel sheet*. Rio de Janeiro : LATIN AMERICAN CONGRESS ON WELDING TECHNOLOGY, 1975.
31. **Kou, S.** *Welding Metallurgy*. Hoboken : John Wiley & Sons, 2003, 461 pags.
32. **Faria, Adão Vieira de.** *Avaliação do desempenho frente à corrosão atmosférica dos aços USI-SAC-41 e USI-SAC-300 em atmosferas industrial e marinha*. 2007.
33. **Japanese Industrial Standards.** *Method of Y-groove weld cracking test*. Tokyo : JIS Z-3158, 1993.

34. **Japanese Industrial Standards.** *Testint Method of Maximum Hardness in Weld Heat-Affected Zone.* Tokyo : JIS Z3101, 1990.
35. **Węglowski, M. St. e Zeman, M.** Prevention of cold cracking in ultra-high strength steel Weldox 1300. *Civil and Mechanical Engineering.* 2014. Vols. 14 (417 - 424), 3.
36. **Kasuya, T. e Yurioka, N.** Determination of Necessary Preheat Temperature to Avoid Cold Cracking under Varying Ambient Temperature. *ISIJ International.* 10, 1995, Vols. 35 (1183-1189).
37. **Yurioka, N. e Kasuya, T.** A Chart Method to Determine Necessary Preheat Temperature in Steel Welding. *Quarterly Journal of Japan Welding Society.* Tokyo : s.n., 1995. Vol. 13, 3 (347 - 357).
38. **A5.29/A5.29M, American Welding Society - AWS.** Specification for Low Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding. 2005.
39. **American Standard for Testing and Materials - ASTM.** Standart Test Methods and Definitions for Mechanical Testinhg. ASTM A370. West Conshohocken . 2010.
40. **American Standard for Testing and Materials - ASTM.** Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. *ASTM E23.* West Conshohocken : s.n., 2008.
41. **Usiminas.** *Avaliação da Influencia dos Parâmetros de Soldagem Sobre a Qualidade das Juntas Soldadas de Aço Produzido por Resfriamento Acelerado.* 2011.
42. **Lage, M. G.** Microestrutura e deformação a quente de um aço din x20cr13 na laminação de tubos sem costura. *Dissertação de mestrado.* Belo Horizonte : UFMG, 2008.
43. **Araujo, C. S.** Avaliação da Soldabilidade de Aços Resistentes ao Fogo para Aplicação na Construção Civil. *Dissertação de mestrado.* Rio de Janeiro : UFRJ, 1997.
44. **Modenesi, P. J., Marques, P. V. e Santos, Dagoberto B. dos.** Introdução à Metalurgia da Soldagem. Belo Horizonte : UFMG, 2012.
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.* 2007. Vols. 29. p. 2155 - 2162.
46. **Colpaert, H.** *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns.* São Paulo : Blucher, 2008. Vol. 4.
47. **Liu, C., et al.** Kinetics of isochronal austenization in modified high Cr ferritic heat-resistant steel. *Appl. Phys.* 2011. Vols. 105. pp 949-957.
48. **Yin, H., Emi, T. e Shibata, H.** Morphological instability of δ -ferrite/ γ -austenite interphase boundary in low carbon steels. *Acta Materialia.* 1999. Vols. 47. pp 1523-1535.
49. **Zhao, M., et al.** Investigation on the H₂S-resistant behaviors of acicular Ferrite and ultrafine ferrite. *Materisl Letters.* 2002. Vols. 57, p. 141 -145.
50. **Saleh, M. H. e Priestner, R.** Retained austenite in dual-phase silicon steels and its effect on mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology.* 2001. Vols. 113, p. 587-593.
51. **Dippenaar, R. J. e Phelan, D. J.** Delta-Ferrite Recovery Structures in Low Carbon Steels. *Proceedings of the Mills Symposium.* 2002. Vols. p. 283-292.

52. **Easterling, K.** *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Palo Alto, CA : Butterworths & Co Ltd., 1983.
53. **Serna, M. M.** Tese de doutorado. *Quantificação e identificação de carbonetos no aço ferramenta AISI/SAE M2*. São Paulo : s.n., 2008.
54. **Chen, Y. T. e Zhu, C. M.** Degenerate pearlite and M-A constituent formation in the simulated coarse-grained heat affected zone of a C-Mn HSLA steel. *MS&T'09, Materials Science and Technology, Conference Proceedings*. Pittsburgh, PA : s.n., 2009. Vols. MS&T, Materials Science and Technology, 2009, p 1718-1728.
55. **Díaz-Cedré, E.; et al.** Influence of O₂ Content, Added to CO₂ in the Shielding Gas, on the Microstructure of Deposited Metal in Butt Welded. *Soldagem & Inspeção*. São Paulo : s.n., 2010. Vols. 15, P.281 - 288.
56. **Associação Brasileira de Normas Técnicas.** Norma NBR 6210. *Corrosão atmosférica: materiais metálicos:preparo, limpeza e determinação da taxa de corrosão de corpos-de-prova em ensaios de corrosão*. Rio de Janeiro : s.n., 2008.
57. **American Standard for Testing and Materials - ASTM.** *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. E 112. West Conshohocken : 2013.
58. **Zong, R., et al.** Influence of shielding gas on undercutting formation in gas metal arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*. Shandong. 2016, Vols. 234. (169-176).
59. **American Welding Society.** *Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding*. Miami : s.n., 2005, 345 pags.
60. **Muller, J. N.** Influencia do Recozimento Magnético na Microestrutura do Aço Elétrico de Grão Não-Orientado Fe₃,25%Si. Rio de Janeiro : s.n., 2011.
61. **Cullity, B. D. e Graham, C. D.** *Introduction to Magnetic Materials*. Hoboken, NJ : John Wiley & Sons, 2009.
62. **IPT - Instituto de Pesquisas Tecnológicas.** Aços Carbono e Aços Silício para Fins Elétricos – Curso organizado pelo laboratório de metalurgia do pó e materiais magnéticos. São Paulo : s.n., 2002. Vols. Cap. 8, p. 13.

8. APENDICE A – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CORROSÃO - AÇO SAC 2.

Por se tratar de uma aço com característica de resistência à corrosão, embora não seja o objetivo do estudo, contudo, foram utilizados neste trabalhos os resultados de testes de corrosão que foram realizados na estação industrial da Usiminas em Ipatinga – MG com aspersão de solução de NaCl a 3% e Na₂SO₄ 0,5 M e na estação da UFCE, na cidade de Pecém – CE onde as amostras foram expostas em seis locais distintos dentro de uma indústria termelétrica em ambiente industrial/marinho.

As taxas de corrosão forma determinadas de acordo com a norma NBR6210 ⁽⁵⁶⁾, conforme a equação 4.1.

$$T_{Corrosão} = \frac{k.w}{A.t.d} \dots\dots\dots 7.1$$

Onde:

T Corrosão – taxa de corrosão;

K – Constante (depende da unidade desejada para taxa de corrosão);

w – perda de massa;

A – área do CP;

t – tempo de exposição e

d – massa específica do aço.

A adição do Si neste aço tem como objetivo a melhoria na resistência a corrosão. Desta mesma corrida de aço, foi também laminado uma chapa com espessura menor (8,00 mm) e retiradas amostras para avaliação de corrosão na estação da Usiminas em Ipatinga-MG e também na estação da UFCE – Universidade Federal do Ceará.

Na tabela VII.1 abaixo pode ser observado que a resistência à corrosão teve uma melhor performance para o aço SAC 2 em comparação com o SAC 1 e ASTM A36 no teste com aspersão de solução aquosa a 3% de NaCl.

TABELA VII.1 – Taxas de corrosão após ensaio de corrosão com aspersão de solução 3% NaCl.

Aço	Taxa de corrosão					
	(mm/ano)			(g/m ² .ano)		
	1 ano	2 anos	3 anos	1 ano	2 anos	3 anos
SAC 2	0,052	0,021	0,026	381,38	157,48	194,12
SAC 1	0,081	0,048	0,048	615,33	363,38	364,79
ASTM A36	0,362	0,343	0,376	2800,75	2656,19	2909,30

Para o teste com solução 0,5M de Na₂SO₄, observa-se que no primeiro ano, o desempenho do aço SAC 2 tem um resultado pior quando comparados aos outros dois aços, porém, com o avanço do tempo o desempenho melhora em relação ao SAC 1 e ASTM A36, como pode ser visto na tabela VII.2.

TABELA VII.2 – Taxas de corrosão após ensaio de corrosão com aspersão de solução 0,5M Na₂SO₄.

Aço	Taxa de corrosão					
	(mm/ano)			(g/m ² .ano)		
	1 ano	2 anos	3 anos	1 ano	2 anos	3 anos
SAC 2	0,035	0,017	0,013	259,14	122,94	98,25
SAC 1	0,028	0,020	0,015	214,80	151,20	115,71
ASTM A36	0,047	0,037	0,024	366,10	2862,39	183,14

Na atmosfera industrial de Ipatinga-MG, mostrado na tabela VII.3 o resultado para o aço SAC 2 fica praticamente igual ao resultado do SAC 1.

TABELA VII.3 – Taxas de corrosão ao longo do ensaio de corrosão atmosférica industrial.

Aço	Taxa de corrosão			
	(mm/ano)		(g/m ² .ano)	
	1 ano	3 anos	1 ano	3 anos
SAC 2	0,031	0,015	232,90	112,20
SAC 1	0,028	0,015	212,18	114,55
ASTM A36	0,041	0,028	314,21	213,29

Os resultados obtidos na UFCE, apresentados na tabela VII.4, em ambiente industrial e marinho também mostram que o aço SAC 2 tem uma melhor proteção contra a corrosão.

TABELA VII.4 – Taxas de corrosão após dois anos em atmosfera marinha da Termelétrica de Pecém, no município de São Gonçalo do Amarante (CE).

Local	Corrosividade	Taxa de corrosão (mm/ano)		
		SAC 2	SAC 1	ASTM A36
1	C5	0,205	0,253	0,184
2	C5	0,142	0,201	0,117
3	C5	0,122	0,142	0,195
4	C5	0,113	0,140	0,111
5	C5	0,109	0,155	0,139
6	CX	0,180	0,189	0,219
Média		0,87	1,08	0,97

$$A = a_0 + \sum a_i x_i$$