

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Dissertação de Mestrado

**SOLDABILIDADE DO AÇO USISAC350
NA CONSTRUÇÃO METÁLICA**

Autor: Ricardo José de Faria

Orientador: Paulo José Modenesi

Março 2010

I

SOLDABILIDADE DO AÇO USISAC350 NA CONSTRUÇÃO METÁLICA

Ricardo José de Faria

**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 da Transformação
Orientador: Paulo José Modenesi

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2010

À minha amada esposa Ana Rita e aos
meus queridos pais Torquato e Dirce.

AGRADECIMENTOS:

O autor agradece em primeiro lugar a Deus, sem Ele nada é possível.

A USIMINAS, pela oportunidade oferecida de realizar esse trabalho.

A USIMINAS MECÂNICA pelas informações e material cedidos (chapa de aço ASTM A588B).

A ESAB pela realização dos ensaios de hidrogênio difusível nos consumíveis utilizados neste estudo.

Ao Luiz Carlos da Silva, pela dedicação e competência demonstradas na coordenação dos trabalhos práticos.

Ao Adão Vieira de Faria, Carlos Salaroli de Araújo, Odair José dos Santos, Paulo José Modenesi e Ricardo Miranda Alé, pelas sábias sugestões apresentadas ao longo da execução do trabalho.

A todos os funcionários do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da USIMINAS que contribuíram para realização desse trabalho.

A todos os amigos da Superintendência de Garantia da Qualidade que contribuíram de forma direta e indireta para realização deste trabalho.

SUMÁRIO:

	Página
LISTA DE FIGURAS	VII
LISTA DE TABELAS	XII
LISTA DE NOTAÇÕES:	XIV
RESUMO	XVI
ABSTRACT	XVII
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1. EMPREGO DO AÇO NA CONSTRUÇÃO METÁLICA	4
3.2. AÇOS RESISTENTES À CORROSÃO ATMOSFÉRICA.....	5
3.2.1. Influência da Composição Química na Taxa da Corrosão Atmosférica.....	6
3.3. SOLDABILIDADE DOS AÇOS ARBL	8
3.3.1. Fissuração pelo Hidrogênio	8
3.3.1.1. Caracterização do Problema	9
3.3.1.2. Ensaios de Soldabilidade para Avaliação da Susceptibilidade à Fissuração pelo Hidrogênio	16
3.3.2. Determinação da Temperatura Mínima de Pré-Aquecimento	17
3.3.3. Zona Fundida	22
3.3.4. Zona Termicamente Afetada.....	23
3.3.5. FISSURAÇÃO A QUENTE	26
4. METODOLOGIA	29
4.1 INTRODUÇÃO.....	29
4.2. MATERIAIS E MÉTODOS	30
4.2.1. Metais de Base	30
4.2.2. Consumíveis de Soldagem.....	31
4.2.3. Avaliação da Soldabilidade.....	32

4.2.3.1. Ensaio Tekken.....	32
4.2.3.2. Ensaio de Dureza Máxima	34
4.2.3.3. Determinação do Teor de Hidrogênio Difusível.....	36
4.2.4. Avaliação das Juntas Soldadas.....	38
4.2.4.1. Análise Metalográfica das Juntas Soldadas	40
4.2.4.2. Ensaio de Tração das Juntas Soldadas	40
4.2.4.3. Ensaio de Impacto Charpy das Juntas Soldadas	40
5. RESULTADOS.....	42
5.1. METAIS DE BASE.....	42
5.2. AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE	47
5.3. AVALIAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS	49
5.3.1. Análise Metalográfica.....	49
5.3.2. Ensaio de Tração.....	55
5.3.3. Ensaio de Impacto Charpy	55
6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	58
6.1. CARACTERIZAÇÃO DOS METAIS BASE	58
6.1.1. Análise Química.....	58
6.1.2. Análise Metalográfica.....	59
6.1.2.1. Constituintes Microestruturais	59
6.1.2.2. Inclusões	59
6.1.3. Ensaio de Tração.....	60
6.1.4. Ensaio de Impacto Charpy	60
6.2. AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE	62
6.2.1 Susceptibilidade à Ocorrência de Trinca a Frio	62
6.2.1.1. Ensaio Tekken.....	62
6.2.1.2. Dureza Máxima.....	65
6.2.1.3. Teor de Hidrogênio Difusível do Metal Depositado.....	66
6.2.2. Avaliação das Juntas Soldadas.....	67
6.2.2.1. Análise Metalográfica	67
6.2.2.2. Ensaio de Tração.....	68
6.2.2.3. Ensaio de Impacto Charpy	69

7. CONCLUSÕES	78
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	80
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	81

LISTA DE FIGURAS

	Página
Figura 3. 1: Foto da Ponte JK, fabricada com aço da família USISAC.....	5
Figura 3. 2: Efeito dos elementos químicos na taxa de corrosão atmosférica	7
Figura 3. 3: Solubilidade do hidrogênio no ferro puro.	9
Figura 3.4: Mecanismo de difusão de hidrogênio para a ZTA, onde: γ - austenita, α - ferrita, C - carboneto e H – hidrogênio.	10
Figura 3.5: Relação entre hidrogênio potencial e hidrogênio difusível	13
Figura 3.6: Correção da temperatura de pré-aquecimento para soldagem comum a partir dos resultados de ensaios Tekken.	18
Figura 3.7: Curvas mestras do Método gráfico para determinação da temperatura de pré-aquecimento para soldagem	20
Figura 3.8: Correção do valor de CEN em função do teor de hidrogênio difusível	20
Figura 3.9: Correção do valor de CEN em função do aporte de calor de soldagem e do valor do CE (IIW).	21
Figura 3.10: Representação esquemática das diferentes regiões da ZTA	25
Figura 4.1: Representação esquemática do ensaio Tekken (cotas em mm).....	33
Figura 4.2: Representação esquemática do ensaio de dureza máxima (cotas em mm).	35
Figura 4.3: Local de avaliação da dureza ao longo da ZTA.	36

Figura 4.4: Dimensões das chapas para ensaio de hidrogênio difusível.....	37
Figura 4.5: Representação esquemática do posicionamento dos entalhes nos CP's para ensaio de impacto Charpy. Posição do entalhe: 1 – LF, 2 – LF + 3 mm e 3 – LF + 5 mm.	41
Figura 5.1: Microestrutura do aço USISAC350, na espessura de 16,0 mm. Aumento original 200X. Ataque nital 4%. Local ¼ espessura.....	43
Figura 5.2: Microestrutura do aço USISAC350, na espessura de 37,5 mm. Aumento original 200X. Ataque nital 4%. Local ¼ espessura.....	43
Figura 5.3: Microestrutura do aço ASTMA588B, na espessura de 16,0 mm. Aumento original 200X Ataque nital 4%. Local ¼ espessura.....	44
Figura 5.4: Aspecto das inclusões no aço USISAC350, na espessura de 16,0 mm. Aumento original 200X. Local: ¼ espessura.....	44
Figura 5.5: Aspecto das inclusões no aço USISAC350, na espessura de 37,5 mm. Aumento original 200X. Local: ¼ espessura.....	45
Figura 5.6: Aspecto das inclusões no aço ASTMA588B, na espessura de 16,0 mm. Aumento original 200X. Local: ¼ espessura.....	45
Figura 5.7: Distribuição de durezas obtidas ao longo da ZTA.	48
Figura 5.8: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço USISAC350 de 16,0mm de espessura, Aporte de calor: 2,3 kJ/mm.	49
Figura 5.9: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço USISAC350 de 16,0mm de espessura. Aporte de calor: 1,2 kJ/mm.	49

- Figura 5.10: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço USISAC350 de 37,5mm de espessura. Aporte de calor: 2,3 kJ/mm. 50
- Figura 5.11: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço USISAC350 de 37,5mm de espessura. Aporte de calor: 1,2 kJ/mm. 50
- Figura 5.12: Macrografia da seção transversal da seção transversal da junta soldada do aço ASTM588B de 16,0 mm de espessura. Aporte de calor: 2,3 kJ/mm..... 51
- Figura 5.13: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço ASTM588B de 16,0 mm de espessura. Aporte de calor: 1,2 kJ/mm. 51
- Figura 5.14: Microestrutura da GGZTA do aço USISAC350, 16,0 mm de espessura. Aporte de 1,2 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita pró-eutetóide, ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e agregados ferrita-carbeto. 52
- Figura 5.15: Microestrutura da GGZTA do aço USISAC350, 16,0 mm de espessura. Aporte de 2,3 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita pró-eutetóide, ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e agregados ferrita-carbeto. 52
- Figura 5.16: Microestrutura da GGZTA do aço USISAC350, 37,5 mm de espessura. Aporte de 1,2 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita com MAC e agregados ferrita-carbeto. 53
- Figura 5.17: Microestrutura da GGZTA do aço USISAC350, 37,5 mm de espessura. Aporte de 2,3 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita com MAC e agregados ferrita-carbeto. 53
- Figura 5.18: Microestrutura da GGZTA do aço ASTM588B, 16,0 mm de espessura. Aporte de 1,2 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e, também, a formação de pequena quantidade de martensita. 54

Figura 5.19: Microestrutura da GGZTA do aço ASTMA588B, 16,0 mm de espessura. Aporte de 2,3 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e, também, a formação de pequena quantidade de martensita.	54
Figura 6.1: Curvas de transição dos metais de base.....	60
Figura 6.2: Valores de energia para o aço USISAC350. Espessura de 16,0 mm, aporte de 1,2 kJ/mm.....	69
Figura 6.3: Valores de energia para o aço USISAC350. Espessura de 16,0 mm, aporte de 2,3 kJ/mm.....	70
Figura 6.4: Valores de energia para o aço USISAC350. Espessura de 37,5 mm, aporte de 1,2 kJ/mm.....	70
Figura 6.5: Valores de energia para o aço USISAC350. Espessura de 37,5 mm, aporte de 2,3 kJ/mm.....	71
Figura 6.6: Valores de energia para o aço ASTMA588B. Espessura de 16,0 mm, aporte de 1,2 kJ/mm.....	71
Figura 6.7: Valores de energia para o aço ASTMA588B. Espessura de 16,0 mm, aporte de 2,3 kJ/mm.....	72
Figura 6.8: Superfície de fratura para ao aço USISAC350. Temperatura de ensaio 0°C, aporte de calor 2,3 kJ/mm. Aumento Original 1000X.	74
Figura 6.9: Superfície de fratura para ao aço USISAC350. Temperatura de ensaio 0°C, aporte de calor 2,3 kJ/mm. Aumento Original 1000X.....	74
Figura 6.10: Superfície de fratura para ao aço ASTMA588B. Temperatura de ensaio 0°C, aporte de calor 2,3 kJ/mm. Aumento Original 1000X.....	75

Figura 6.11: Superfície de fratura para ao aço ASTM A588B. Temperatura de ensaio 0°C, aporte de calor 2,3 kJ/mm. Aumento Original 1000X..... 75

LISTA DE TABELAS

	Página
Tabela III.1: Valores típicos de I para três diferentes aços (% massa)	8
Tabela IV.1: Composição química típica dos metais depositados (% massa).....	32
Tabela IV.2: Propriedades mecânicas típicas do metais depositados.	32
Tabela IV.3: Parâmetros de soldagem empregados na deposição do cordão de teste do ensaio Tekken pelo processo com eletrodo revestido.....	34
Tabela IV.4: Parâmetros de soldagem empregados no ensaio de dureza máxima.	36
Tabela IV.5: Parâmetros de soldagem empregados para determinação do hidrogênio difusível.....	38
Tabela IV.6: Projeto de junta empregado.	39
Tabela IV.7: Parâmetros de soldagem das juntas para o processo arame tubular (valores nominais).....	39
Tabela V. 1: Composição Química obtida e especificada para o MB (% Peso).....	42
Tabela V.2: Caracterização metalográfica dos aços estudados.	46
Tabela V.3: Propriedades mecânicas obtidas e especificadas para os MB.....	46
Tabela V.4: Resultados de ensaio de impacto Charpy para os MB.	47
Tabela V.5: Temperaturas obtidas a partir do ensaio Tekken.	47

Tabela V.6: Resultados obtidos nos ensaio de dureza máxima da ZTA.....	48
Tabela V.7: Resultados obtidos no ensaio de hidrogênio difusível.	48
Tabela V.8: Resultados de ensaio de tração das juntas soldadas para diferentes aportes.....	55
Tabela V.9: Resultados de ensaio de impacto Charpy das juntas soldadas para o aço USISAC350, espessura de 16,0mm.	56
Tabela V.10: Resultados de ensaio de impacto Charpy das juntas soldadas para o aço USISAC350, na espessura de 37,5mm.	56
Tabela V.11: Resultados de ensaio de impacto Charpy das juntas soldadas para o aço ASTMA588B, na espessura de 16,0mm.....	57
Tabela VI.1: Valores de carbono equivalente, segundo diferentes formulações.	58
Tabela VI.2: Comparação das temperaturas de pré-aquecimento para a soldagem obtidas no ensaio Tekken e calculadas pelo Método Gráfico.	64
Tabela VI.3: Valores estatísticos de hidrogênio difusível para o cálculo de t student.	67
Tabela VI.4: Valores de energia média para as juntas em relação aos metais de base.....	77

Lista de Notações:

α : ferrita

γ : austenita

AM: constituinte Austenita-Martensita

A_1 : temperatura de transformação eutetóide no equilíbrio: $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$

Ac_3 : temperatura final de formação da austenita durante o aquecimento

ABNT: Associação Brasileira de Normas Técnicas

AL: alongamento

ARBL: alta resistência e baixa liga

BM: base de medida

CE(IIW) = carbono equivalente, fórmula proposta pelo IIW

CEN: carbono equivalente, fórmula proposta por Yurioka

GFZTA: região de granulação fina da zona termicamente afetada

GGZTA: região de granulação grosseira zona termicamente afetada

CP: corpo de prova

CTOD: crack tip opening displacement

CTS: controlled thermal severity

HCS: hot cracking sensivity

Hd: hidrogênio difusível

HV: dureza Vickers

I: índice de resistência a corrosão

ICZTA: região intercrítica da zona termicamente afetada

IIW: International Institute of Welding

ISF: índice de susceptibilidade à fissuração

LE: limite de escoamento

LR: limite de resistência

LF: linha de fusão

MB: metal de base

MEV: microscópio eletrônico de varredura

MAC: martensita/austenita/carbeto

MO: microscópio óptico

MS: metal de solda

Pcm: carbono equivalente, fórmula proposta por Ito

RRC: rigid restraint cracking test

SCZTA: região subcrítica da zona termicamente afetada

TGF: tamanho de grão ferrítico

Tgh: tangente hiberbólica

TRC: tension restraint cracking test

ZF: zona fundida

ZTA: zona termicamente afetada

RESUMO

Foram determinadas as características de soldabilidade do aço USISAC350 nas espessuras de 16,0 mm e 37,5 mm, e do aço ASTM588B na espessura de 16,0 mm. Estes dois aços possuem características similares quanto à resistência mecânica e resistência à corrosão atmosférica, embora possuam projetos de ligas bastante diferenciados. Para essa caracterização, foram realizadas análise química, avaliação microestrutural e ensaios mecânicos de tração e de impacto Charpy tanto no metal base quanto nas juntas soldadas. As juntas foram soldadas pelo processo com arame tubular (FCAW) com dois diferentes níveis de aporte de calor. Avaliou-se a soldabilidade desses aços enfocando principalmente a susceptibilidade desses materiais à fissuração pelo hidrogênio por meio do ensaio Tekken e de dureza máxima para os quais foi utilizado o processo de soldagem com eletrodo revestido (SMAW). Através do ensaio Tekken, verificou-se que apenas o aço USISAC350 de menor espessura não requer a utilização de pré-aquecimento para prevenir a fissuração pelo hidrogênio. Todos os aços deste estudo apresentaram valor de dureza da Zona Termicamente Afetada (ZTA) abaixo de 350HV, valor esse geralmente especificado como dureza máxima permitida para a ZTA para evitar a ocorrência de fissuração pelo hidrogênio. A análise metalográfica das juntas concentrou-se exclusivamente na GGZTA. A presença de martensita foi observada apenas nas juntas soldadas do aço ASTM588B. Todas as juntas apresentaram propriedades mecânicas em tração atendendo a especificação do metal base. Como todos os corpos de prova romperam fora da solda, os resultados estão relacionados às propriedades mecânicas do metal base. Na análise feita na ZTA não foi observada uma boa correlação entre tenacidade e aporte de calor, entretanto, os melhores resultados obtidos de tenacidade foram para as juntas do aço ASTM588B.

ABSTRACT

This study aimed to determine the welding characteristics of USISAC350 (16.0 and 37.5 mm thick) and ASTM A588B (16.0 mm thick) steel grades. These steel grades present similar mechanical strength and atmospheric corrosion resistance with a significant difference in alloy design. For this characterization, chemical and microstructural analyses as well as tensile and Charpy tests were performed on the base metal and welded joints. The joints were welded by flux core arc welding (FCAW) with two different heat input levels. Tekken test and maximum hardness measurements were performed using shielded metal arc welding (SMAW) to compare the susceptibility to hydrogen cracking of the base metals. Tekken test results indicated that only the lower thickness USISAC350 steel did not require preheating to avoid the hydrogen cracking. The heat affect zone of all studied steel grades presented hardness values below 350HV. This value is generally specified as the maximum allowed hardness value in HAZ to avoid the occurrence of hydrogen cracking. Metallographic analysis of the welded joints was concerned only to the HAZ grain growth region. Martensite was only observed in ASTM A588B steel welded joints. All welded joint presented tensile properties that agreed to the specifications of the base metal. As all specimens broke outside the weld zone, the results were controlled by the base metal strength. In the HAZ analysis, a good toughness/heating input relation was not observed. Nevertheless, the best toughness results were obtained on ASTM A588B welded joints.

1. INTRODUÇÃO

O grande avanço tecnológico ocorrido nas últimas décadas tem contribuído consideravelmente para o desenvolvimento de novos materiais e o aperfeiçoamento dos materiais já existentes. Dentre estes materiais o aço se destaca devido à sua versatilidade. Assim, aços com maior resistência mecânica, e, em certos casos, maior resistência a corrosão atmosférica, aliada a maiores valores de tenacidade têm sido desenvolvidos como, por exemplo, os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). Entretanto uma das principais características para aplicação de um novo tipo de aço é a sua soldabilidade, tendo sido, portanto, necessário um desenvolvimento nesta área, para viabilizar sua utilização e comercialização ⁽¹⁾.

Nesse contexto a Usiminas desenvolveu uma nova família de aço denominada USISAC, aliando resistência mecânica e boa conformabilidade, junto à elevada resistência à corrosão atmosférica, características essenciais para a sua aplicação na construção metálica.

Os aços da família USISAC são compostos por duas séries:

- i) Série atual, composta pelos graus USISAC300 e USISAC350, com baixo teor de Cu e adições de Si, P e Cr;
- ii) Série tradicional, composta pelos graus USISAC41 e USISAC50, micro-ligados ao Cu e Cr.

Um dos principais fatores que justificou o desenvolvimento da série atual foi à elevada ocorrência de defeitos superficiais em produtos devido aos elevados teores de Cu utilizados na série tradicional. Este elemento, incorporado ao aço com o objetivo de aumentar sua resistência à corrosão atmosférica ou proporcionar endurecimento por precipitação, possui o inconveniente de provocar fragilização a quente ⁽³⁾. Com a redução do teor de Cu o acondicionamento que anteriormente era superior a 10% atualmente não passa de 1%.

O silício foi selecionado como principal elemento de liga por contribuir com a resistência à corrosão atmosférica, além de conferir boa resistência mecânica ao aço. O teor de silício usado é da ordem de 1,10%, o de cobre e cromo não mais que 0,09% e 0,25%, respectivamente, possibilitando desta forma a geração da nova série ⁽²⁾.

A mudança da composição química também proporcionou uma redução na susceptibilidade à fissuração pelo hidrogênio, devido à redução do carbono equivalente. Como exemplo para aços de mesma espessura (16,0mm) com teores de carbono e manganês similares, o carbono equivalente calculado pela fórmula CE (IIW) para os aços da série atual e da série tradicional são da ordem de 0,36% e 0,47% respectivamente.

Os aços da série atual são amplamente utilizados na construção metálica e se encontram no mercado há aproximadamente oito anos. Porém, na falta de um estudo da soldabilidade destes aços, os consumidores têm adotado em suas práticas de soldagem as informações disponíveis para os tradicionais aços resistentes à corrosão micro-ligados ao Cu e Cr.

Para maior adequação das práticas de soldagem adotadas pelos consumidores na utilização dos aços da versão atual, bem como facilitar sua comercialização e geração de conhecimento a seu respeito, é imprescindível a avaliação da soldabilidade destes aços.

Para melhor situar os resultados obtidos neste estudo os mesmos foram comparados com um aço tradicional, denominado ASTM A588B ⁽⁴⁾, amplamente empregado no mercado nacional na construção metálica.

2. OBJETIVOS

O presente trabalho teve como objetivo geral, determinar as características de soldabilidade do aço USISAC350 em comparação com o aço ASTM A588B, ambos resistentes à corrosão atmosférica.

Dentro deste, os seguintes objetivos específicos foram considerados:

Caracterizar os metais de base, através de análises química e metalográfica com o auxílio do microscópio óptico (MO) e levantamento das propriedades mecânicas de tração e impacto Charpy;

Avaliar a susceptibilidade à fissuração pelo hidrogênio, empregando para isso os ensaios Tekken e dureza máxima;

Caracterizar as juntas soldadas, também através de análises química e metalográfica com o auxílio do MO e levantamento das propriedades mecânicas de tração e impacto Charpy.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Emprego do aço na Construção Metálica

Nas últimas décadas, a utilização do aço tem sido empregada numa ampla variedade de aplicações estruturais. Apesar da longa experiência acumulada pelo emprego deste material, eles continuam a ser um importante objeto de pesquisa, como comprovado pelo grande número de trabalhos apresentados em importantes conferências. Isto tem conduzido à introdução no mercado de produtos de qualidade superior no que concerne às propriedades mecânicas e a soldabilidade ⁽³⁾.

A aplicação do aço na fabricação de estruturas é bastante difundida em países desenvolvidos por suas vantagens sobre o concreto como, por exemplo, maior versatilidade, menor prazo para conclusão da obra, vãos livres maiores (devido à maior resistência mecânica), melhor organização do canteiro de obras e maiores soluções arquitetônicas ⁽²⁾.

As possibilidades de aplicação do aço na fabricação de estruturas são variadas. Em diversos setores, as vantagens da utilização do aço, isoladamente ou em soluções mistas com o concreto, têm possibilitado, ao longo dos anos, que arrojado arquitetônico com soluções de projeto, fabricação, transporte e montagem em estruturas metálicas cresçam e se multipliquem todos os dias. A construção metálica possibilita o atendimento destes objetivos, facilitando o acompanhamento, bem como correções específicas que garantam o bom desempenho do empreendimento ⁽⁵⁾.

Devido a todas as suas vantagens, o aço não poderia estar fora da obra e cartão postal do Brasil, a Ponte JK, construída em Brasília no ano de 2002, com mais de 13 mil toneladas de aço da família USISAC, onde utilizou-se aços da série atual e tradicional, como mostra a figura 3.1.

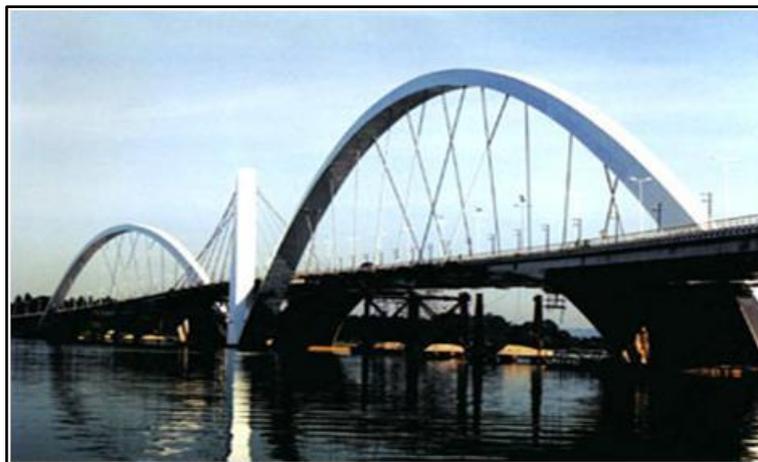


Figura 3. 1: Foto da Ponte JK, fabricada com aço da família USISAC.

3.2. Aços Resistentes à Corrosão Atmosférica

A corrosão é um dos maiores problemas enfrentados pelos aços carbono. Dentre as medidas para a sua prevenção está o emprego de revestimentos metálicos e/ou de pintura. A utilização dos aços carbono resistentes a corrosão atmosférica é também uma alternativa de reduzir as taxas de corrosão atmosférica e otimizar o desempenho dos revestimentos.

Sabe-se, há mais de 80 anos, que a adição de pequenas quantidades de cobre, fósforo e outros elementos têm um efeito benéfico sobre os aços reduzindo a velocidade de corrosão, quando expostos ao ar. Mas o grande estímulo do emprego desses aços, foi dado pela companhia norte americana United States Steel Corporatin que, no início da década de 1930, desenvolveu um aço cujo nome era Cor-Ten ⁽⁶⁾.

O aço Cor-Ten foi desenvolvido originalmente para indústria ferroviária, e sua grande virtude aparente era permitir a construção de vagões mais leves. A propriedade de resistir à corrosão foi alcançada por acaso, embora desde o final do século XIX já se conhecessem as influências benéficas do cobre e do fósforo. Contudo a consolidação do uso deste tipo de aço, sem revestimento se deu em definitivo nos anos 60, a partir da sua utilização em torres de transmissão e em estruturas de edifícios ⁽⁷⁾.

Esses aços podem desenvolver, sob condições favoráveis, uma película de óxidos durável e aderente com características protetora. Essa camada atua de modo eficiente na redução da velocidade de corrosão desses aços, quando expostos a ambientes externos. A formação da camada protetora é função de vários fatores, tais como: os parâmetros climáticos e níveis de poluição do local onde a estrutura está exposta, do grau de abrigo de um dado componente e da própria composição química do aço ^(2, 8).

À medida que a camada protetora vai se formando nesses aços, a taxa de corrosão vai diminuindo, pois esta camada atua como barreira protetora isolando o aço. De um modo geral, a velocidade de corrosão desses aços é estabilizada (torna-se constante) na maior parte das atmosferas após quatro anos de exposição. A camada protetora bem formada só é conseguida em condições de umedecimento e secagem alternadas do aço. Já no aço carbono comum a camada de óxidos formada é, em geral porosa, e não tem características protetoras ⁽⁷⁾.

3.2.1. Influência da Composição Química na Taxa da Corrosão Atmosférica

Conforme já mencionado, a formação da camada protetora em aços resistentes a corrosão atmosférica é resultado da combinação de certos elementos de liga como cobre, níquel, silício, fósforo e outros, e geralmente a soma destes não ultrapassa o valor de 3% ⁽⁹⁾. A figura 3.2 mostra a influência individual dos diferentes elementos químicos sobre a resistência à corrosão atmosférica.

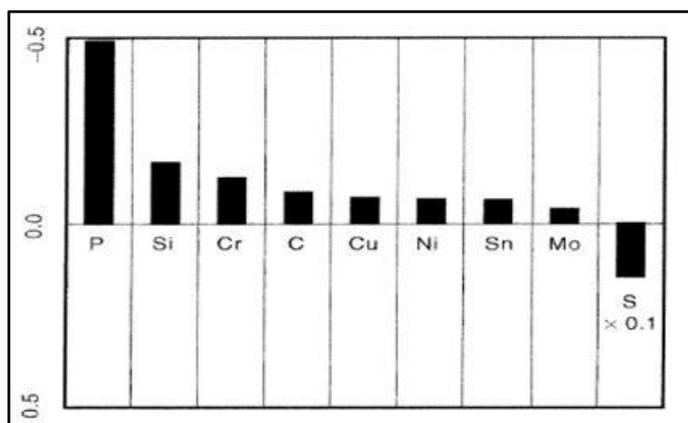


Figura 3. 2: Efeito dos elementos químicos na taxa de corrosão atmosférica ⁽⁹⁾.

Segundo a figura 3.2, quanto mais negativo for o valor mostrado na ordenada, maior é a influência do mesmo com relação a resistência à corrosão atmosférica. Essa figura mostra claramente o efeito benéfico do fósforo com relação à resistência à corrosão atmosférica. O fósforo, particularmente quando adicionado ao aço em conjunto com o cobre, melhora suas propriedades de resistência à corrosão atmosférica. Na prática, teores de fósforo acima de 0,1% deterioram as propriedades mecânicas e a soldabilidade, porém teores de cerca de 0,06% melhoram consideravelmente a resistência à corrosão, sem afetar significativamente essas propriedades. Pequenas quantidades de cromo têm efeito significativo na resistência a corrosão. A adição de cobre, mesmo em um teor próximo a 0,03%, já tem efeito significativo na redução das taxas de corrosão atmosférica ⁽⁸⁾.

A norma ASTM G101⁽¹⁰⁾ classifica os aços quanto à resistência à corrosão, permitindo avaliar a resistência à corrosão atmosférica dos aços usando modelamento matemático que correlaciona composição química e perda de massa por ação da atmosfera. Nesta norma são propostos dois métodos de cálculo para o índice de corrosão (I), descritos nos itens 6.3.1 e 6.3.2 da respectiva norma. Segundo esta norma, quanto maior o valor I, maior a resistência a corrosão do aço. A norma do aço ASTM A588B especifica um valor I mínimo de 6,0 para o aço em questão.

A tabela III.1 mostra alguns valores típicos do índice I para diferentes aços ⁽¹¹⁾.

Tabela III.1: Valores típicos de I para três diferentes aços (% massa)

Aço	C	Mn	Si	P	Cu	Cr	V	Ni	I _{6,3,2}
ASTMA588B	0,13	1,20	0,30	0,022	0,35	0,55	0,033	0,20	6,24
USISAC350	0,13	1,19	1,17	0,041	0,08	0,20	-	-	7,01
C-Mn	0,14	0,80	0,20	0,025	-	-	-	-	3,07

O índice utilizado para os cálculos dos valores obtidos na tabela III.1 foi o I_{6,3,2}, pelo fato do mesmo abranger uma ampla faixa de composição química inclusive as faixas de composição química dos aços deste estudo.

3.3. Soldabilidade dos Aços ARBL

3.3.1. Fissuração pelo Hidrogênio

Um dos maiores problemas encontrados na soldagem dos aços ARBL é a fissuração pelo hidrogênio. A fissuração pelo hidrogênio é muitas vezes citada na literatura técnica com diferentes nomes, como: Fissuração a frio, fissuração retardada, fissuração sob o cordão e fissuração na margem do cordão ⁽¹²⁾.

Estima-se que problemas de soldabilidade associados com a formação deste tipo de trinca existam desde o final do século XIX, quando se iniciou a soldagem do aço com eletrodo metálico. Entretanto, somente a partir da utilização do eletrodo revestido como consumível é que o problema começou a ser considerado ⁽¹³⁾.

O fenômeno de fissuração pelo hidrogênio possui uma característica interessante: a sua ocorrência nem sempre se dá logo após a junta soldada atingir a temperatura ambiente, dependendo das condições, o período de incubação pode variar de alguns minutos a várias horas. Após este período, a trinca cresce de uma forma lenta e descontínua até as suas dimensões finais. Em geral, pode-se considerar que a trinca está em geral completamente formada 48 horas após a soldagem ^(13, 14, 15).

3.3.1.1. Caracterização do Problema

Durante a soldagem, o hidrogênio é absorvido da atmosfera e também por diversas outras fontes, tais como a umidade contida no revestimento dos eletrodos ou fluxos, óleo, sujeira, graxa ou oxidação presente no metal de base (MB) e fluidos remanescentes de operação de limpeza. Esse hidrogênio se decompõe na atmosfera do arco liberando hidrogênio ^(16, 17).

Em processos de soldagem que utilizam fluxos (arame tubular e arco submerso), este material é a maior fonte de hidrogênio para o arco.

Este hidrogênio pode se dissolver facilmente na poça de fusão, em quantidades relativamente elevadas uma vez que esse apresenta uma solubilidade no metal líquido muito superior à do sólido, conforme mostra a figura 3.3.

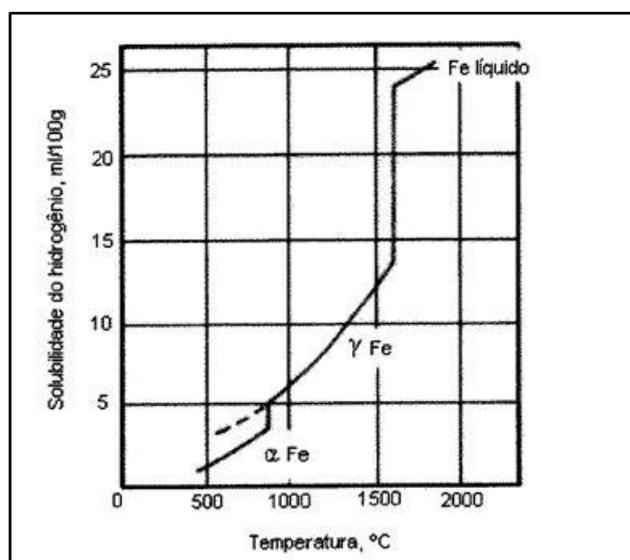


Figura 3. 3: Solubilidade do hidrogênio no ferro puro ⁽¹⁾.

Durante o resfriamento, uma parte desse hidrogênio escapa por difusão da zona fundida (ZF) para a atmosfera, mas outra parte difunde para a zona termicamente afetada (ZTA).

A concentração do hidrogênio na ZTA é facilitada pelo fato de que a austenita tende a se transformar antes na ZF do que na ZTA, em virtude dos menores teores de carbono e

de elementos de liga normalmente presentes em metais de adição empregados para soldagem de aços ARBL. Como o hidrogênio apresenta menor solubilidade e maior difusibilidade na ferrita do que na austenita, esse tende a difundir para as regiões ainda não transformadas da ZTA, causando uma concentração deste elemento nesta região ⁽¹⁴⁾.

A figura 3.4 ilustra o mecanismo de difusão do hidrogênio para a ZTA durante a operação de soldagem.

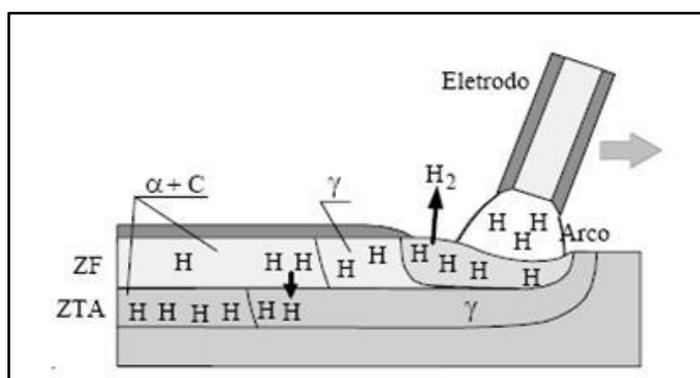


Figura 3.4: Mecanismo de difusão de hidrogênio para a ZTA, onde: γ - austenita, α - ferrita, C - carboneto e H – hidrogênio.

O hidrogênio atômico aprisionado na ZTA difunde para descontinuidades na rede e se concentra nesses pontos. Esse acúmulo de hidrogênio pode enfraquecer as ligações metálicas e nuclear uma trinca, a qual, sob condições apropriadas, se propagará e levará à fissuração da junta soldada ⁽¹⁶⁾.

A fissuração pelo hidrogênio ocorre principalmente na ZTA, mas pode ocorrer também na ZF ^(14, 15).

Existe um consenso geral de que são quatro os fatores que influenciam a formação das trincas a frio: teor de hidrogênio, nível de tensão, microestrutura susceptível e temperatura ^(13, 14, 16, 19).

i) Teor de Hidrogênio

O hidrogênio é introduzido na poça de fusão por diversas fontes, conforme já mencionado. Em geral, quanto maior a quantidade de hidrogênio presente no componente, maior o risco de ocorrência da trinca a frio. Portanto, se faz necessário conhecer a quantidade introduzida deste elemento durante a soldagem. Segundo Alé ⁽¹⁵⁾ essa quantidade de hidrogênio é, em aplicações de soldagem, geralmente indicada através da:

- Medida da quantidade de hidrogênio associada com os consumíveis utilizados (hidrogênio potencial);
- Medida de uma parcela da quantidade de hidrogênio realmente presente na solda (hidrogênio difusível).

O primeiro tipo de medida caracteriza o hidrogênio potencial do processo. A escolha do termo, hidrogênio potencial se deve ao fato de que nem todo o hidrogênio presente nos consumíveis é absorvido pela poça de fusão, estando, entretanto potencialmente disponível. Em um revestimento ou fluxo de soldagem isento de matéria orgânica, a quantidade de umidade contida nestes é uma medida da quantidade de hidrogênio que, potencialmente, o consumível pode passar para a solda durante a operação de soldagem ^(14, 15).

Devido à sua elevada mobilidade atômica, a maior parte do hidrogênio absorvido durante a soldagem tende a se difundir rapidamente do metal de solda (MS) e do MB, escapando destes para a atmosfera em período de horas ou dias. A quantidade de hidrogênio que escapa desta forma, durante um período de tempo é chamada de hidrogênio difusível. Esse tipo de medida é considerado como mais satisfatório que o anterior, pois fornece uma indicação da quantidade de hidrogênio transferido pelo processo para uma solda real ^(14, 17).

Os diferentes métodos usados para determinar a quantidade de hidrogênio difusível envolvem basicamente à têmpera (resfriamento rápido) de um CP após soldagem e a sua

colocação em um ambiente fechado onde o hidrogênio é recolhido por um período de tempo a uma dada temperatura. Na sua forma mais comum, o recolhimento ocorre em um tubo coletor originalmente cheio de um líquido (geralmente glicerina ou mercúrio), medindo-se a quantidade de hidrogênio através do deslocamento pelo gás do líquido no alto do tubo. O recolhimento do hidrogênio também pode ser feito em uma câmara fechada, medindo-se posteriormente o hidrogênio liberado por cromatografia gasosa ⁽¹⁴⁾. O hidrogênio difusível é expresso usualmente em ml/100g de metal depositado.

Estima-se que cerca de 60% das análises feitas do mundo envolvem a cromatografia gasosa ⁽¹⁶⁾.

Segundo o IIW (International Institute of Welding), quatro termos podem ser utilizados para descrever os níveis de hidrogênio em uma operação de soldagem, independente do processo que está sendo utilizado ^(14, 20, 21), que são:

- i) Extra baixo: 0 a 5 ml/100g de metal depositado;
- ii) Baixo: 5 a 10 ml/100g de metal depositado;
- iii) Médio: 10 a 15 ml/100g de metal depositado;
- iv) Alto: >15 ml/100g de metal depositado.

Ainda segundo o IIW existe, para um dado tipo de consumível, uma correlação entre os níveis de hidrogênio potencial com os níveis de hidrogênio no metal de solda (hidrogênio difusível) de modo a se controlar a quantidade do hidrogênio dos consumíveis. Essa correlação é mostrada na figura 3.5 ^(14, 15).

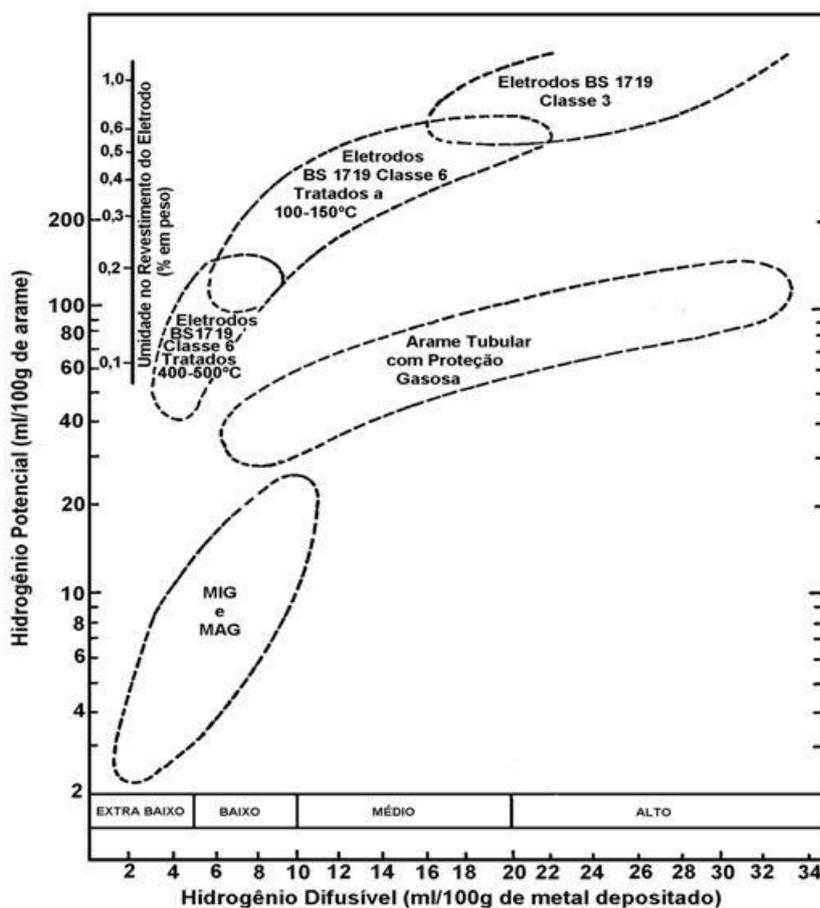


Figura 3.5: Relação entre hidrogênio potencial e hidrogênio difusível ⁽¹⁴⁾.

Uma vez que a maior parte do hidrogênio transferido para a poça de fusão é proveniente do revestimento de eletrodos e ou fluxos de soldagem, esses devem ser armazenados em locais adequados e submetidos à secagem em fornos apropriados antes da sua utilização a fim de minimizar a presença do mesmo.

ii) Nível de Tensão

As tensões que agem na solda são função do tamanho, espessura e configuração da junta, da restrição externa exposta, e da resistência do MB e do MS. Essas tensões são desenvolvidas principalmente na contração térmica durante o resfriamento da junta ⁽¹⁵⁾.

Em geral, quanto maior o nível de tensão, menor o teor de hidrogênio necessário para a ruptura do material ⁽¹⁶⁾.

Adoção de seqüências especiais de deposição e cuidados para se evitar a presença de concentradores de tensão, como mordeduras e falta de penetração na raiz também ajudam a minimizar o nível de tensões localizadas na solda ⁽¹⁶⁾.

iii) Microestrutura Susceptível

As microestruturas, formadas tanto na ZF como na ZTA, são importantes para determinação da formação de trincas a frio em juntas soldadas. Como regra geral, para aços ARBL, quanto maior a dureza da microestrutura, maior o risco de trincamento. Desta forma, é possível estabelecer um valor crítico de dureza abaixo do qual o risco de trincamento é minimizado. Embora esse valor dependa de fatores tais como: nível de hidrogênio associado ao processo de soldagem e nível de tensões existentes na junta, o valor de 350HV é comumente usado como uma referência. A adoção deste valor teve origem tanto na experiência prática quanto em experiências laboratoriais e corresponde à ausência de martensita na ZTA ^(22, 23).

Microestrutura de elevada dureza, além de apresentar menor tenacidade e ductilidade, tem sua capacidade de acomodação das tensões reduzida na região da solda. Uma microestrutura macia é capaz de tolerar, sem fissurar, uma maior quantidade de hidrogênio do que as mais duras ^(14, 24).

As microestruturas finais da junta soldada dependem diretamente de dois fatores: taxa de resfriamento e temperabilidade.

A taxa de resfriamento é função do aporte de calor, da temperatura de pré-aquecimento, da espessura e da geometria da junta. De um modo geral, as microestruturas resultantes de altas taxas de resfriamento ou baixa energia de soldagem são as mais susceptíveis a fissuração pelo hidrogênio ⁽²⁴⁾.

A temperabilidade do aço e também a sua dureza, são governadas pela composição química, ou seja, pela contribuição total dos elementos presentes no aço. A temperabilidade pode ser estimada pelo carbono equivalente ⁽²⁴⁾.

Existem diversas formulações na literatura para o carbono equivalente como, por exemplo:

$$P_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \left(\frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} \right) + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5\%B \dots \dots \dots (3.1)$$

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

$$CEN = \%C + A(C) \times \left[\frac{\%Si}{24} + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%Ni}{20} + \left(\frac{\%Cr + \%Mo + \%Nb + \%V}{5} \right) + 5\%B \right]$$

Onde:

$$A(C) = 0,75 + 0,25tgh \times [20(\%C - 0,12)] \dots \dots \dots (3.3)$$

Segundo informações da literatura consultada ^(15, 22, 25), a fórmula de P_{cm} é mais adequada para aços com menor teor de carbono (C ≤ 0,16%). A fórmula CE (IIW), desenvolvida pela IIW, considerada a mais antiga, foi obtida a partir de testes em aços com teores mais elevados de carbono (C ≥ 0,18%). Já a fórmula CEN é adequada para aços com diferentes teores de carbono (0,01 a 0,30%). Essa última fórmula é uma combinação das fórmulas de CE (IIW) e P_{cm}. O teor de cada elemento das fórmulas citadas deve estar em percentagem em peso.

Para aços cuja resistência é conseguida através de precipitação e não através de solução sólida ou transformação de fase, como o caso dos aços ARBL, a aplicação das equações de carbono equivalente é válida, mas podem gerar erros. Em particular, elementos como oxigênio, nitrogênio, titânio e boro, que têm influência significativa na microestrutura e propriedades mecânicas, são frequentemente omitidos nessas equações ⁽²⁶⁾.

Como regra geral, quanto maior o valor do carbono equivalente de um aço, maior a sua sensibilidade à fissuração a frio. Para evitar a ocorrência de microestrutura susceptível o ideal é utilizar um pré-aquecimento adequado e/ou aumentar a energia de soldagem ⁽¹⁷⁾.

iv) Temperatura

A importância da temperatura na ocorrência da trinca a frio se deve ao fato de que a fragilização pelo hidrogênio dos aços tende a ocorrer numa faixa entre -100 e 200 °C, sendo máxima a temperaturas próximas à ambiente ⁽¹⁴⁾.

Os três primeiros fatores descritos (teor de hidrogênio, nível de tensão e microestrutura susceptível) são interdependentes. Se um deles estiver presente em alta intensidade, a fissuração pode ocorrer mesmo que o nível dos outros fatores não seja elevado. O quarto fator, ou seja, que o material esteja no intervalo de temperaturas de fragilização é sempre necessário ⁽¹⁴⁾.

Esta forma de fissuração pode ser evitada se a temperatura é mantida suficientemente alta, de modo que todo o hidrogênio se difunda para fora da peça antes desta ser resfriada. Isso pode ser obtido através da soldagem executada por diversos passes ou aplicação de pré-aquecimento ou pós aquecimento ^(27, 28).

3.3.1.2. Ensaios de Soldabilidade para Avaliação da Susceptibilidade à Fissuração pelo Hidrogênio

Durante as últimas décadas foram desenvolvidos vários ensaios para avaliar os aços quanto à sua susceptibilidade à formação de trincas a frio. Eles são usados em diversas aplicações, incluindo a seleção do processo de soldagem adequado e a temperatura de pré-aquecimento necessária ^(1, 13, 18).

Em geral os testes de soldabilidade fornecem resultados qualitativos, do tipo, trinca ou não trinca, porém alguns testes fornecem resultados quantitativos, que não devem ser utilizados para prever trincas em estruturas reais.

Os inúmeros testes de soldabilidade podem ser classificados de acordo com a tensão envolvida. Desta forma os mesmos podem ser divididos em dois grupos: ensaios de restrição externa e ensaios de auto-restrição^(20, 29).

i) Ensaios de Restrição Externa:

Estes ensaios avaliam os efeitos da variação dos parâmetros de soldagem sobre a formação de trincas a frio sob diferentes níveis de tensão externa aplicada a junta soldada. Pode se citar, como os testes mais utilizados: RRC (Rigid Restraint Cracking Test), TRC (Tension Restraint Cracking Test) e o Teste de Implante.

ii) Ensaios de Auto Restrição:

Estes ensaios avaliam o efeito da variação dos parâmetros de soldagem e do teor de hidrogênio sob condições de restrição pré-estabelecida. Nenhuma carga externa é aplicada a solda. Pode-se citar como os testes mais utilizados: Tekken, Lehigh, CTS (Controlled Thermal Severity) e G-BOP (Gapped Bead-On-Plate).

Devido à facilidade de execução, os testes de auto restrição têm encontrado uma aplicação mais ampla que os de restrição externa. Dentre esses ensaios se destaca o ensaio Tekken. Esse ensaio é divulgado mundialmente e amplamente usado para seleção de procedimentos de soldagem e para estudos de fissuração pelo hidrogênio em aços estruturais de alta resistência tanto no MS quanto no MB. Isso se deve ao fato da facilidade de elaboração, versatilidade, baixo custo, simplicidade de análise e boa reprodutibilidade dos resultados, além de ser considerado o mais rigoroso dos testes de trincamento a frio^(1, 15, 16).

3.3.2. Determinação da Temperatura Mínima de Pré-Aquecimento

A temperatura de pré-aquecimento determinada no ensaio Tekken é importante para evitar a ocorrência de trincas a frio, porém pelo fato do ensaio Tekken ser muito rigoroso essa temperatura na maioria das vezes está além da temperatura mínima

necessária, isto é, o seu valor pode ser considerado como conservador ^(22, 30). Isto se deve a:

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

Desta forma, existe uma correção prática adotada pelos japoneses, entre a temperatura de pré-aquecimento obtida no ensaio Tekken e a temperatura realmente necessária para a soldagem em função do limite de escoamento do aço ^(22, 30). A figura 3.6 mostra essa correção.

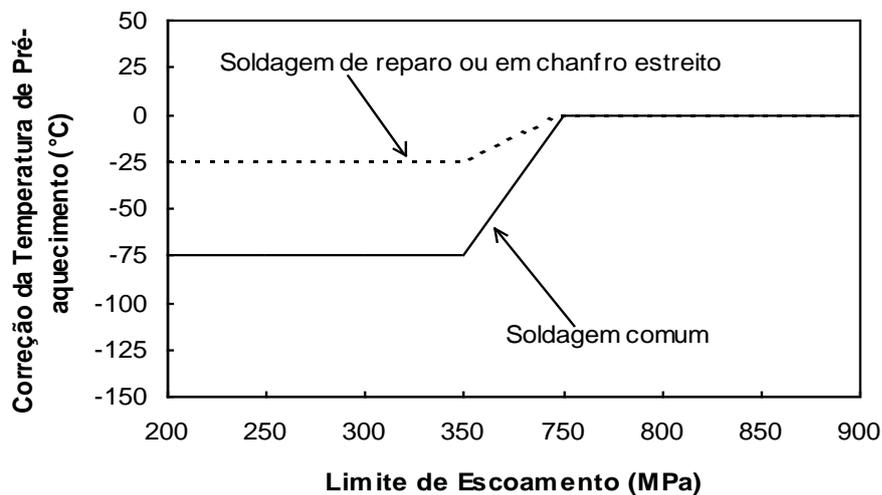


Figura 3.6: Correção da temperatura de pré-aquecimento para soldagem comum a partir dos resultados de ensaios Tekken ^(22, 30).

Segundo a figura 3.6, para um aço com limite de escoamento de 300 MPa, pode-se reduzir da temperatura de pré-aquecimento obtida no ensaio Tekken em 75°C para a soldagem comum e 25°C para a soldagem de reparo (chanfro estreito).

Existem vários métodos que auxiliam na determinação da temperatura mínima de pré-aquecimento, todos eles baseados em dados experimentais. De acordo com Kasuya e Yurioka ⁽³¹⁾, os métodos mais conhecidos são: BS-5135, AWS-D1.1, procedimento do JSSC (Japan Steel Structure Construction) e o Método Gráfico CEN. Cada um desses métodos possui suas particularidades e servem como uma grande ferramenta para se estimar a temperatura mínima de pré-aquecimento para a soldagem.

Podem ser encontrado na literatura comparações entre esses métodos, cuja conclusão é a de que o Método Gráfico é o mais preciso ^(22, 30, 31).

Na figura 3.7 são apresentadas às chamadas curvas mestres do Método Gráfico, indicando a relação entre a temperatura de pré-aquecimento obtida no ensaio Tekken, o carbono equivalente CEN, cuja formula encontra-se na expressão (3.3) e a espessura da chapa. Essas curvas são válidas somente para as condições indicadas na figura, que são:

- i) Teor de hidrogênio difusível de 5 ml/100g de metal depositado;
- ii) Aporte de calor de 1,7 kJ/mm;
- iii) Temperatura de 10 °C.

Quando qualquer uma das condições reais de soldagem forem diferentes das indicadas, deve se consultar as figuras 3.8 e 3.9, as quais mostram, respectivamente, o efeito do teor de hidrogênio difusível e o aporte de calor sobre a temperatura crítica de pré-aquecimento, ambos fornecidos em termos de incrementos de CEN.

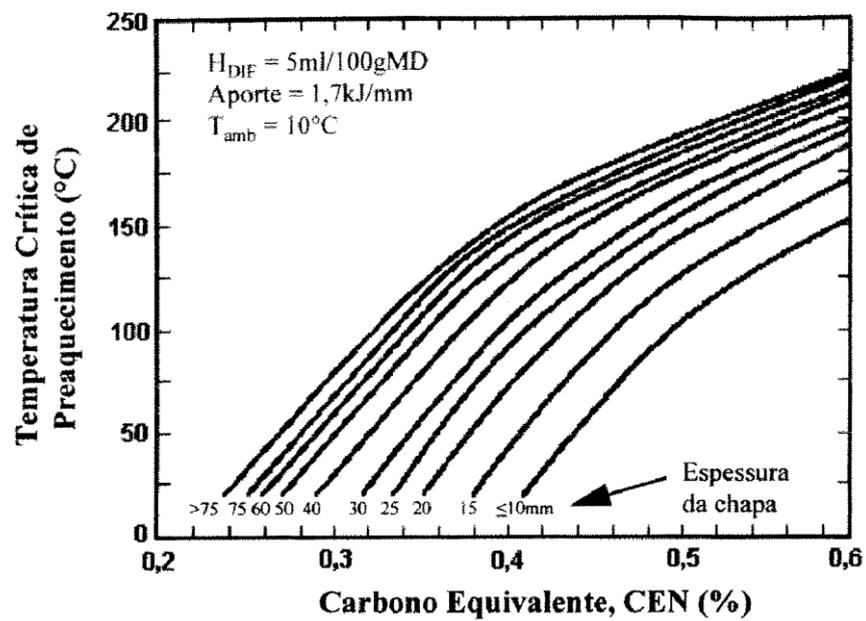


Figura 3.7: Curvas mestras do Método gráfico para determinação da temperatura de pré-aquecimento para soldagem ⁽²²⁾.

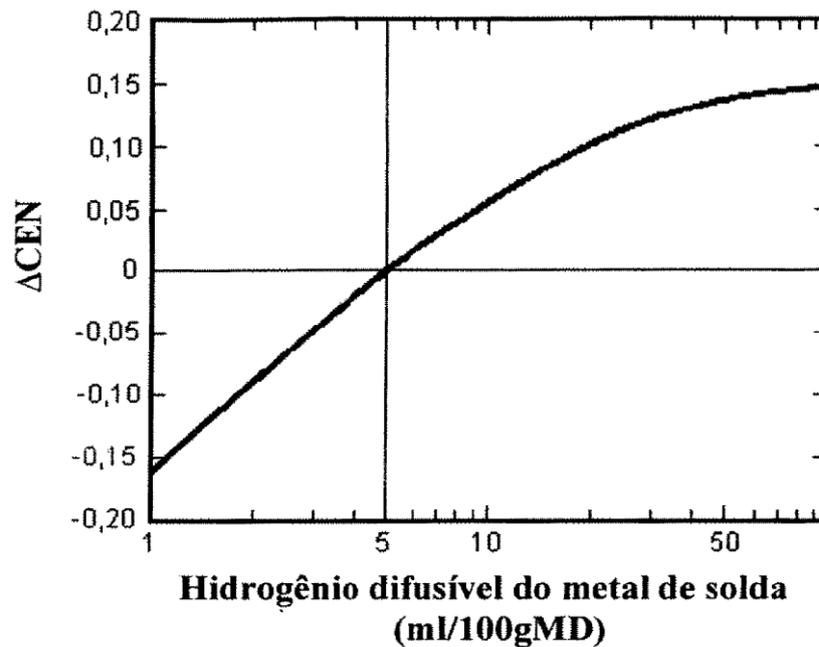


Figura 3.8: Correção do valor de CEN em função do teor de hidrogênio difusível ⁽²²⁾.

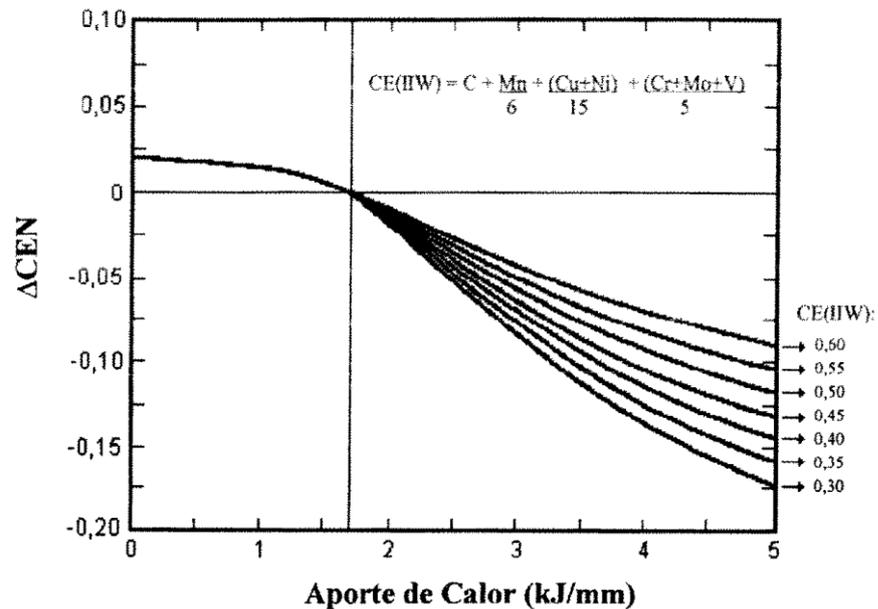


Figura 3.9: Correção do valor de CEN em função do aporte de calor de soldagem e do valor do CE(IIW) ⁽²²⁾.

Esses incrementos positivos ou negativos no valor de CEN são utilizados para se obter o valor de CEN corrigido, o qual deve então ser empregado na figura 3.7 para obtenção da temperatura de pré-aquecimento, correspondente ao que se obteria em um ensaio Tekken. Contudo, o Método Gráfico reconhece a severidade do ensaio Tekken, discutido anteriormente, motivo pelo qual é sugerida a correção do valor da temperatura de pré-aquecimento, o que é feito com o auxílio do gráfico mostrado na figura 3.6.

A curva da figura 3.8 mostra que um teor de hidrogênio difusível acima de 5 ml/100g de metal depositado equivale, respectivamente, a um acréscimo do valor de CEN devido ao aumento ou redução do risco de fissuração pelo hidrogênio, promovido por essa variável. Para a diminuição do teor de hidrogênio o raciocínio inverso é válido.

A figura 3.9 indica que uma redução no aporte de calor equivale a um aumento no valor de CEN, visto que isso implica num aumento da dureza na ZTA devido à maior taxa de resfriamento, e conseqüentemente a um maior risco de ocorrência de trincas a frio. Para aumento do aporte de calor, o raciocínio inverso é válido. Além do aporte de calor,

observa-se nessa mesma figura o uso de diversas curvas para diferentes valores de CE (IIW), as quais tendem a se afastar com o aumento do aporte de calor.

O conhecimento da temperatura mínima de pré-aquecimento para a soldagem dos aços estruturais é de suma importância, pois a mesma atua diretamente na redução da velocidade de resfriamento, proporcionando a obtenção de microestruturas de baixa dureza, permitindo também uma maior difusão do hidrogênio para fora do componente, prevenindo assim a formação de trincas a frio. Entretanto, a utilização de um pré-aquecimento desnecessário onera o custo do processo e pode causar distorções térmicas nos componentes a serem soldados.

3.3.3. Zona Fundida

Durante as últimas décadas tem sido observado um importante avanço na unificação da terminologia adotada para as microestruturas da ZF. Considerando que as propriedades das juntas soldadas são muito influenciadas pelo tipo de microestrutura formada nesta região é de fundamental importância a unificação da terminologia dos diversos constituintes, de modo que sejam evitadas ambigüidades na comparação dos resultados obtidos por diferentes pesquisadores ⁽³³⁾.

O IIW desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes da ZF, baseado na sua observação em MO, que se tornou o mais aceito atualmente ⁽³⁴⁾. Segundo este sistema, os constituintes mais comuns da ZF são:

- i) Ferrita de contorno de grão;
- ii) Ferrita poligonal intragranular;
- iii) Ferrita com segunda fase alinhada;
- iv) Ferrita com segunda fase não alinhada;
- v) Ferrita acicular;
- vi) Agregado ferrita-carbeto (incluem a perlita, bainita e constituinte AM);
- vii) Martensita.

A ferrita acicular, devido a seu pequeno tamanho de grão e contornos de alto ângulo é o microconstituente mais desejado para a ZF, sob o ponto de vista de se garantir uma maior tenacidade. A formação de grandes proporções de ferrita primária de contorno de grão, ferrita com segunda fase, bainita superior e também martensita é geralmente considerada detrimental, já que estas estruturas fornecem caminhos fáceis para a propagação de trincas ⁽¹⁵⁾.

Em soldas executadas com apenas um passe a microestrutura da ZF será formada pelos produtos da decomposição da austenita durante um único ciclo de resfriamento, resultando nos constituintes citados. Em soldas realizadas com diversos passes, a microestrutura será mais complexa, sendo formada por regiões reaquecidas e alteradas pelos ciclos térmicos dos passes seguintes e por regiões que permaneceram basicamente inalteradas ^(14, 16).

3.3.4. Zona Termicamente Afetada

A microestrutura da ZTA é resultado das transformações estruturais do MB associadas com os ciclos térmicos e deformações durante a soldagem. A extensão da ZTA depende da geometria da junta, espessura da chapa, propriedades térmicas do material, temperatura de pré-aquecimento e principalmente do processo e parâmetros de soldagem empregados ⁽³⁵⁾.

Como o próprio nome diz, a ZTA compreende toda a região do MB que foi afetada, de algum modo, pelo calor da soldagem, estendendo-se desde a interface com o metal de solda (linha de fusão) até regiões aquecidas a aproximadamente 500 - 600°C. Esse limite foi escolhido baseado no fato de que nenhuma mudança metalúrgica importante ocorre abaixo de 500°C, para as condições de soldagem usuais ⁽³⁾.

A ZTA é facilmente visível nos aços por meio de macrografia, sua extensão vai desde a região onde o aço atinge a temperatura de fusão até a distância na qual se atinge uma temperatura de pico inferior a Ac_1 . Para fins de estudo, considerando a soldagem com

um único passe, pode-se considerar a ZTA dos aços transformáveis como sendo formada por diferentes regiões como seguem ^(14, 36):

i) Região de Granulação Grosseira ou Região de Crescimento de Grão (GGZTA)

Corresponde à porção do MB aquecida na região austenítica, acima de sua temperatura de crescimento de grão, em geral próxima de 1200°C, exibindo uma microestrutura final grosseira e geralmente de baixa tenacidade.

ii) Região de Granulação Fina ou de Normalização (GFZTA)

Situa-se mais afastada da linha de fusão que a GGZTA, sendo submetida a temperaturas de pico entre cerca de 1200°C e A_3 (temperatura de início de formação da ferrita). Esta região é caracterizada por uma estrutura de granulação fina, similar à dos aços normalizados. Esta região não é considerada problemática para a maioria dos aços, exceto para aqueles temperados e revenidos, onde ela pode apresentar menor resistência que o MB.

iii) Região Intercrítica (ICZTA)

Região na qual o material é aquecido durante a soldagem entre A_3 e A_1 (temperatura eutetóide) e sofre uma transformação parcial, isto é, apenas parte de sua estrutura é transformada em austenita, que se decompõe em seguida durante o resfriamento.

iv) Região Subcrítica (SCZTA)

Apresenta pequenas alterações microestruturais visíveis ao MO em aços na condição de laminado a quente ou normalizado. Estas se resumem basicamente a uma pequena esferoidização da perlita.

A figura 3.10 mostra um desenho esquemático das diferentes regiões da ZTA bem como as faixas de temperaturas a qual cada região está submetida.

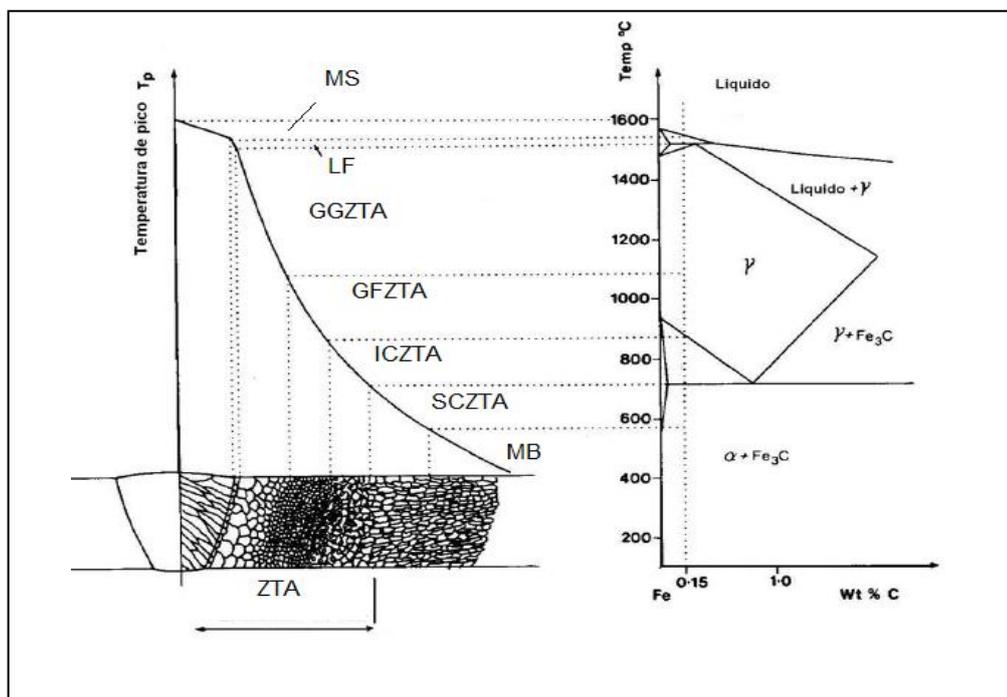


Figura 3.10: Representação esquemática das diferentes regiões da ZTA ⁽³⁵⁾.

Na soldagem multipasses, as regiões da ZTA são submetidas a dois ou mais ciclos térmicos, assim, as zonas formadas pelo passe anterior são alteradas pelos ciclos térmicos posteriores, formando desta forma regiões mistas ^(14, 37).

Em princípio os microconstituintes que são encontrados na GGZTA são qualitativamente os mesmos que na ZF, com pequenas observações que devem ser consideradas. A bainita e a martensita são mais freqüentemente observadas na ZTA devido o maior teor de carbono nesta região. Já a ferrita acicular, a menos de aços microligados ao nióbio, vanádio e titânio, tem pouca possibilidade de ocorrer nessa região ⁽¹⁴⁾.

De acordo com a metodologia proposta pelo TWI (The Welding Institute) ⁽³⁸⁾, os possíveis constituintes da ZTA, bem como suas características são:

- i) **Martensita:** constituinte que se forma como produto final da transformação. É promovido pelo teor de elementos de liga, embora possa ser encontrado em aços C-Mn comuns soldados com baixo aporte de calor.

- ii) Ferrita com MAC: geralmente é o constituinte mais observado em aços C-Mn, ocorrendo numa ampla faixa de aporte de calor. A segunda fase, que pode ser martensita, austenita, carbeto e/ou ferrita e carbeto, se apresenta alinhada ou não alinhada. Contudo, a presença ou não do alinhamento provavelmente está relacionada à seção de corte.
- iii) Ferrita de Widmanstätten intragranular: constituinte formado a temperatura de transformação mais elevadas e favorecido pela utilização de taxas de resfriamento mais baixas. As ripas da ferrita de Widmanstätten apresentam uma menor razão de aspecto que as ferrita com MAC.
- iv) Ferrita pró-eutetóide: constituinte frequentemente formado nos contornos de grão da austenita, especialmente em soldagens com alto aporte. É o primeiro produto de transformação a se formar na ZTA, podendo ser suprimido com a adição de elementos de liga que baixam a temperatura de decomposição da austenita.
- v) Perlita: constituinte geralmente encontrado em associação com a ferrita pró-eutetóide, formado quando da utilização de aportes de calor muito elevados.
- vi) Agregado ferrita-carbeto: constituinte formado fora dos contornos de grão da austenita. Apresenta uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida pelo MO. Para maiores aumentos, esse constituinte aparece como uma dispersão de carbeto na ferrita.

3.3.5. Fissuração a Quente

A fissuração a quente é uma forma de fissuração que ocorre na ZF em temperaturas próximas à do final da solidificação. Este tipo de fissuração é resultante da inabilidade

do material semi-sólido acomodar as deformações de contração associadas com a solidificação e o resfriamento da solda. As trincas são formadas em regiões que ainda apresentam algum material no estado líquido como contornos de grão e regiões interdendríticas. Essas trincas possuem aspecto dendrítico, sendo frequentemente denominadas como trincas de solidificação ⁽³²⁾.

Nos aços ARBL em geral, impurezas como enxofre e fósforo são particularmente prejudiciais, pois formam com o ferro e outros metais, compostos de ponto de fusão bem inferior ao restante do material, diminuindo a resistência à fissuração ^(17, 36).

O silício, que normalmente é adicionado à maioria dos aços para atuar como desoxidante pode produzir fissuração a quente devido à sua tendência de aumentar a segregação do enxofre, embora existam opiniões contraditórias sobre o seu efeito ⁽³²⁾.

Numa tentativa de quantificar a influência relativa da composição do MS na sensibilidade à fissuração, vários autores desenvolveram fórmulas empíricas baseadas em resultados de testes de fissuração ⁽¹⁴⁾, por exemplo:

$$HCS = \%C \times \left[\frac{\%S + \%P + \left(\frac{\%Si}{25}\right) + \left(\frac{\%Ni}{100}\right)}{3\%Mn + \%Cr + \%Mo + \%V} \right] \times 1000 \dots\dots\dots(3.4)$$

Onde: HCS: Hot Cracking Sensivity.

Materiais com valores de HCS acima de quatro (4%) indicam uma maior susceptibilidade ao a fissuração ^(32, 36).

$$ISF = 230\%C + 190\%S + 75\%P + 45\%Nb - 12,3\%Si - 5,4\%Mn - 1 \dots\dots\dots(3.5)$$

Onde: ISF: Índice de Susceptibilidade à Fissuração.

Materiais com valores de ISF superiores a trinta indicam uma maior susceptibilidade à fissuração⁽³⁶⁾.

Vale ressaltar que cada fórmula possui sua faixa de composição química específica e que os teor de cada elementos destas fórmulas devem estar em percentagem em peso.

Em estudo realizado por Silva⁽³⁷⁾, foi avaliada a susceptibilidade a fissuração para o aço USISAC350 em comparação com aço da qualidade ASTM A709-345W⁽³⁹⁾, este último também com características de resistência a corrosão atmosférica.

As juntas foram soldadas pelo processo por arco submerso, com a utilização de dois consumíveis diferentes. Este processo permite produzir soldas com elevada diluição, aumentando desta forma a influência da composição química do MB na formação da solda.

A fórmula HCS, pode ser utilizada para os dois aços do referido estudo, uma vez que a mesma engloba as faixas dos elementos químicos empregado para os mesmos.

Conforme já mencionado, valores de HCS acima de quatro indicam uma maior susceptibilidade a fissuração a quente.

Os resultados obtidos em todas as soldas do referido estudo foram todos inferiores a dois, desta forma os aços são considerados de boa soldabilidade com relação à sua tendência de formar trincas na solidificação⁽³⁷⁾.

4. METODOLOGIA

4.1 Introdução

No presente trabalho foi realizado um estudo da soldabilidade do aço USISAC350 e a sua comparação com o aço ASTM588B. Tal comparação se justifica pelo fato de que ambos os aços são da mesma classe de resistência mecânica e apresentam propriedades de resistência à corrosão similares.

Inicialmente foi realizada uma caracterização desses materiais, envolvendo análise química, análise metalográfica com auxílio do MO e levantamento das propriedades mecânicas através de ensaios de tração e impacto Charpy.

A seguir, avaliou-se a susceptibilidade dos aços ao trincamento a frio, objetivo principal deste estudo, empregando-se para isso os ensaios Tekken e de dureza máxima, onde foi empregado o processo de soldagem por eletrodo revestido. Também foi determinado o teor de hidrogênio difusível do metal de solda, para cada consumível utilizado neste estudo.

Finalmente, foram confeccionadas juntas que foram soldadas pelo processo por arame tubular com proteção gasosa, cuja ZTA foi caracterizada por meio de análise metalográfica ao MO, levantamento das propriedades mecânicas com os ensaios de tração e impacto Charpy. Paralelamente ao ensaio de impacto Charpy, foi caracterizado a superfície de fratura de alguns CP's por meio de análise metalográfica com auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

A escolha do processo por arame tubular na soldagem das juntas deste estudo se deve ao fato deste ser um dos processos em evidência de maior utilização na indústria da construção metálica por suas diversas vantagens, tais como alta versatilidade, facilidade de trabalho, possibilidade de se obter soldas de excelente qualidade aliada a uma boa produtividade e custo relativamente baixo ^(36, 41).

4.2. Materiais e Métodos

4.2.1. Metais de Base

Como MB foram utilizadas amostras provenientes de duas chapas de aço USISAC350, nas espessuras de 16,0mm e 37,5 mm, e uma chapa de aço ASTMA588B, na espessura de 16,0 mm. Essas espessuras foram escolhidas, pois estão entre as mais utilizadas em processos de soldagem industrial.

Todos os aços foram produzidos em escala industrial, na linha de Laminação de Chapas Grossas da Usiminas, na condição de laminados a quente.

De cada um dos MB selecionados, foram retiradas amostras para realização de análise química, análise metalográfica e ensaios mecânicos de tração e impacto Charpy. Para os ensaios metalográficos e impacto Charpy, as amostras foram retiradas na região correspondente a ¼ de espessura.

A análise metalográfica foi realizada com auxílio do MO. Avaliou-se o tamanho de grão para cada aço estudado, de acordo com a norma ASTM E112 ⁽⁴²⁾. As medições do tamanho de grão foram feitas pelo método do intercepto. O diâmetro médio do grão (D) foi calculado a partir da expressão:

$$D = \frac{1}{M} \sum_{i=0}^n \frac{Li}{Pi} \dots \dots \dots (4.1)$$

Onde: Li : comprimento da linha de teste;

Pi : número de interceptos com contornos de grão;

n : número de campos;

M : Aumento.

Utilizando a tabela de conversão, mostrada na norma ASTM E112, foi obtido a partir de D , o número ASTM de tamanho de grão ferrítico, para cada amostra analisada.

As microestruturas observadas foram reveladas através do reagente nital (4%). Determinaram-se, para cada aço, os tipos de inclusões presentes e sua distribuição de acordo com a carta padrão ASTM E45 ⁽⁴³⁾.

Para os ensaios de tração, empregaram-se três corpos de prova (CP's) transversais em relação a direção de laminação, de acordo com a norma ASTM A370 ⁽⁴⁴⁾.

Para os ensaios de impacto Charpy, utilizaram-se corpos de prova (CP's) transversais em relação à direção de laminação. Os testes foram realizados à temperatura ambiente, 0°C, -20°C, -40°C e -60°C, sendo ensaiados três CP's para cada temperatura, de acordo com a norma ASTM E23 ⁽⁴⁵⁾.

Vale ressaltar que de todos os ensaios realizados neste estudo, apenas o ensaio de tração transversal é exigido para o aço USISAC350 bem como para o aço ASTM A588B e o ensaio de impacto Charpy é realizado somente quando exigido por cliente.

4.2.2. Consumíveis de Soldagem

O arame empregado para processo de soldagem por arame tubular foi o consumível da classe AWS A5.29: E81T1-W2C ⁽⁴⁶⁾, denominado comercialmente como OK Tubrod 81W pelo fabricante ESAB ⁽⁴⁷⁾ e com diâmetro de 1,6 mm.

O consumível empregado para processo de soldagem com eletrodo revestido foi da classe AWS A5.1: E7018G ⁽⁴⁸⁾, denominado comercialmente como OK 73.03, também fabricado pela ESAB e com diâmetro de 4,0 mm.

Todos os eletrodos utilizados no referido estudo, foram submetidos, antes de sua utilização, a um tratamento de ressecagem de acordo com a especificação do fabricante. As tabelas IV.1 e IV.2 mostram a composição química bem como os valores de propriedades mecânicas típicos para os eletrodos, segundo informações do fabricante.

Tabela IV.1: Composição química típica dos metais depositados (% massa).

Consumível	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni
E81T1-W2C	0,06	1,00	0,50	0,60	0,60	0,75
E7018G	0,06	0,60	0,45	0,50	0,25	0,30

Tabela IV.2: Propriedades mecânicas típicas do metais depositados.

Consumível	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%)
E81T1-W2C	590	630	25
E7018G	Não informado	540 a 570	26 a 30

4.2.3. Avaliação da Soldabilidade

4.2.3.1. Ensaio Tekken

O ensaio Tekken avalia a suscetibilidade dos aços ao trincamento a frio, tanto na ZF, como na ZTA e também auxilia na escolha da temperatura mínima de pré-aquecimento necessária para a soldagem. Esse ensaio é caracterizado pelo emprego de um chanfro em Y, como mostra o esquema da figura 4.1, motivo pelo qual também é denominado ensaio com chanfro-Y.

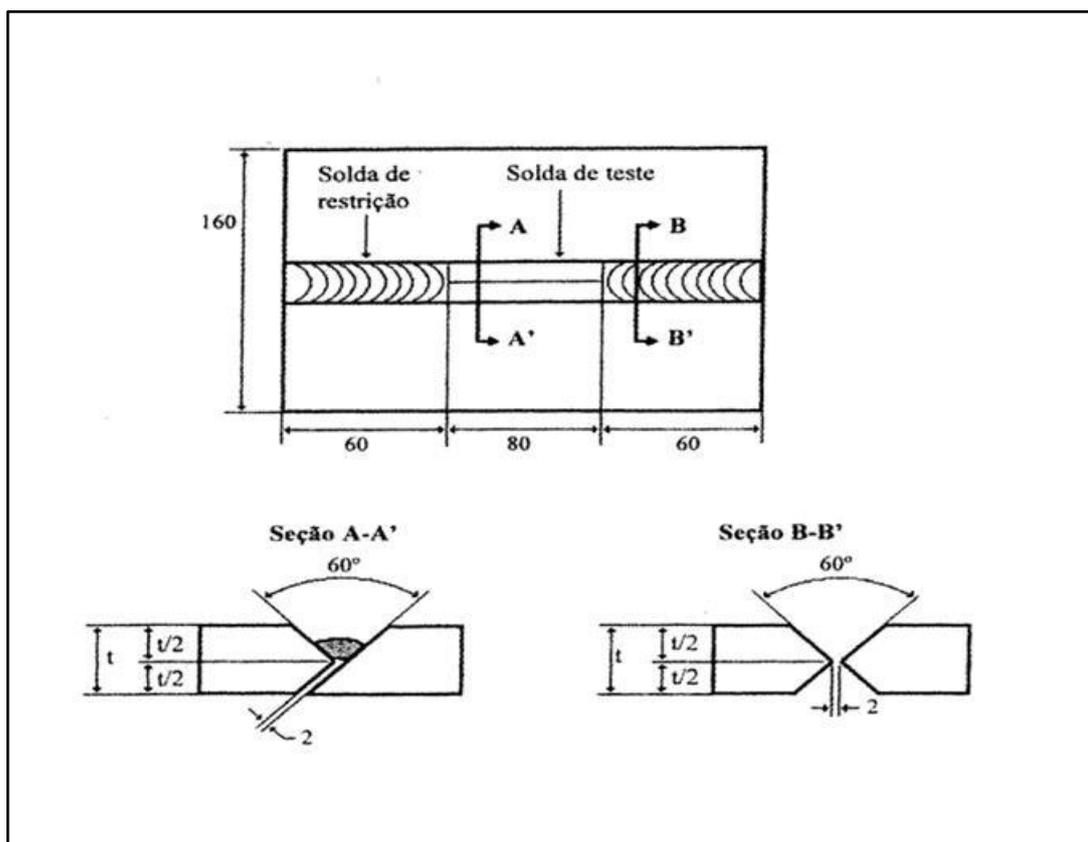


Figura 4. 1: Representação esquemática do ensaio Tekken (cotas em mm).

A realização do ensaio consistiu na deposição de uma solda de restrição (solda de ancoramento), nas partes externas da junta, seguido da deposição de um cordão de teste, na parte central da junta. Decorridas 12 horas após a soldagem de teste, uma solução aquosa de HCl (2%) foi depositada no lado da raiz da solda de teste a fim de se promover uma oxidação das possíveis trincas existentes (raiz e seção) e após 48 horas, as soldas de restrição foram removidas. Após essa remoção, o cordão da solda teste foi examinado quanto à presença de trincas de superfície.

Após a análise das trincas de face, o CP 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 CP (método da quebra). Alternativamente, mas não usado neste trabalho, o ensaio Tekken pode também ser realizado pelo método de corte. Neste caso a amostra é dividida em cinco seções, no sentido transversal ao cordão da solda de teste, ao invés de ser quebrada, para análise das trincas de seção e raiz.

Os ensaios foram realizados de acordo com a norma JIS Z 3158 ⁽⁴⁹⁾, empregando-se temperaturas distintas de pré-aquecimento em intervalos de 25°C, registrando-se apenas a ocorrência ou não de trincas, seja na ZTA ou na ZF. Foram ensaiados dois CP's para cada temperatura.

A norma JIS Z 3158 permite a utilização de processos que utilizam proteção gasosa, que é o caso do processo por arame tubular, processo este utilizado na soldagem das juntas, entretanto devido às dificuldades de se utilizar este processo na realização do ensaio Tekken utilizou-se o processo por eletrodo revestido. A razão da utilização desse processo é pelo fato que o mesmo trabalha com um menor nível de energia, proporcionando desta forma maior susceptibilidade a fissuração pelo hidrogênio.

Os parâmetros de soldagem usados para a deposição do cordão de teste encontram-se na tabela IV.3.

Tabela IV.3: Parâmetros de soldagem empregados na deposição do cordão de teste do ensaio Tekken pelo processo com eletrodo revestido.

Aços	Esp. (mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Aporte (kJ/mm)
USISAC350	16,0	170	26	15	1,7
	37,5				
ASTMA588B	16,0				

4.2.3.2. Ensaio de Dureza Máxima

Em complementação ao ensaio Tekken, também foi realizado o ensaio de dureza máxima. A dureza máxima da ZTA é determinada pela composição química do aço, a qual pode ser expressa através do carbono equivalente, e pela taxa de resfriamento após soldagem, que é controlada basicamente pela espessura do aço, pelo aporte de calor e pela temperatura de pré-aquecimento.

O ensaio de dureza máxima é utilizado para a determinação do valor máximo de dureza da ZTA, resultantes do processo de soldagem. O ensaio indica a susceptibilidade do aço

à ocorrência de fissuração pelo hidrogênio, visto que valores elevados de dureza implicam na existência de estruturas frágeis ⁽²²⁾.

Foi realizado o ensaio de dureza máxima na ZTA, utilizando-se o processo de soldagem com eletrodo revestido, segundo a norma JIS Z 3101 ⁽⁵⁰⁾, tendo sido ensaiado um CP para cada condição empregada.

A representação esquemática do ensaio, bem como as dimensões padronizadas, encontra-se na figura 4.2.

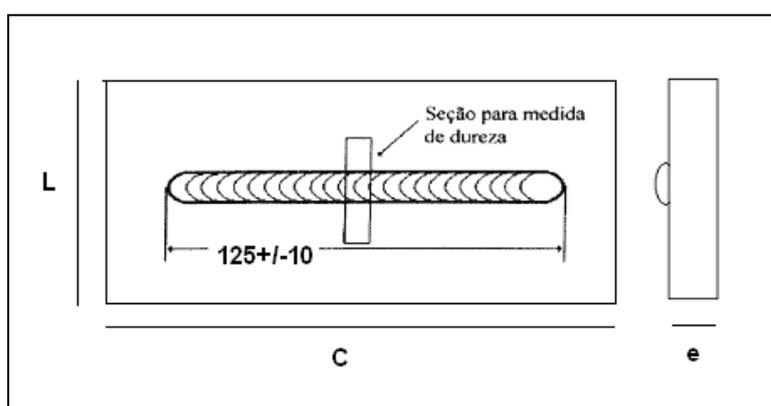


Figura 4. 2: Representação esquemática do ensaio de dureza máxima (cotas em mm).

Onde: L: +/- 75 mm para soldas realizadas à temperatura ambiente ou +/- 150 mm para soldas realizadas com pré-aquecimento.

C: +/-200 mm.

e: espessura original.

No ensaio foi empregada uma chapa de dimensões padronizadas, sobre a qual foi feita a deposição do cordão de solda. Decorridas doze horas após a deposição da solda, retirou-se uma seção para análise na região correspondente ao centro do comprimento do cordão de solda. Nessa seção foi levantado o perfil de dureza da ZTA, ao longo de uma linha reta que tangencia a parte inferior do cordão, conforme mostra a figura 4.3.

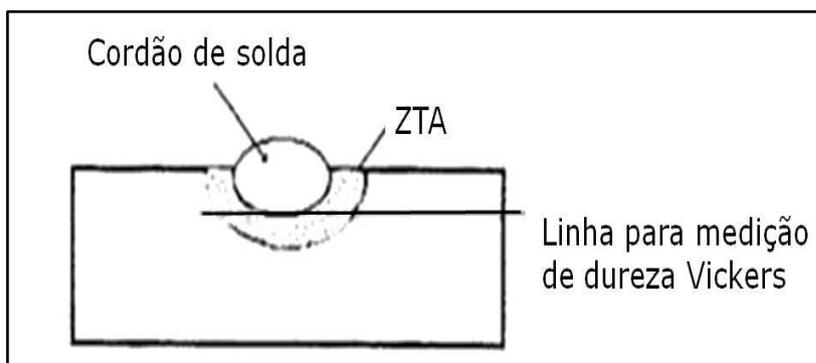


Figura 4. 3: Local de avaliação da dureza ao longo da ZTA.

Empregou-se a dureza Vickers, com carga de 10 kgf, sendo as distâncias entre as mediadas iguais a 0,5 mm. O aço com espessura superior a 20,0 mm teve sua espessura reduzida para este valor, conforme especifica a norma.

Os parâmetros de soldagem para o ensaio de dureza máxima, encontram-se na tabela IV.4.

Tabela IV.4: Parâmetros de soldagem empregados no ensaio de dureza máxima.

Aço	Esp. (mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Aporte (kJ/mm)
USISAC350	16,0	170	26	15	1,7
	37,0				
ASTMA588B	16,0				

Os parâmetros de soldagem utilizados são sugeridos pela norma JIS Z 3101 e são os mesmos parâmetros utilizados no ensaio Tekken, cuja norma não especifica parâmetros de soldagem. A utilização de parâmetros semelhantes permitiu correlacionar os valores de pré-aquecimento e a dureza máxima obtidos na ZTA.

4.2.3.3. Determinação do Teor de Hidrogênio Difusível

Realizou-se a determinação do teor de hidrogênio difusível dos metais depositados, devido à importância dessa variável na susceptibilidade à ocorrência de trincas a frio induzidas pelo hidrogênio.

Para realização do ensaio, empregou-se um arranjo composto por três chapas, utilizando para isso um aço C-Mn, conforme determina a referida norma, sendo essas denominadas como: chapa de entrada, chapa de teste e chapa de saída, cujas dimensões são padronizadas.

A figura 4.4 mostra as dimensões (em mm) das peças empregadas nesse estudo, em que o teor de hidrogênio difusível foi avaliado por cromatografia gasosa, de acordo com a norma IIW DOC 1155-95-A-839-9⁽⁵²⁾.

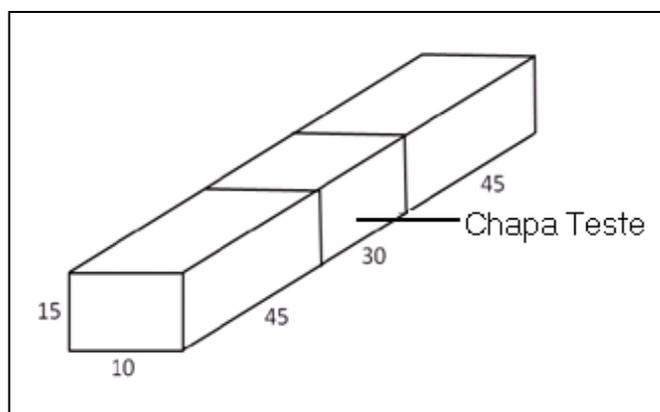


Figura 4. 4: Dimensões das chapas para ensaio de hidrogênio difusível.

Em primeiro lugar, as chapas foram submetidas a um tratamento térmico para remoção do hidrogênio difusível, à temperatura de 600°C durante 1 hora, deixando-as resfriar naturalmente ao ar. Depois de executado o tratamento, as chapas foram escovadas, lavadas com água, álcool e secadas.

A seguir, foi feita a deposição de um cordão de solda sobre o arranjo das chapas, dispostas em um gabarito de cobre refrigerado a água. A soldagem foi realizada deixando cerca de 10 mm de comprimento sem solda em cada extremidade do arranjo.

Os parâmetros de soldagem utilizadas encontram-se na tabela IV.5.

Tabela IV.5: Parâmetros de soldagem empregados para determinação do hidrogênio difusível.

Processos	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Aporte (kJ/mm)
Arame Tubular	237	25	30	1,2
Eletrodo Revestido	170	25	16	1,6

Os parâmetros de soldagem utilizados na determinação do hidrogênio difusível são similares as condições utilizadas na soldagem das juntas e nos ensaios de soldabilidade realizados neste estudo.

Após a soldagem, todo o conjunto foi resfriado em água e gelo (têmpera), em seguida as chapas foram separadas mecanicamente umas das outras. A chapa de teste foi escovada, lavada com água e álcool, seca e hermeticamente fechada dentro de um coletor, onde permaneceu por 72 horas em estufa numa temperatura de 45°C, de forma a permitir o escape do hidrogênio do MS. Finalmente, o coletor foi conectado ao equipamento de cromatográfica gasosa, Oerlikon-Ynaco, para medição do hidrogênio difusível do MS.

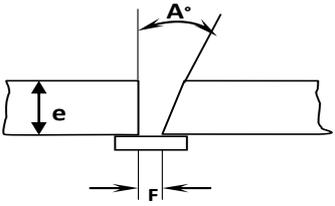
A chapa teste foi pesada antes e depois da deposição do cordão de solda para determinar a massa de metal depositado.

O tempo do final da soldagem até a coleta da amostra não ultrapassou os 2 minutos, conforme especifica a norma. Foram realizadas quatro medições para cada consumível utilizado.

4.2.4. Avaliação das Juntas Soldadas

Foram soldadas juntas dos aços USISAC350 e ASTM A588B pelo processo de soldagem por arame tubular com proteção gasosa (CO₂ e Ar). Empregou-se um projeto de junta segundo a norma AWS D1.1-2008⁽⁵³⁾, a qual fornece diversos projetos e procedimentos pré-qualificados de para juntas de penetração total. O projeto da junta utilizado se encontra na tabela IV.6.

Tabela IV.6: Projeto de junta empregado.

Espessura (e) (mm)	Abertura da raiz (F) (mm)	Ângulo do chanfro (A°)	Geometria das Juntas
16,0	6,5	30	
37,5	10,0	45	

Nesse estudo foram utilizados dois níveis de aporte de calor em todas as juntas, visando proporcionar a formação de microestruturas diferenciadas para melhor conhecimento dos materiais em estudo. Esses aportes de calor são usuais em processos de soldagem industriais.

Os parâmetros de soldagem utilizados encontram-se na tabela IV.7.

Tabela IV.7: Parâmetros de soldagem das juntas para o processo arame tubular (valores nominais).

Aços	Esp. (mm)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	Aporte (kJ/mm)	Gás Proteção
USISAC350	16,0	240	26	30	1,2	Ar (75%) + CO ₂ (25%)
		300	32	25	2,3	
	37,5	240	26	30	1,2	
		300	32	25	2,3	
ASTMA588B	16,0	240	26	30	1,2	
		300	32	25	2,3	

$$E = VI/v \times 10^{-3} \dots\dots\dots(4.2)$$

Onde: E - Aporte de calor ou energia de soldagem (kJ/mm);

V - Tensão (V);

I - Corrente (A);

v - Velocidade de soldagem (mm/s).

4.2.4.1. Análise Metalográfica das Juntas Soldadas

A classificação das microestruturas observadas ao longo da ZTA foi feita de acordo com a terminologia proposta pelo TWI (The Welding Institute) ⁽⁵⁴⁾.

Foram avaliados os aspectos macrográficos e micrográficos das juntas soldadas, com o auxílio do MO. Foram particularmente avaliados qualitativamente, aspectos da microestrutura correspondente à GGZTA dos aços deste estudo. Para diminuir o efeito de reaquecimento pelos passes seguintes, esta análise concentrou-se nos últimos passes da junta soldada.

4.2.4.2. Ensaio de Tração das Juntas Soldadas

Analogamente aos ensaios no MB, foram empregados três CP's do tipo plano para todas as juntas, retirados transversalmente ao cordão de solda, de acordo com a norma ASME, Section and IX (QW462) ⁽⁵⁵⁾.

4.2.4.3. Ensaio de Impacto Charpy das Juntas Soldadas

A tenacidade das juntas soldadas foi avaliada através do ensaio de impacto Charpy, conforme norma ASTM E23 ⁽⁴⁵⁾. Os ensaios foram realizados nas temperaturas de 0°C e -40°C. Os CP's foram retirados de uma região correspondente ao centro da espessura, transversalmente ao cordão de solda.

Foram utilizados CP's localizados nas seguintes regiões da ZTA: linha de fusão (LF), LF + 3 mm e LF + 5 mm. Foram ensaiados três CP's para cada condição. O posicionamento dos entalhes utilizados pode ser vistos de forma esquemática na figura 4.5.

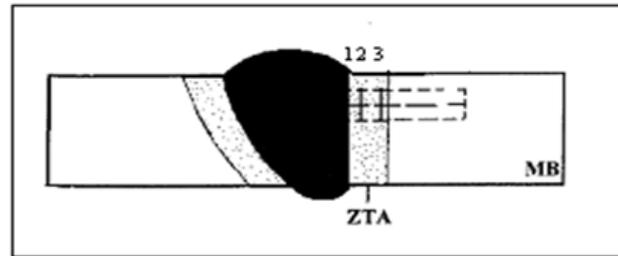


Figura 4.5: Representação esquemática do posicionamento dos entalhes nos CP's para ensaio de impacto Charpy. Posição do entalhe: 1 – LF, 2 – LF + 3 mm e 3 – LF + 5 mm.

Utilizou-se um chanfro em “meio-V”, pelo fato de que essa geometria assegura maior confiança com relação ao posicionamento dos entalhes nas regiões desejadas. No entanto, como os cordões de solda tendem a apresentar um perfil irregular, o local sobre o qual é posicionada a ponta do entalhe geralmente apresenta mais de uma das diversas regiões existentes ao longo da junta soldada.

Paralelamente aos ensaios de impacto Charpy, foram avaliadas a superfície de fratura de alguns CP's, a fim de justificar alguns valores encontrados neste ensaio. A análise foi realizada com auxílio do MEV.

5. RESULTADOS

5.1. Metais de Base

Os resultados das análises químicas obtidas, bem como as especificações dos MB estudados, encontram-se na tabela V.1.

As microestruturas dos aços estudados podem ser vistas nas figuras 5.1, 5.2 e 5.3 respectivamente. Por sua vez, o aspecto das inclusões observadas nesses aços encontra-se mostrado nas figuras 5.4, 5.5 e 5.6.

Os resultados da caracterização metalográfica dos aços podem ser vistos na tabela V.2, incluindo a porcentagem das constituintes, o tamanho de grão ferrítico e a classificação das inclusões.

As propriedades mecânicas de tração obtidas bem como as propriedades especificadas para os aços estudados encontram-se na tabela V.3. Analogamente, os resultados do ensaio de impacto Charpy encontram-se na tabela V.4.

Tabela V. 1: Composição Química obtida e especificada para o MB (% Peso).

Aço	Esp. (mm)	C	Mn	Si	P	Cu	Cr	V	Ni	S
USISAC350	16,0	0,13	1,19	1,17	0,041	0,08	0,20	-	-	0,07
	37,5	0,14	1,22	1,19	0,039	0,09	0,21	-	-	0,07
	Espec.	≤ 0,20	≤ 1,50	0,50 1,50	0,010 0,060	0,05 0,40	≤ 0,60	-	-	≤ 0,020
ASTMA588B	16,0	0,13	1,20	0,30	0,022	0,35	0,55	0,033	0,20	0,06
	Espec.	≤ 0,20	0,75 1,35	0,15 0,50	≤ 0,040	0,20 0,40	0,40 0,70	0,010 0,100	≤ 0,50	≤ 0,050

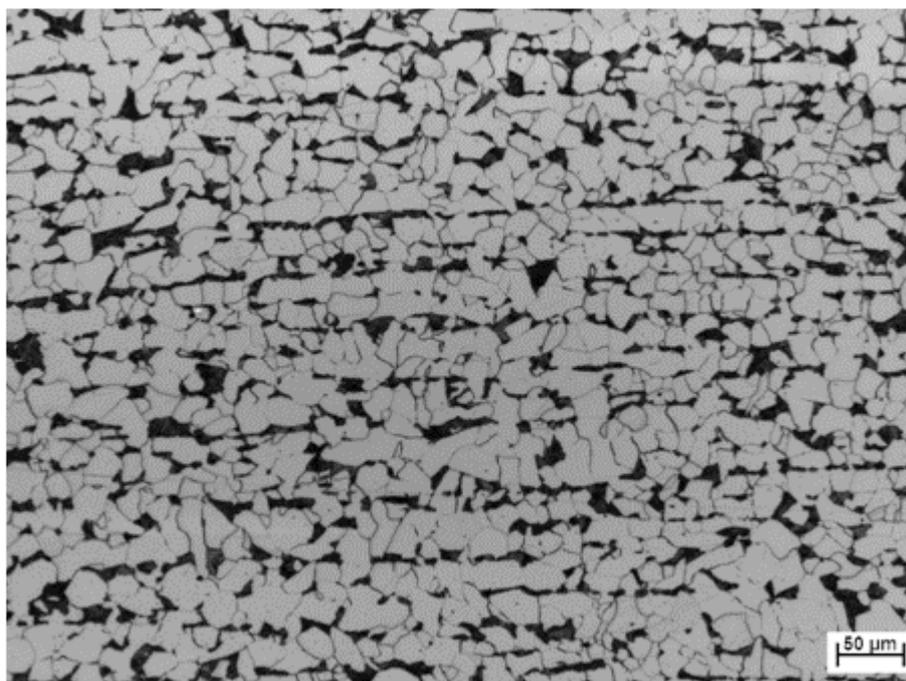


Figura 5.1: Microestrutura do aço USISAC350, na espessura de 16,0 mm. Aumento original 200X. Ataque nital 4%. Local $\frac{1}{4}$ espessura.

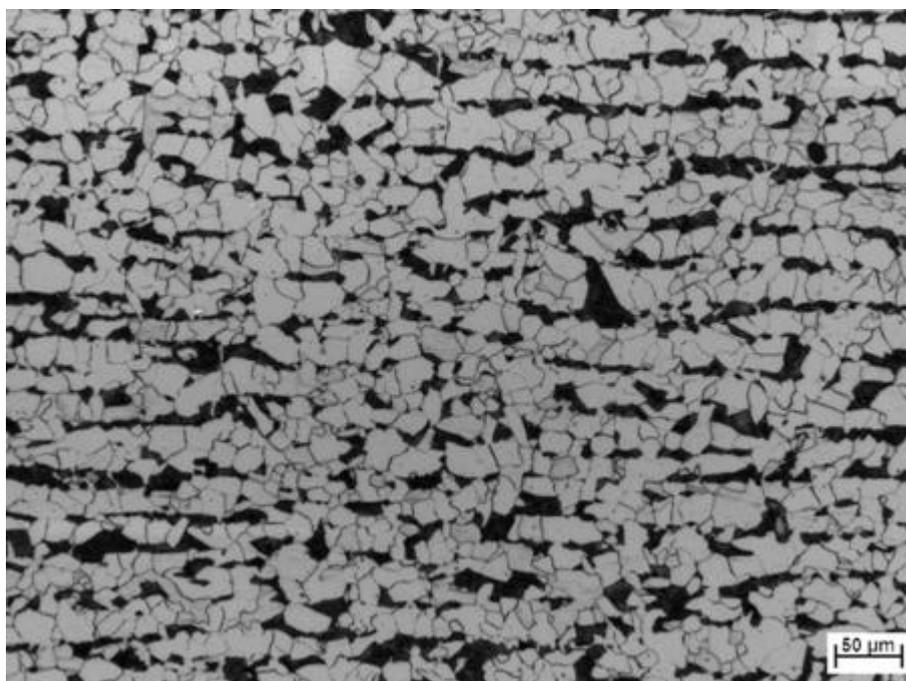


Figura 5.2: Microestrutura do aço USISAC350, na espessura de 37,5 mm. Aumento original 200X. Ataque nital 4%. Local $\frac{1}{4}$ espessura.

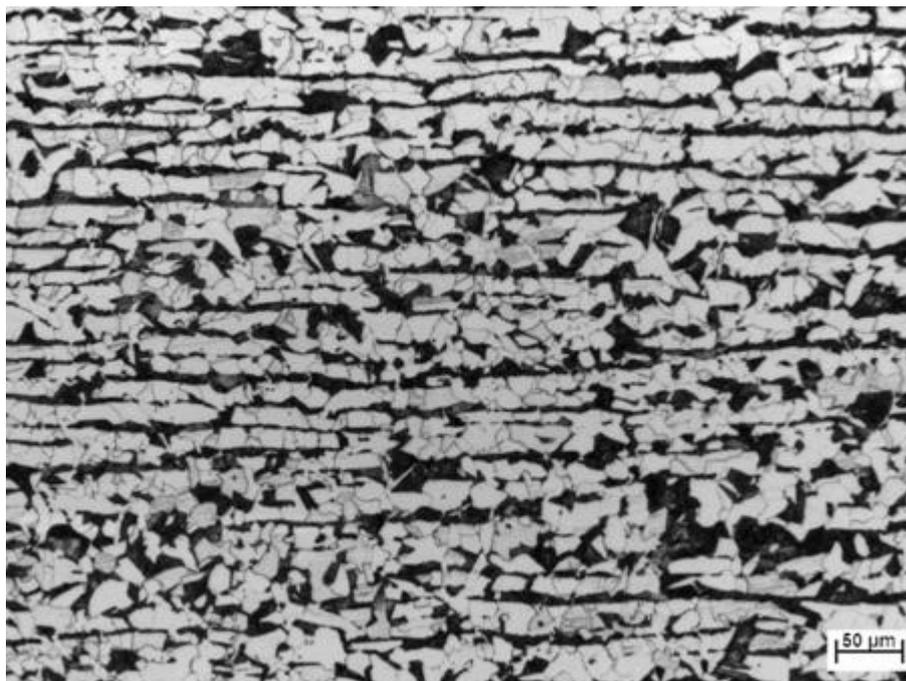


Figura 5.3: Microestrutura do aço ASTM A588B, na espessura de 16,0 mm. Aumento original 200X Ataque nital 4%. Local $\frac{1}{4}$ espessura.

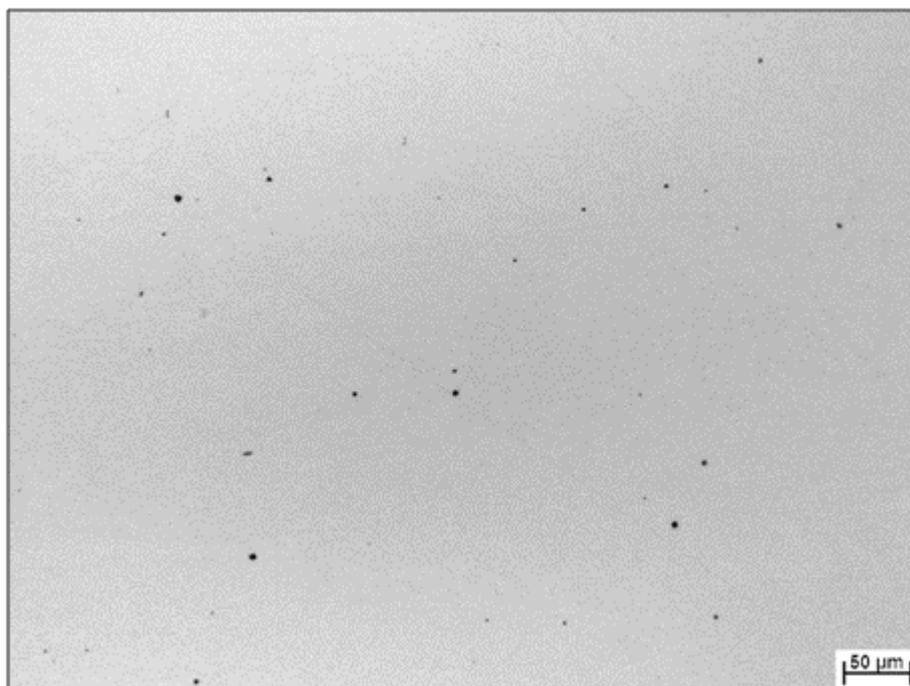


Figura 5.4: Aspecto das inclusões no aço USISAC350, na espessura de 16,0 mm. Aumento original 200X. Local: $\frac{1}{4}$ espessura.

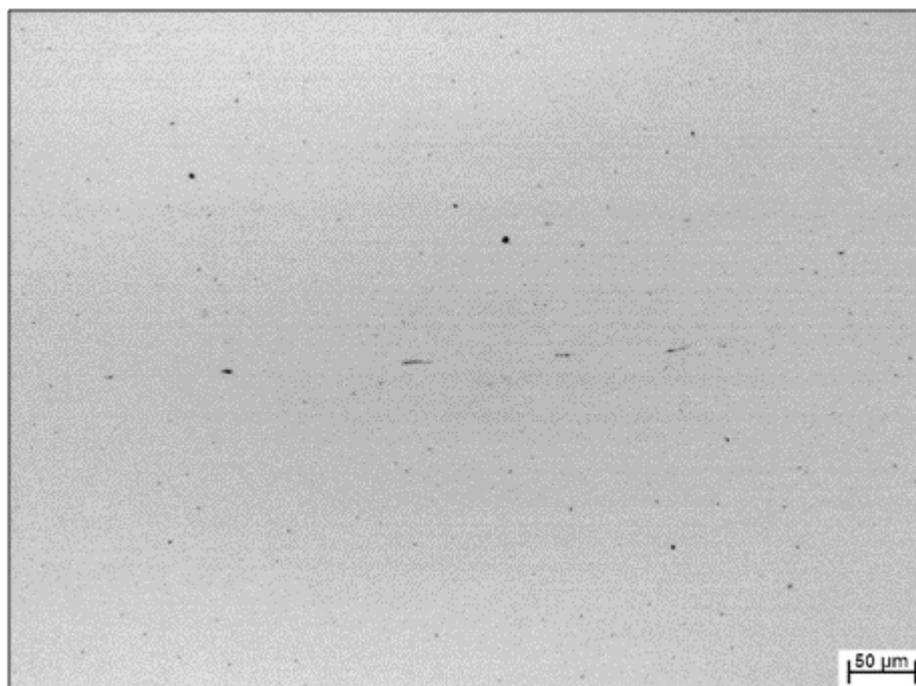


Figura 5.5: Aspecto das inclusões no aço USISAC350, na espessura de 37,5 mm. Aumento original 200X. Local: $\frac{1}{4}$ espessura.

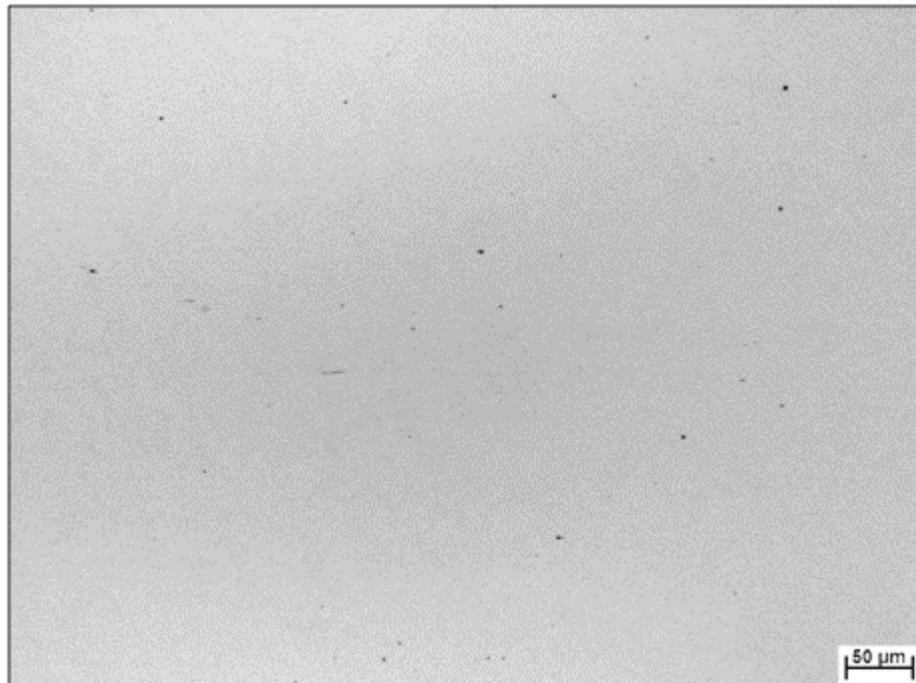


Figura 5.6: Aspecto das inclusões no aço ASTMA588B, na espessura de 16,0 mm. Aumento original 200X. Local: $\frac{1}{4}$ espessura.

Tabela V.2: Caracterização metalográfica dos aços estudados.

Aço	Microestrutura		TGF ⁽¹⁾		Classificação das Inclusões ⁽¹⁾			
	Tipo	%	µm	ASTM	A	B	C	D
USISAC350 (16,0mm)	Ferrita	85	15	9,0	1F	-	-	1F
	Perlita	15						
USISAC350 (37,5mm)	Ferrita	80	12	9,5	2F	-	-	1F
	Perlita	20						
ASTMA588B (16,0mm)	Ferrita	70	10	10,0	-	-	-	2F
	Perlita	30						

⁽¹⁾ TGF: Tamanho de grão ferrítico.

⁽²⁾ A: Sulfetos; B: Aluminatos; C: Silicatos; D: Óxidos.

Sendo:

USISAC350, 16,0mm:

1F: Sulfeto com severidade de quantidade igual a 1.

1F: Óxido com severidade de quantidade igual a 1.

USISAC350, 37,5mm:

2F: Sulfeto com severidade de quantidade igual a 2.

1F: Óxido com severidade de quantidade igual a 1.

ASTMA588B, 16,0mm:

2F: Óxido com severidade de quantidade igual a 2.

Tabela V.3: Propriedades mecânicas obtidas e especificadas para os MB.

Aço	Tração Transversal					
	LE (MPa)		LR (MPa)		AL (%) ^(*)	
	Indiv.	Méd.	Indiv.	Méd.	Indiv.	Méd.
USISAC350	374, 382, 376	377	542, 544, 541	542	28, 31, 30	30
	406, 402, 401	403	570, 570, 568	570	29, 31, 31	30
	≥350		500 a 650		≥20	
ASTMA588B	383, 383, 385	383	563, 571, 565	566	24, 24, 25	24
	≥345		≥485		≥16	

^(*) Base de medida (BM): 200 mm.

Tabela V.4: Resultados de ensaio de impacto Charpy para os MB.

Aço	Esp. (mm)	Energia Absorvida (J) ^(*)				
		T. Amb.	0°C	-20°C	-40°C	-60°C
USISAC350	16,0	114, 109, 142	50, 60, 55	20, 16, 16	12, 8, 12	6, 7, 5
	37,5	64, 78, 69	42, 44, 42	18, 36, 24	14, 16, 10	10, 6, 7
ASTMA588B	16,0	123, 182, 195	76, 55, 49	29, 22, 26	14, 20, 11	9, 14, 8

^(*)Tamanho do CP: 10 mm x 10mm

5.2. Avaliação da Soldabilidade

Os valores das temperaturas de pré-aquecimento utilizadas para a soldagem dos aços avaliados, obtidos a partir do ensaio Tekken, são mostrados na tabela V.5.

Na tabela V.6 são mostrados os valores máximos de dureza registrada na ZTA para cada aço, obtidos a partir do ensaio de dureza máxima. Os perfis de dureza obtidos por esse ensaio podem ser vistos na figura 5.7.

A tabela V.7 apresenta os resultados da determinação do hidrogênio difusível no metal depositado para os dois tipos de consumíveis utilizados.

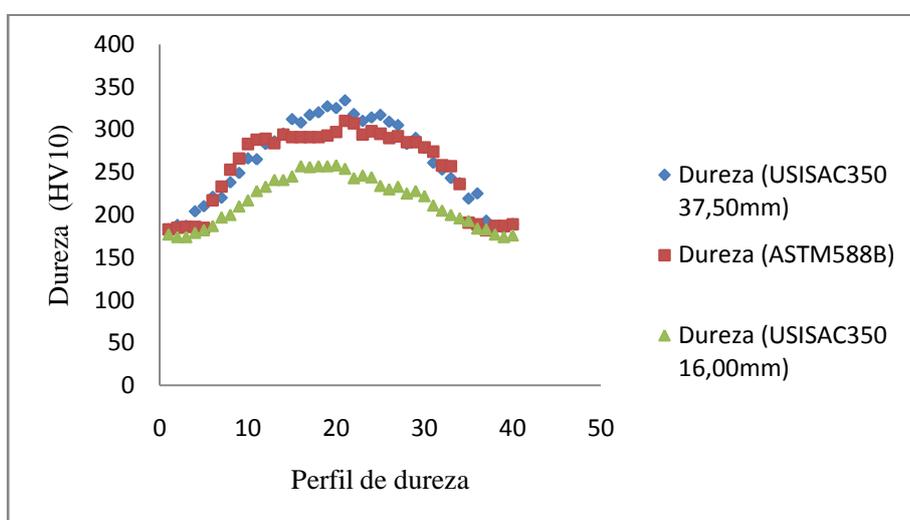
Tabela V.5: Temperaturas obtidas a partir do ensaio Tekken.

Aço	Esp. (mm)	Temperatura de pré-aquecimento obtida (°C)
USISAC350	16,0	Ambiente
	37,5	75
ASTMA588B	16,0	50

Tabela V.6: Resultados obtidos nos ensaio de dureza máxima da ZTA.

Aço	Esp. (mm)	Ensaio de Dureza Máxima	
		Pré-aquecimento (°C) (*)	HV (10)
USISAC350	16,0	Ambiente	258
	37,5	75	334
ASTMA588B	16,0	50	325

(*) Temperaturas determinadas a partir do ensaio Tekken.

**Figura 5.7:** Distribuição de durezas obtidas ao longo da ZTA.**Tabela V.7:** Resultados obtidos no ensaio de hidrogênio difusível.

Consumível	Condições Atmosféricas		Hidrogênio difusível (ml/100g de metal depositado)		
	Umidade relativa do ar (%)	Temperatura ambiente (°C)	Individual		Média
E81T1-W2C	77	23	6,21	8,57	7,4
			7,49	7,25	
E7018G	77	22	5,99	7,22	6,9
			6,27	7,89	

5.3. Avaliação das Juntas Soldadas

5.3.1. Análise Metalográfica

Os aspectos macrográficos das juntas soldadas dos aços estudados podem ser vistos nas figuras 5.8, a 5.13.

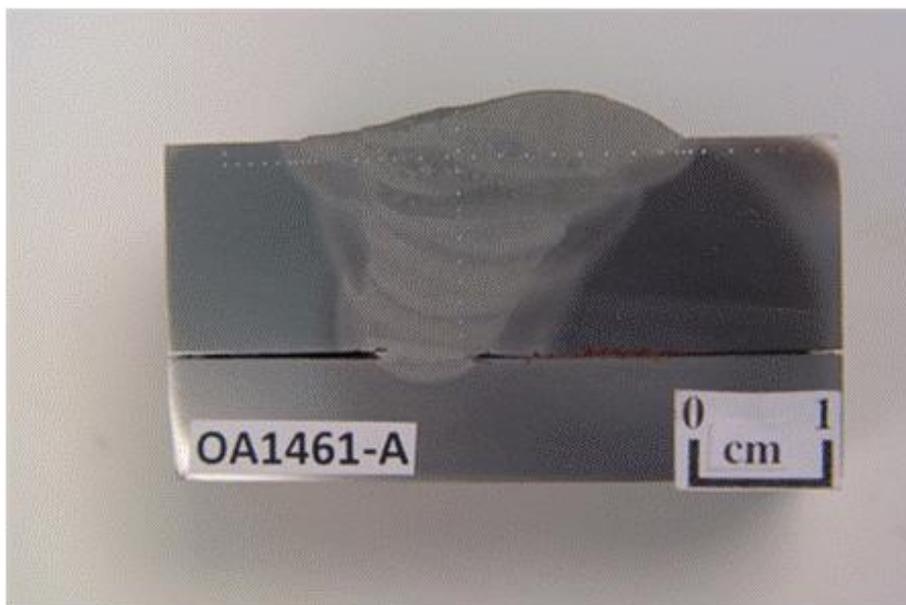


Figura 5.8: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço USISAC350 de 16,0 mm de espessura, Aporte de calor: 2,3 kJ/mm.

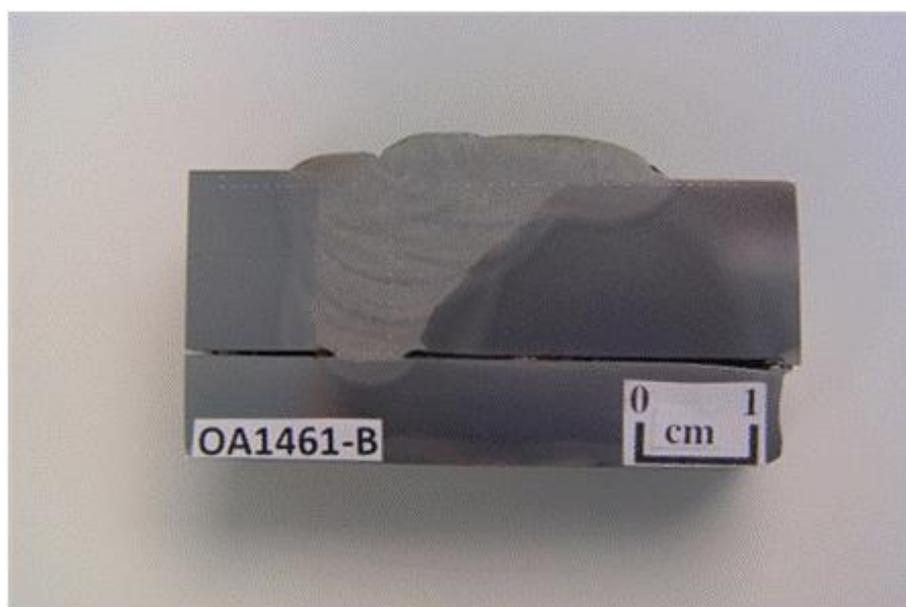


Figura 5.9: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço USISAC350 de 16,0 mm de espessura. Aporte de calor: 1,2 kJ/mm.

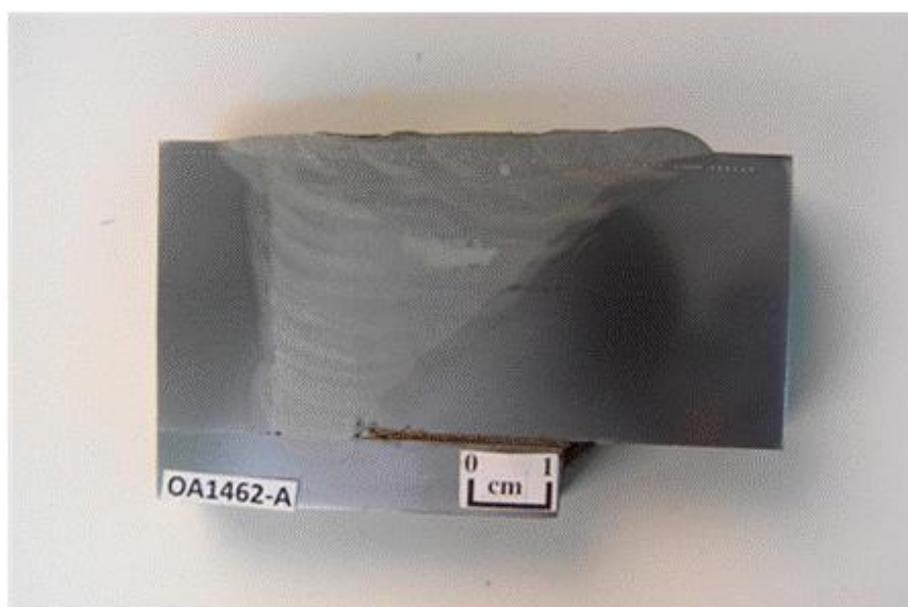


Figura 5.10: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço USISAC350 de 37,5 mm de espessura. Aporte de calor: 2,3 kJ/mm.

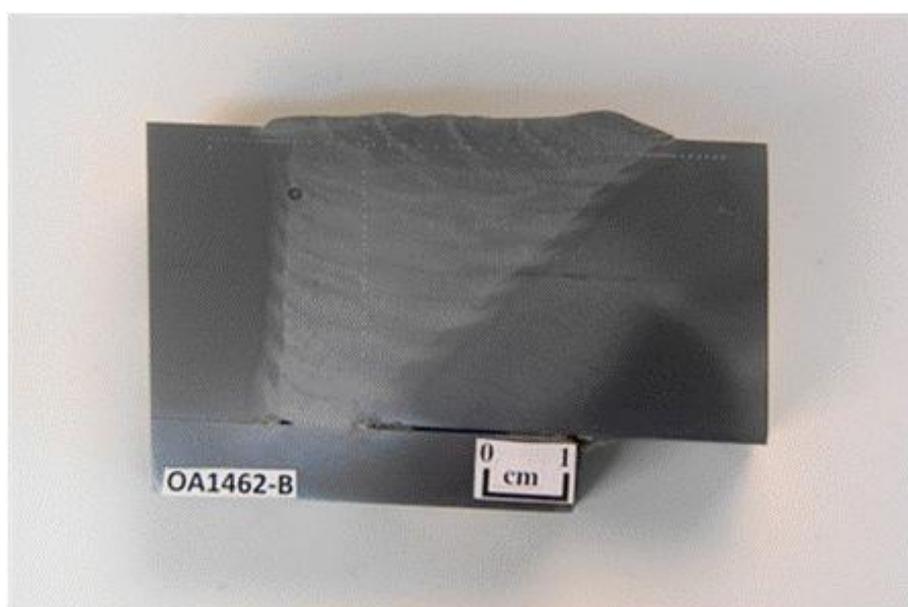


Figura 5.11: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço USISAC350 de 37,5 mm de espessura. Aporte de calor: 1,2 kJ/mm.

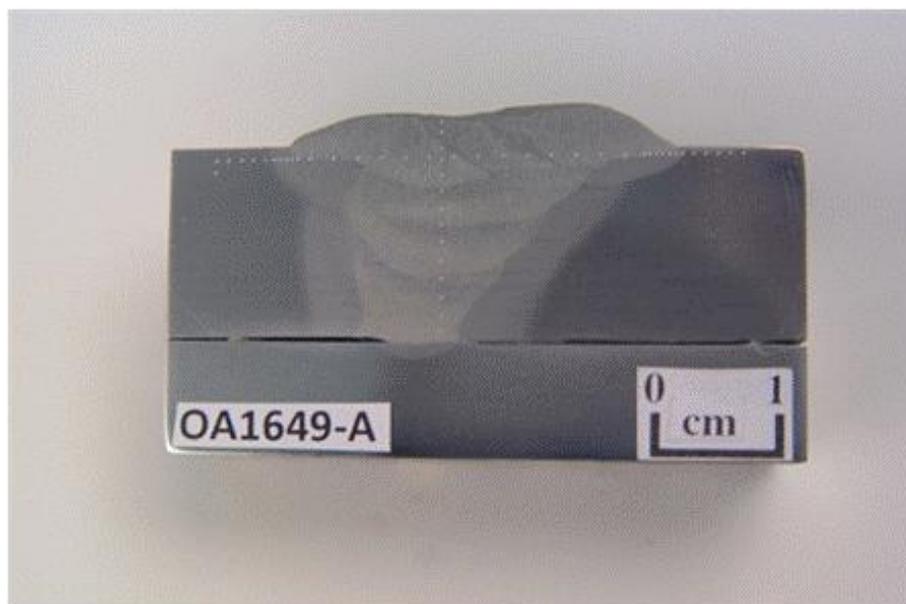


Figura 5.12: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço ASTM A588B de 16,0 mm de espessura. Aporte de calor: 2,3 kJ/mm.

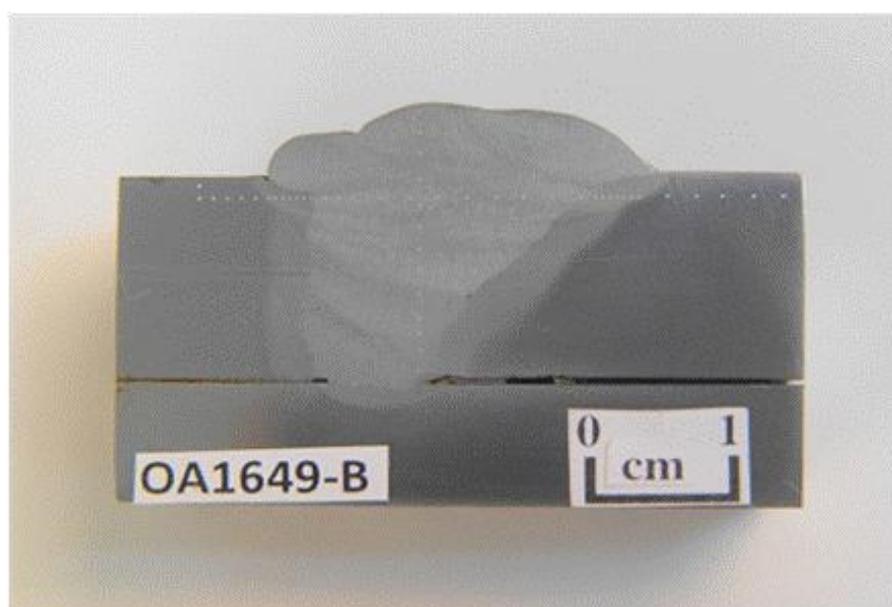


Figura 5.13: Macrografia da seção transversal da junta soldada do aço ASTM A588B de 16,0mm de espessura. Aporte de calor: 1,2 kJ/mm.

As microestruturas observadas ao longo da ZTA para os aços estudados em função dos aportes utilizados são mostradas nas figuras de 5.14 a 5.19. Foram particularmente avaliados qualitativamente, aspectos da microestrutura correspondente à região de granulação grosseira da ZTA. Para diminuir o efeito de reaquecimento pelos passes seguintes, esta análise concentrou-se em regiões relativas aos últimos passes de soldagem.



Figura 5.14: Microestrutura da GGZTA do aço USISAC350, 16,0 mm de espessura. Aporte de 1,2 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita pró-eutetóide, ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e agregados ferrita-carbeto.

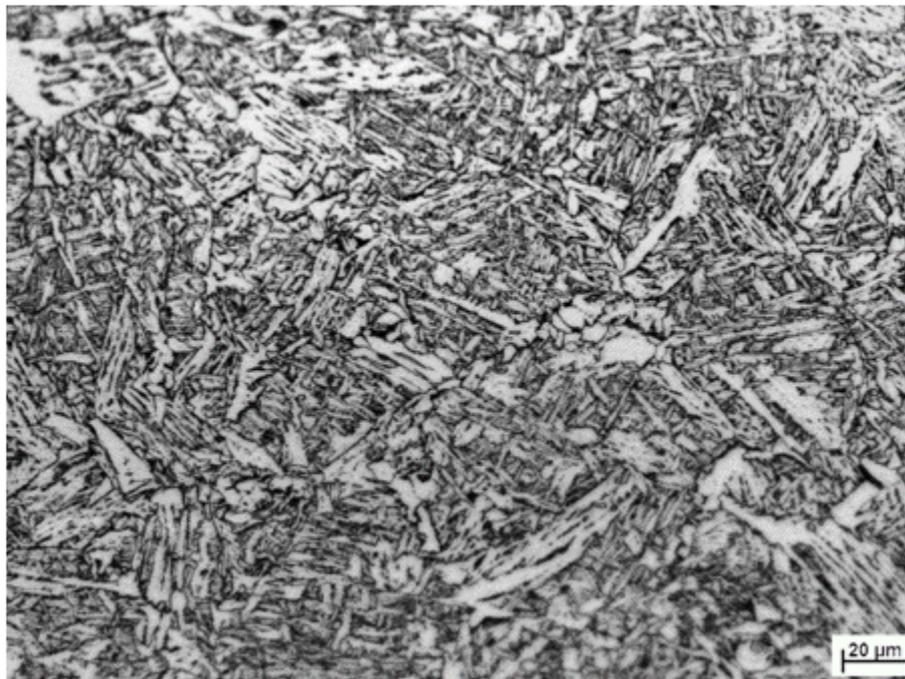


Figura 5.15: 1461A: Microestrutura da GGZTA do aço USISAC350, 16,0 mm de espessura. Aporte de 2,3 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita pró-eutetóide, ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e agregados ferrita-carbeto.

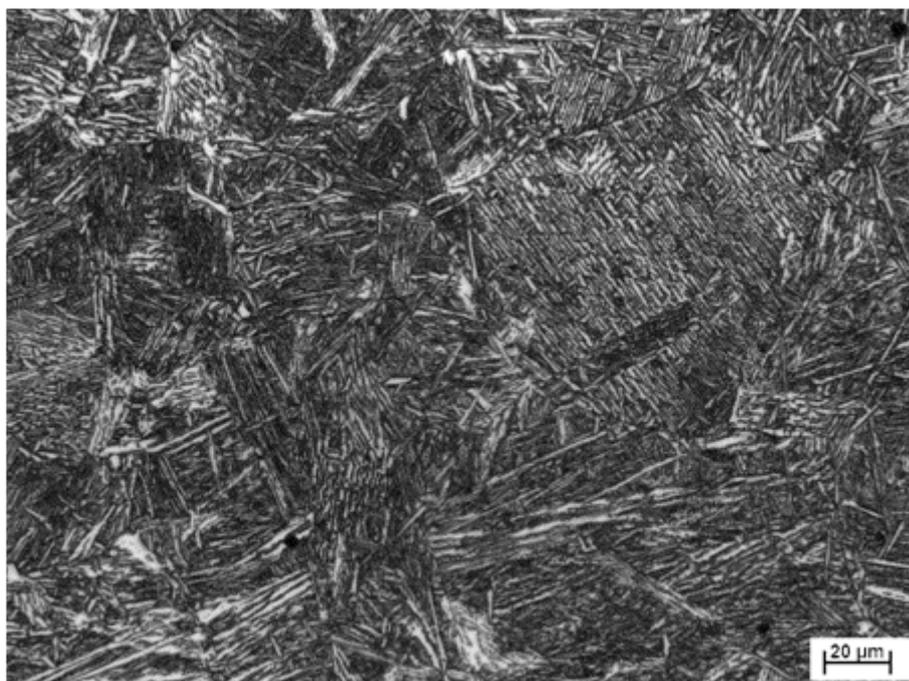


Figura 5.16: Microestrutura da GGZTA do aço USISAC350, 37,5 mm de espessura. Aporte de 1,2 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita com MAC e agregados ferrita-carbeto.

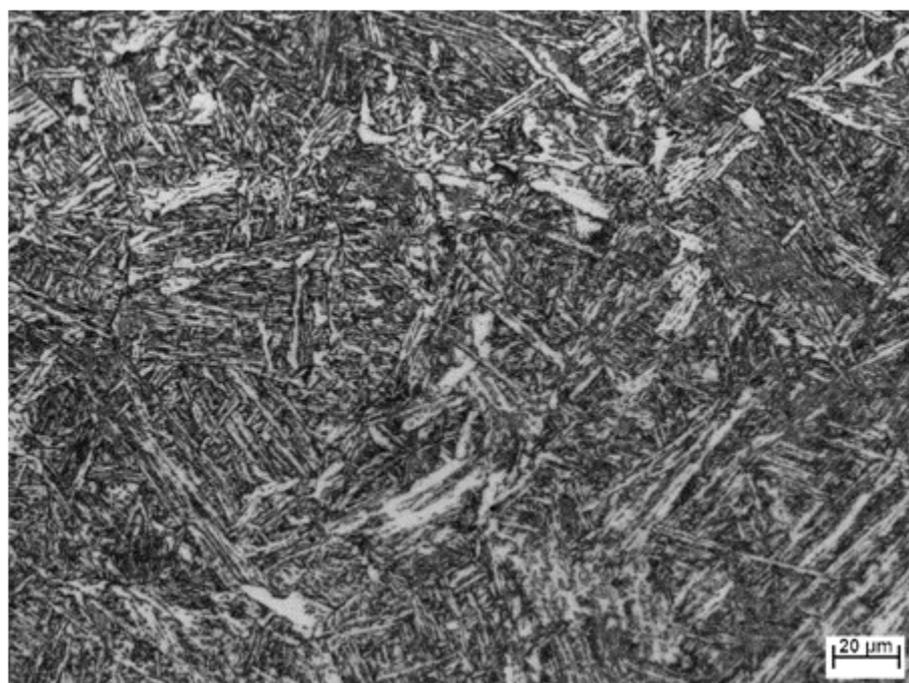


Figura 5.17: Microestrutura da GGZTA do aço USISAC350, 37,5 mm de espessura. Aporte de 2,3 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita com MAC e agregados ferrita-carbeto.

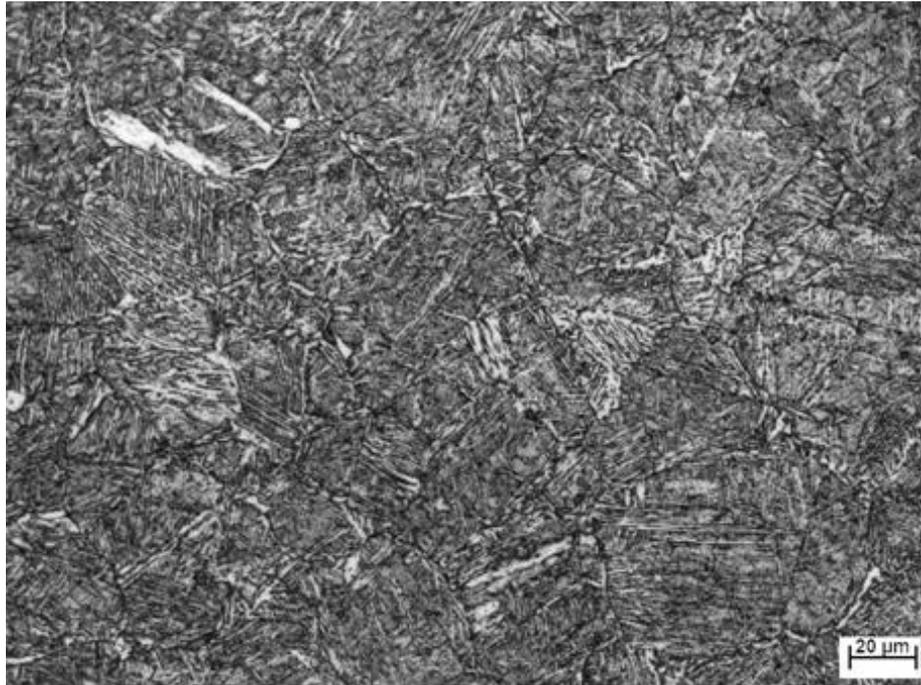


Figura 5.18: Microestrutura da GGZTA do aço ASTM A588B, 16,0 mm de espessura. Aporte de 1,2 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e, também, a formação de pequena quantidade de martensita.

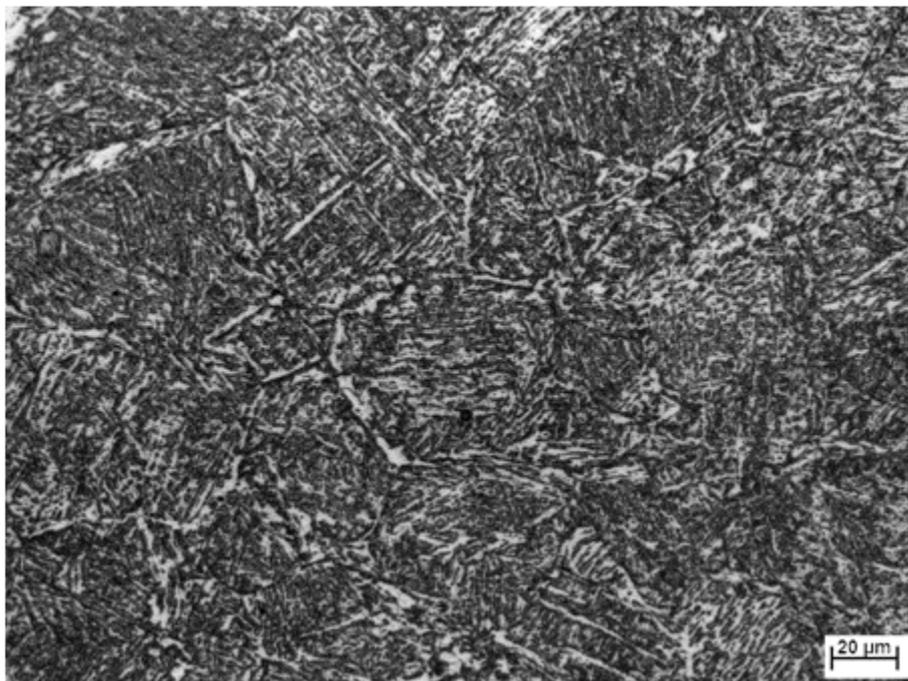


Figura 5.19: Microestrutura da GGZTA do aço ASTM A588B, 16,0 mm de espessura. Aporte de 2,3 kJ/mm. Aumento original 500X. Constituintes: Ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e, também, a formação de pequena quantidade de martensita.

5.3.2. Ensaio de Tração

Os resultados obtidos no ensaio de tração das juntas encontram-se na tabela V.8. A ruptura de todos os CP's ocorreu no MB.

Tabela V.8: Resultados de ensaio de tração das juntas soldadas para diferentes aportes.

Aço	Esp. (mm)	Aporte (kJ/mm)	Tração Transversal			
			LE (MPa)		LR (MPa)	
			Individual	Média	Individual	Média
USISAC350	16,0	1,2	558, 581, 561	567	592, 608, 593	598
		2,3	582, 577, 570	576	610, 608, 600	606
	37,5	1,2	586, 572, 590	584	637, 624, 629	630
		2,3	594, 589, 594	592	630, 631, 635	632
ASTMA588B	16,0	1,2	591, 594, 599	597	619, 618, 615	617
		2,3	605, 600, 599	599	620, 626, 620	622

5.3.3. Ensaio de Impacto Charpy

Os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy das juntas encontram-se nas tabelas V.9, V.10 e V.11.

Tabela V.9: Resultados de ensaio de impacto Charpy das juntas soldadas para o aço USISAC350, espessura de 16,0 mm.

Aço	Esp. (mm)	Aporte (kJ/mm)	Temperatura (°C)	Local do Entalhe	Energia (J)			
					1	2	3	Média
USISAC350	16,0	1,2	0	LF	50	66	42	52
				LF + 3mm	51	66	56	58
				LF + 5mm	33	28	45	35
			-40	LF	39	39	30	36
				LF + 3mm	57	38	41	45
				LF + 5mm	19	21	25	22
	2,3	0	LF	54	71	76	67	
			LF + 3mm	23	40	30	31	
			LF + 5mm	42	42	35	40	
		-40	LF	37	33	19	30	
			LF + 3mm	8	9	6	8	
			LF + 5mm	7	5	6	6	

Tabela V.10: Resultados de ensaio de impacto Charpy das juntas soldadas para o aço USISAC350, na espessura de 37,5 mm.

Aço	Esp. (mm)	Aporte (kJ/mm)	Temp. (°C)	Local do Entalhe	Energia (J)			
					1	2	3	Média
USISAC350	37,5	1,2	0	LF	17	23	35	25
				LF + 3mm	44	38	37	40
				LF + 5mm	25	24	22	24
			-40	LF	41	37	21	33
				LF + 3mm	34	34	19	29
				LF + 5mm	8	4	8	7
	2,3	0	LF	38	22	23	28	
			LF + 3mm	35	41	57	44	
			LF + 5mm	30	33	30	31	
		-40	LF	30	24	31	28	
			LF + 3mm	26	13	13	17	
			LF + 5mm	7	5	6	6	

Tabela V.11: Resultados de ensaio de impacto Charpy das juntas soldadas para o aço ASTM A588B, na espessura de 16,0 mm.

Aço	Esp. (mm)	Aporte (kJ/mm)	Temp. (°C)	Local do Entalhe	Energia (J)			
					1	2	3	Média
ASTMA588B	16,0	1,2	0	LF	65	66	41	57
				LF + 3mm	221	216	209	215
				LF + 5mm	53	82	75	70
			-40	LF	27	13	11	17
				LF + 3mm	168	82	138	129
				LF + 5mm	22	33	43	33
		2,3	0	LF	145	104	122	124
				LF + 3mm	130	161	164	151
				LF + 5mm	85	95	66	82
			-40	LF	85	60	51	65
				LF + 3mm	31	94	8	44
				LF + 5mm	11	12	12	11

6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

6.1. Caracterização dos Metais Base

6.1.1. Análise Química

Os projetos de liga dos aços aqui estudados visam à produção de materiais que conjuguem resistência mecânica com resistência à corrosão atmosférica. Contudo, apesar das características de resistência a corrosão e propriedades mecânicas serem similares, os projetos de ligas desses dois aços são bastante diferenciados.

Vale ressaltar que as chapas foram selecionadas de forma a se ter uma composição química similar, para os elementos carbono e manganês, elementos estes de forte influência na soldabilidade dos aços ARBL, conforme pode ser vistos nas expressões (3.1), (3.2) e (3.3) apresentadas neste estudo.

A tabela V.1 mostra os valores obtidos bem como as especificações de composição química para esses aços.

Através da composição química obtida na tabela V.1, foram calculados os valores de carbono equivalente de cada aço, utilizando-se as três formulações propostas neste estudo conforme mostra a tabela VI.I. Dessas formulações, a expressão (3.2) é a mais comum e mais largamente empregada na prática, possivelmente por ter sido popularizada pelo IIW.

Tabela VI.1: Valores de carbono equivalente, segundo diferentes formulações.

Aço	Espessura (mm)	CE (IIW)	Pcm	CEN
USISAC350	16,0	0,37	0,24	0,36
	37,5	0,39	0,25	0,40
ASTMA588B	16,0	0,48	0,25	0,42

De acordo com a literatura consultada^(15, 22, 25), as fórmulas Pcm e CEN são as mais indicadas para os aços em questão. De uma forma geral, os valores de carbono equivalente obtidos mostraram a mesma tendência, independente da formulação proposta.

Segundo a tabela VI.1, pode-se observar que o aço ASTM A588B apresenta o maior valor de carbono equivalente nas três expressões devido ao projeto de liga empregado.

Vale ressaltar que elementos como P e Si, utilizados no projeto de liga do aço USISAC350, que são elementos que têm influência na microestrutura e propriedades mecânicas, têm pouca ou nenhuma influência nessas expressões. Esta é uma das razões para os menores valores de carbono equivalente para o aço USISAC350.

6.1.2. Análise Metalográfica

6.1.2.1. Constituintes Microestruturais

As microestruturas apresentadas para os aços deste estudo são compostas de ferrita e perlita em diferentes proporções, conforme mostra a tabela V.2 bem como as figuras 5.1, 5.2 e 5.3.

O aço ASTM A588B apresentou uma maior proporção de perlita em relação aos aços USISAC350, o que pode estar relacionado à maior temperabilidade do mesmo, devido ao maior teor de carbono equivalente apresentado. Por outro lado, a pequena proporção de perlita formada nos aços USISAC350, pode estar relacionada aos elementos adicionados no mesmo, tais como P e Si, ambos estabilizadores de ferrita, o que contribuíram de certa forma para uma maior proporção desta fase.

6.1.2.2. Inclusões

Referente à presença de inclusões nos aços estudados, a norma ASTM E 45 classifica a severidade das mesmas de ½ a 5, sendo ½ a menor severidade e 5 a maior severidade.

Desta forma pode-se dizer que, no geral, todos os aços apresentaram boa limpidez, apresentando inclusões com severidade máxima igual a 2 e com inclusões uniformemente distribuídas ao longo das seções analisadas, conforme mostram as figuras 5.4, 5.5 e 5.6, bem como a tabela V.2.

6.1.3. Ensaio de Tração

Com relação aos requisitos exigidos para o ensaio de tração, a tabela V.3 mostra que todos os aços atenderam integralmente as suas respectivas especificações.

6.1.4. Ensaio de Impacto Charpy

A tabela V.4 mostra os valores obtidos de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy para diferentes temperaturas de ensaio. Vale ressaltar que o ensaio de impacto Charpy não é exigido por norma para os aços estudados, visto que esses são geralmente aplicados em estruturas estáticas.

O gráfico da figuras 6.1 mostra as curvas de transição (energia média absorvida em função da temperatura) para os três aços deste estudo.

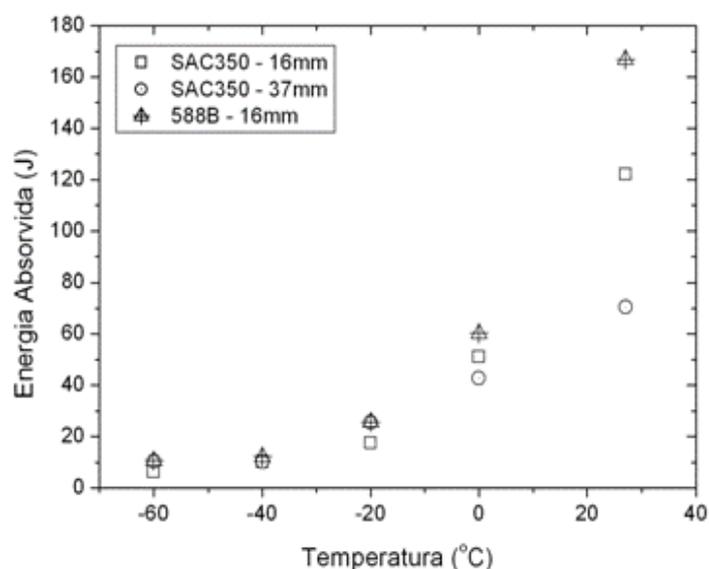


Figura 6.1: Curvas de transição dos metais de base.

Adotando-se o critério de 20J de energia absorvida ⁽⁵⁶⁾, pode-se considerar que a temperatura de transição para os três aços é de aproximadamente -20°C, conforme mostra a figura 6.1.

Entretanto, para temperaturas mais elevadas pode-se observar uma diferença cada vez maior nas energias absorvidas para os três aços, sendo estas maiores para o aço ASTM A588B e menores para o aço USISAC350 de maior espessura, conforme mostra a figura 6.1.

Na região de transição, os materiais apresentam comportamento diferenciado e que, supondo que isto se refletisse no patamar dúctil, menores valores de energia absorvida neste patamar são classicamente associados à existência de uma maior quantidade de locais para a nucleação de microcavidades durante a fratura, tais como inclusões. As impurezas mais prejudiciais ao aço se apresentam principalmente na forma de inclusões não metálicas. O seu efeito determina uma perda de ductilidade e tenacidade ao impacto na direção transversal à laminação e no sentido da espessura da chapa ⁽³⁾.

O aço USISAC350 de maior espessura apresentou uma maior quantidade de inclusões de sulfetos próxima a região do entalhe, em relação aos demais aços, o que pode ter contribuído de certa forma para os menores valores de tenacidade obtidos, apesar do tamanho de grão ferrítico ter sido intermediário em relação aos demais aços deste estudo.

O aço ASTM A588B apresentou maior refinamento de sua estrutura, além da maior limpidez, resultando desta forma nos maiores valores de energia obtidos na região de transição dúctil/frágil e, possivelmente, no patamar dúctil.

O maior refino da estrutura apresentado pelo aço ASTM A588B pode estar relacionado aos diferentes elementos de liga adicionados ao mesmo. O elemento V é adicionado com o objetivo de produzir refinamento de grão e/ou endurecimento por precipitação. Adições de Ni e Cu, também presentes no aço ASTM A588B, podem contribuir com o aumento na tenacidade e resistência mecânica, pois esses elementos também promovem

o refino de grão, pelo abaixamento da temperatura de início de transformação (austenita/ferrita) durante o resfriamento ⁽³⁾.

6.2. Avaliação da Soldabilidade

6.2.1 Susceptibilidade à Ocorrência de Trinca a Frio

Os ensaios Tekken e de dureza máxima, bem como a determinação do teor de hidrogênio difusível do metal de solda, foram realizados com o objetivo de verificar a susceptibilidade à fissuração pelo hidrogênio, visto ser esse um dos principais problemas da soldagem desta classe de materiais.

6.2.1.1. Ensaio Tekken

Os resultados obtidos no ensaio Tekken, tabela V.5, indicam que o aço USISAC350 de menor espessura não requer a utilização de pré-aquecimento para condições de soldagem similares às empregadas. Por outro lado os demais aços precisam ser pré-aquecidos a uma temperatura superior à ambiente.

A tabela VI.2 apresenta, além da temperatura obtida no ensaio Tekken, outra temperatura, denominada de temperatura corrigida, que corresponde ao valor realmente necessário de pré-aquecimento para a soldagem quando se considera a influência da severidade do ensaio Tekken ⁽²²⁾. Desta forma, com base neste critério, para a soldagem das juntas dos aços estudados não seria necessário utilizar temperatura de pré-aquecimento, conforme mostra o gráfico da figura 3.6.

Observa-se também que o ensaio Tekken foi realizado para somente duas espessuras, um tipo de consumível e apenas um aporte de calor, conforme mostra a tabela IV.3. No entanto, visando a evitar a necessidade da realização de novos ensaios cada vez que uma dessas variáveis sofra alguma alteração, a escolha da temperatura de pré-aquecimento pode ser obtida através de métodos experimentais já citados neste trabalho ^(22, 30, 31).

Conforme mencionado, neste estudo, optou-se pela utilização do Método Gráfico.

A seguir será apresentada a sequência de procedimentos usados para determinação da temperatura de pré-aquecimento necessária para a soldagem do aço USISAC350 de menor espessura, através do Método Gráfico ⁽²²⁾.

- i) Calcular o valor de CEN, utilizando a expressão 3.3. O valor obtido foi 0,36 conforme mostra a tabela VI.1;
- ii) Na figura 3.8, obter o incremento de CEN devido à diferença do teor de hidrogênio difusível em relação às curvas mestras. Para um teor de hidrogênio difusível igual a 6,9 ml/100g de metal depositado (tabela V.7), a figura 3.8 fornece um incremento de 0,03 no valor de CEN;
- iii) Calcular o valor de CE (IIW), utilizando a expressão 3.1. O valor obtido foi 0,37 conforme mostra a tabela VI.1;
- iv) Na figura 3.9, obter o incremento de CEN devido à diferença do aporte de calor empregado pelas curvas mestras. Para o aporte de 1,7kJ/mm (tabela IV.3), a figura indica não ser necessário alterar o valor de CEN;
- v) Obter o valor corrigido de CEN, a partir da soma do CEN original com os incrementos obtidos nos itens ii e iv. Assim, CEN corrigido é igual a 0,39;
- vi) A partir da figura 3.7, determinar a temperatura crítica empregando o valor de CEN corrigido e a espessura da chapa. Pela figura 6.1, essa temperatura seria de aproximadamente 50°C;
- vii) Calcular a temperatura a ser empregada na prática (temperatura corrigida) a partir da figura 3.6 e do limite de escoamento do MB. Neste caso desconta-se 75°C da temperatura obtida no item vi, o que indica que o aço USISAC350 de menor espessura, quando soldado com eletrodo utilizado neste trabalho (E7018G) e com aporte de 1,7kJ/mm, não requer o uso de pré-aquecimento.

A tabela VI.2 compara os valores de temperaturas de pré-aquecimento obtidos no ensaio Tekken e calculados pelo Método Gráfico para os aços deste estudo.

Tabela VI.2: Comparação das temperaturas de pré-aquecimento para a soldagem obtidas no ensaio Tekken e calculadas pelo Método Gráfico.

Aço	Espessura (mm)	Temperatura de pré-aquecimento para a soldagem (°C)			
		Ensaio Tekken		Método Gráfico	
		Obtida	Corrigida ^(*)	Obtido	Corrigida ^(*)
USISAC350	16,0	Ambiente	Ambiente	50	Ambiente
	37,5	75	Ambiente	110	35
ASTMA588B	16,0	50	Ambiente	100	Ambiente

^(*) Temperatura corrigida, ver figura 3.6.

A partir da tabela VI.2, verifica-se uma diferença entre o valor obtido no ensaio Tekken e o valor estimado no Método Gráfico, contudo para todos os aços e condições estabelecidas neste estudo, o Método Gráfico mostrou-se mais conservador.

De acordo com os resultados obtidos, apenas com o auxílio do ensaio Tekken, somente o aço USISAC350 de menor espessura poderia ser soldado sem a utilização de pré-aquecimento. Estes resultados concordam bem com o que seria esperado quando se considera os fatores controladores da fissuração pelo hidrogênio^(14, 24). Neste sentido, tanto o aço ASTMA588B, de mesma espessura, mas com um maior carbono equivalente, e como o aço USISAC350 de maior espessura exigem maiores cuidados para se evitar a formação de trincas do que o aço USISAC350 de menor espessura.

Considerando a utilização do Método Gráfico e da temperatura corrigida, os resultados indicam que apenas o aço USISAC350 de maior espessura requer a utilização de pré-aquecimento. No presente estudo, as juntas foram soldadas utilizando as temperaturas de pré-aquecimento determinadas a partir do ensaio Tekken. Não se usaram os valores mais conservadores obtidos a partir do Método Gráfico, porque este método foi analisado somente após a confecção das juntas. Além disso, o usual em soldagem

industrial é a utilização de procedimentos de qualificação de soldagem baseados em normas específicas.

Entretanto, os resultados obtidos mostraram que o uso das temperaturas determinadas pelo ensaio Tekken foram adequadas uma vez que não foram observados, em nenhuma das juntas feitas, indícios de trincas induzidas pelo hidrogênio.

Vale ressaltar ainda que o ensaio Tekken foi realizado através do processo com eletrodo revestido e a soldagem das juntas através do processo por arame tubular. Não é recomendado utilizar a temperatura de pré-aquecimento determinada a partir de um processo em outro processo de soldagem ⁽⁵⁵⁾. Isso ocorre pelo fato de que existem muitas variáveis envolvidas para cada tipo de processo de soldagem, tais como, geometria do cordão de solda, nível de hidrogênio, entre outros, que influenciam de forma positiva ou negativa na susceptibilidade à formação de trincas a frio. Entretanto, quando a temperatura de pré-aquecimento é determinada por um processo mais conservador (maior susceptibilidade a fissuração pelo hidrogênio), como é o caso do processo por eletrodo revestido, essa temperatura pode ser utilizada para os demais processos de soldagem ⁽⁵⁵⁾.

Outro fato que levou a utilização do processo de soldagem por eletrodo revestido no ensaio Tekken foram às dificuldades encontradas na realização das soldas pelo processo de soldagem com arame tubular nas juntas deste ensaio. Estas incluíam uma elevada instabilidade do processo causada possivelmente pelo STICK OUT utilizado, e a elevada penetração da poça que resultaram na perda de muitos corpos de prova.

6.2.1.2. Dureza Máxima

A partir da tabela V.6, pode se observar que o valor obtido de dureza máxima da ZTA, para cada aço, foi inferior ao valor de 350HV, valor este geralmente especificado como dureza máxima permitida para a ZTA para evitar a ocorrência de trincamento a frio.

Comparando-se os dois aços de mesma espessura, como era previsto, o aço com maior carbono equivalente apresentou o maior valor de dureza máxima da ZTA.

Comparando-se os dois aços de maior carbono equivalente, o aço USISAC350 de maior espessura apresentou o maior valor de dureza na ZTA, apesar de apresentar um menor valor de carbono equivalente em comparação ao aço ASTM A588B. A justificativa para tal fato está na maior taxa de resfriamento apresentada para o aço de maior espessura. A taxa de resfriamento é função do aporte de calor, da temperatura de pré-aquecimento, espessura e geometria da junta. Neste caso a única variável foi a espessura da junta. De um modo geral, microestruturas resultantes de altas taxas de resfriamento tendem a ser mais duras.

6.2.1.3. Teor de Hidrogênio Difusível do Metal Depositado

Considerando que um dos principais problemas relacionados à soldagem é a ocorrência de fissuração pelo hidrogênio, foram feitas medidas do teor de hidrogênio difusível no metal depositado. Além disso, essa análise torna-se necessária uma vez que foi utilizado o processo de soldagem por eletrodo revestido para determinação da temperatura de pré-aquecimento, através do ensaio Tekken e as juntas foram soldadas pelo processo com arame tubular.

A tabela V.7 mostra que os teores médios de hidrogênio difusível medido para os eletrodos E81T1-W2C e E7018G são respectivamente 7,4 e 6,9 ml/100g de metal depositado. Os resultados obtidos com os eletrodos utilizados neste estudo indicam que estes podem ser classificados, de acordo com a terminologia do IIW, como de baixo hidrogênio, o que diminui o risco de fissuração pelo hidrogênio.

Entretanto, uma grande diferença entre esses valores poderia influenciar nos resultados obtidos no ensaio Tekken e comprometer os resultados das juntas soldadas. Seja através da utilização de uma temperatura de pré-aquecimento inferior ao mínimo necessário, que poderia resultar numa maior tendência de fissuração pelo hidrogênio, ou também num pré-aquecimento superior ao mínimo necessário, neste caso não tão deletério às

propriedades das juntas soldada, entretanto podendo onerar o custo e aumentar o tempo de processo.

Assim, a fim de verificar as diferenças entre os valores obtidos de hidrogênio difusível para cada consumível, foi realizado o “teste de hipótese”, utilizando o critério t student bilateral, devido o tamanho reduzido da amostra ^(57,58). Os resultados obtidos encontram-se na tabela VI.3.

Tabela VI.3: Valores estatísticos de hidrogênio difusível para o cálculo de t student.

Consumível	Média Hidrogênio difusível	Variância	N	t calculado	t crítico
E81T1-W2C	7,40	0,94	4	0,82	2,44
E7018G	6,90	0,76			

Segundo os resultados da tabela VI.3 para os quais utilizou-se um nível de confiança de 95% para os cálculos, temos evidência que as médias não são diferentes (t calculado < t crítico), portanto não podemos comparar esses resultados, pois estatisticamente os dois consumíveis possuem o mesmo teor de hidrogênio difusível.

6.2.2. Avaliação das Juntas Soldadas

6.2.2.1. Análise Metalográfica

A análise metalográfica das juntas soldadas concentrou-se na GGZTA dos aços estudados, pelo fato desta ser considerada como a região mais crítica em termos de tenacidade e de tendência à fissuração pelo hidrogênio, devido à granulação mais grosseira. As análises concentraram-se em regiões correspondentes aos últimos passes de soldagem, a fim de se minimizar o efeito de reaquecimento dos passes seguintes.

De uma forma geral não foram observadas diferenças microestruturais pronunciadas para os dois aportes utilizados nas juntas utilizados neste estudo. Entretanto, como se

esperava, todas as juntas soldadas com o menor aporte apresentaram uma estrutura menos grosseira.

Nas juntas soldadas do aço ASTM588B, conforme mostram as figuras 5.18 e 5.19 observa-se a presença de ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e, também, a formação de pequena quantidade de martensita. A presença de martensita pode estar associada ao maior carbono equivalente apresentado para o aço em questão.

Para as juntas soldadas do aço USISAC350, de menor espessura, conforme mostram as figuras 5.14 e 5.15 observa-se a formação de vários constituintes tais como: ferrita pró-eutetóide, ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e agregados ferrita-carbetos.

Nas juntas soldadas do aço USISAC350, de maior espessura, conforme mostram as figuras 5.16 e 5.17 observa-se a formação predominante de ferrita com MAC e agregados ferrita-carbetos.

Comparando-se as estruturas das juntas de mesma espessura, observa-se uma estrutura mais grosseira de ferrita com MAC e maior quantidade de ferrita pró-eutetóide para o aço USISAC350, o que pode estar diretamente ligado à menor temperabilidade do mesmo, devido ao menor carbono equivalente que resultou neste tipo de estrutura.

De uma forma geral, as juntas que apresentaram estrutura menos grosseira foram as do aço ASTM588B, independente do aporte de calor utilizado.

6.2.2.2. Ensaio de Tração

Observa-se, a partir da tabela V.8 que as juntas soldadas dos aços estudados, independente do aporte utilizado, atenderam aos critérios especificados para o MB. Como todos os CP's romperam fora da solda, os resultados estão relacionados as propriedades mecânicas do MB.

6.2.2.3. Ensaio de Impacto Charpy

É importante ressaltar que diferentes aspectos sobre o posicionamento do entalhe do CP do ensaio de impacto Charpy na sua localização esperada dificultaram a interpretação de alguns resultados. A distância entre a ponta do entalhe e a linha de fusão foi previamente estabelecida, independente do aporte de calor utilizado. Entretanto, não necessariamente em todos os casos a ponta do entalhe coincidiu com a região requerida. Além disso, a linha de fusão não é completamente perpendicular à superfície do CP, assim, a localização da ponta do entalhe certamente apresentou variedades de microestruturas com diferentes características e que contribuiu para as variações observadas nos valores obtidos.

As figuras 6.2 a 6.7 mostram os valores de energia obtidos para as juntas deste estudo, sendo a posição do entalhe considerada da seguinte forma: 0 – LF, 3 – LF + 3 mm e 5 – LF + 5 mm.

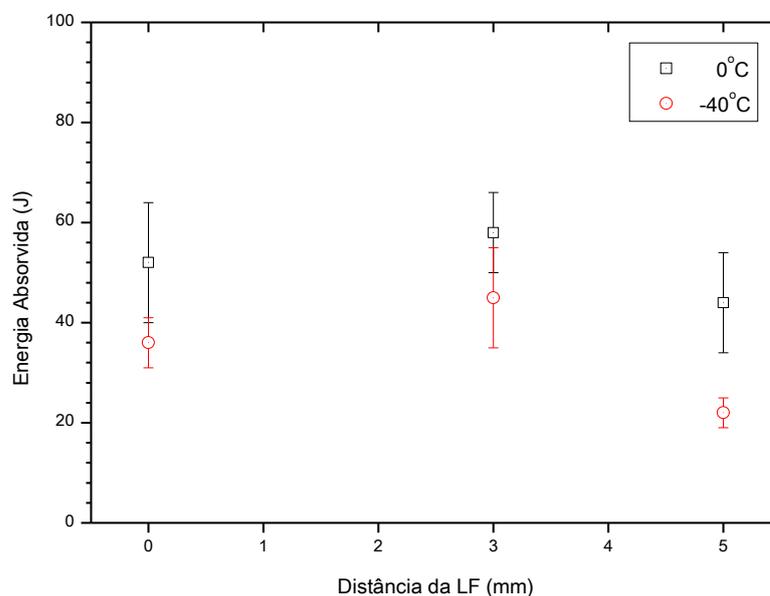


Figura 6.2: Valores de energia para o aço USISAC350. Espessura de 16,0 mm, aporte de 1,2 kJ/mm.

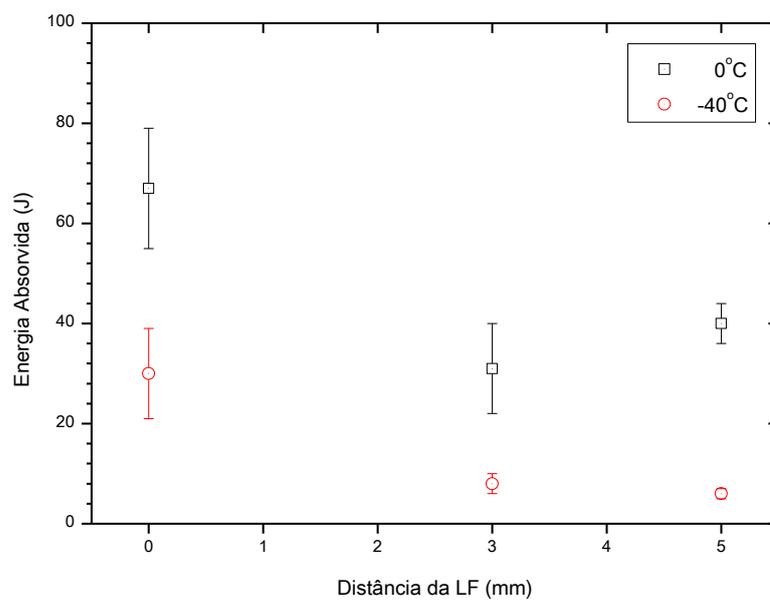


Figura 6.3: Valores de energia para o aço USISAC350. Espessura de 16,0 mm, aporte de 2,3 kJ/mm.

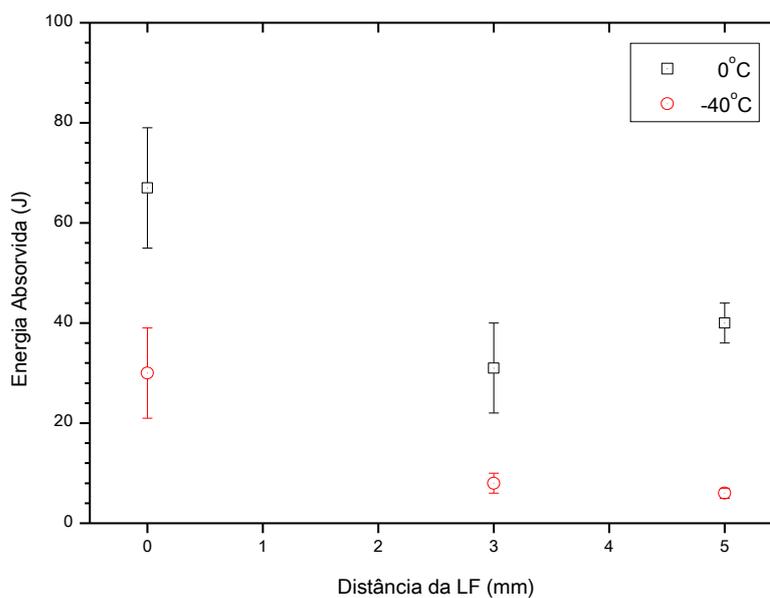


Figura 6.4: Valores de energia para o aço USISAC350. Espessura de 37,5 mm, aporte de 1,2 kJ/mm.

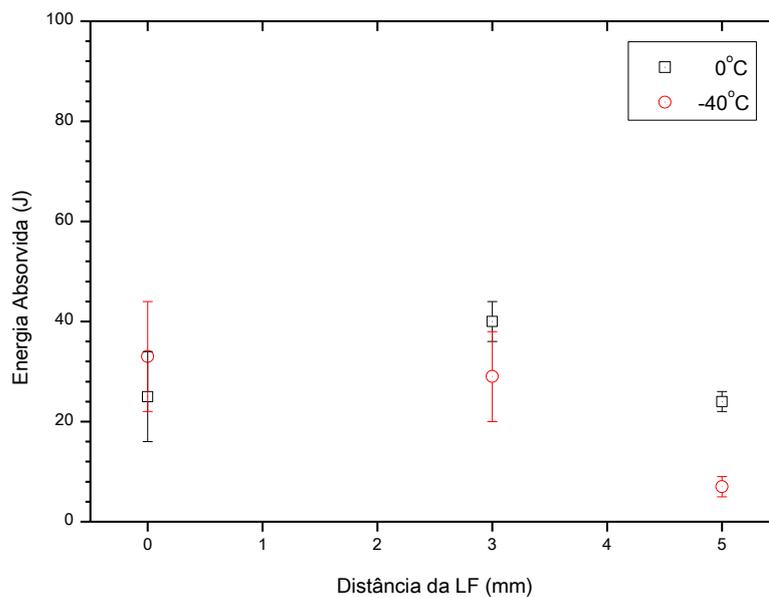


Figura 6.5: Valores de energia para o aço USISAC350. Espessura de 37,5 mm, aporte de 2,3 kJ/mm.

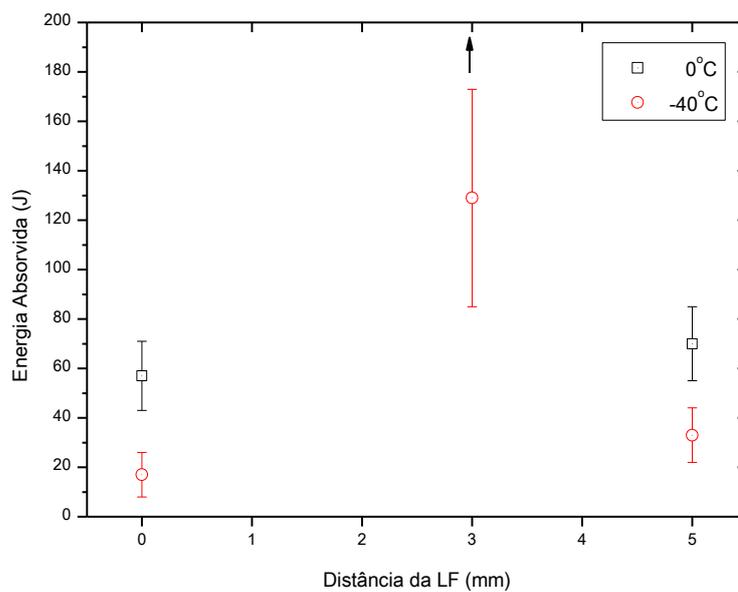


Figura 6.6: Valores de energia para o aço ASTMA588B. Espessura de 16,0 mm, aporte de 1,2 kJ/mm.

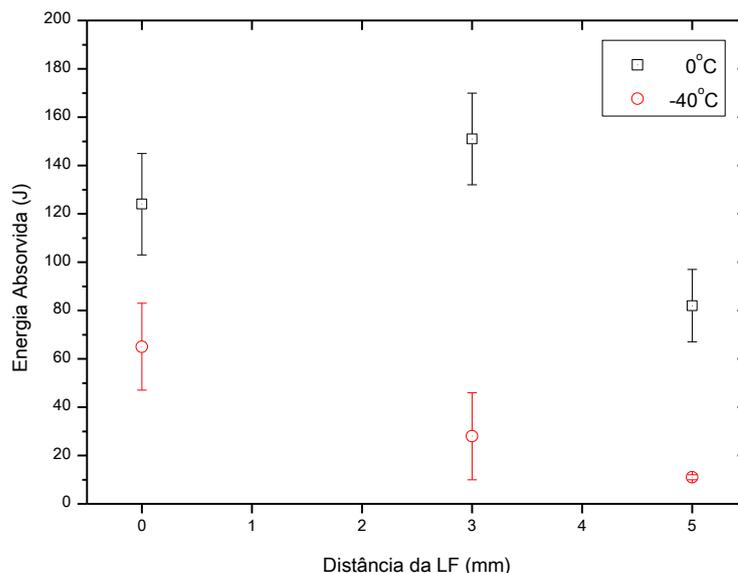


Figura 6.7: Valores de energia para o aço ASTM A588B. Espessura de 16,0 mm, aporte de 2,3 kJ/mm.

De uma forma geral, não foi observada uma tendência clara nos resultados obtidos de tenacidade para os aportes de calor utilizados, embora esperava-se maiores valores de tenacidade para a condição onde utilizou-se o menor aporte de calor, devido ao tipo de estruturas geralmente formadas nesta condição.

Também não foram observadas tendências nos resultados com relação ao posicionamento do entalhe, embora os melhores resultados tenham sido obtidos, em geral, nas regiões correspondentes a LF e a LF + 3 mm.

Piores valores de tenacidade geralmente são atribuídos a GGZTA, região essa localizada a frente da LF ^(3, 33). Uma explicação para os maiores valores de tenacidade obtidos nesta região pode estar relacionada com o posicionamento do entalhe ter englobado parte da ZF. Embora esta região não tenha sido caracterizada, ela apresenta características, como a presença de ferrita acicular, que podem favorecer a obtenção de uma melhor tenacidade. No caso dos valores associadas à LF + 3 mm, possivelmente a região do entalhe englobou parte da GFZTA, e que devido às características desta região resultaram nos maiores valores de tenacidade.

Nas figuras 6.2 a 6.7, observa-se também que a energia absorvida pelos corpos de prova do aço ASTM A588B foi, em geral, muito superior à obtida nos resultados do aço USISAC350.

Para avaliar possíveis causas para esta diferença, foram caracterizadas a superfície de fratura de alguns CP's através de análise por MEV. A análise concentrou-se na região correspondente a região frágil (região brilhante) dos CP's.

Foram caracterizados dois CP's para cada junta soldada dos aços, USISAC350 de maior espessura e ASTM A588B, referente a posição LF para o aporte de 2,3 kJ/mm e temperatura de 0°C. A escolha dessas juntas foi devido à maior diferença entre os resultados encontrados de tenacidade para as mesmas, conforme mostram as figuras 6.4, a 6.7. Com relação à posição escolhida, apesar da mesma não apresentar as maiores diferenças de resultados de tenacidade, como é o caso da posição LF + 3 mm, a escolha se deve ao fato de que nesta posição foi possível verificar que as trincas não se propagaram para o MS. Embora o mesmo deva ter ocorrido para a posição LF + 3 mm, neste caso existe uma maior probabilidade de se estar analisando regiões bem distintas, devido às características de cada material tais como espessura e carbono equivalente.

A área dúctil (região cinzenta) dos CP's analisados, corresponde a aproximadamente 10% e 20% para o aço USISAC350 e ASTM A588B respectivamente.

Exemplos das características observadas nas superfícies de fratura são mostrados nas figuras 6.8 a 6.11. Todas as imagens mostram fratura essencialmente transgranular por clivagem, sendo que, para o aço USISAC350, o tamanho das facetas de clivagem sugere um maior tamanho de grão, o que é um fator prejudicial à tenacidade. Acredita-se, desta forma, que o maior teor de fósforo dos aços USISAC350 não seja necessariamente um fator determinante dos menores valores obtidos de energia para estes aços, uma vez que não foi observado fratura intergranular nos CP's analisados. Embora um estudo mais profundo seja necessário para confirmar esta inferência.

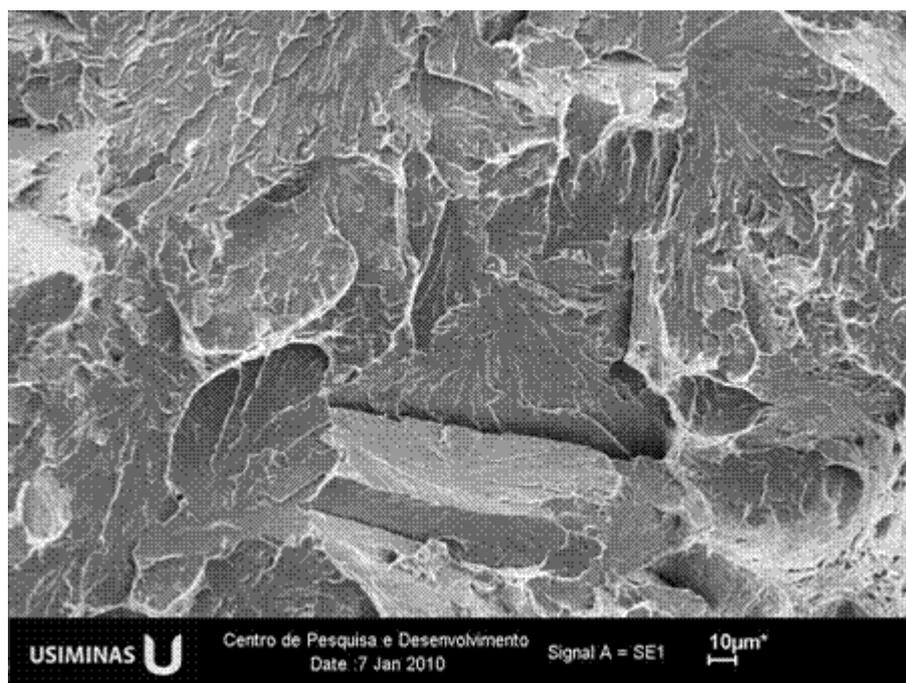


Figura 6.8: Superfície de fratura para ao aço USISAC350. Temperatura de ensaio 0°C, aporte de calor 2,3 kJ/mm. Aumento Original 1000X.

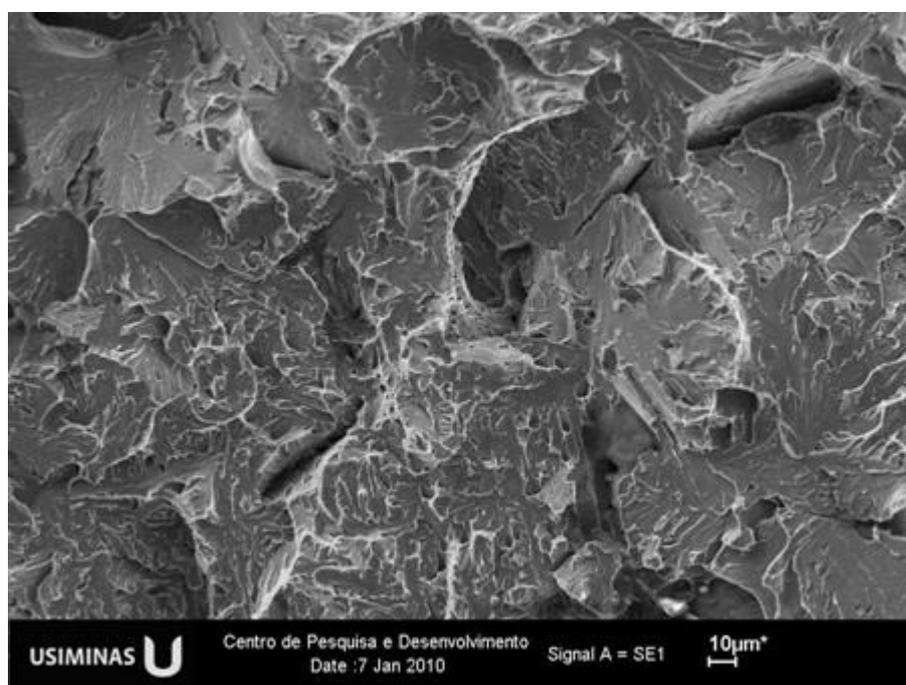


Figura 6.9: Superfície de fratura para ao aço USISAC350. Temperatura de ensaio 0°C, aporte de calor 2,3 kJ/mm. Aumento Original 1000X.

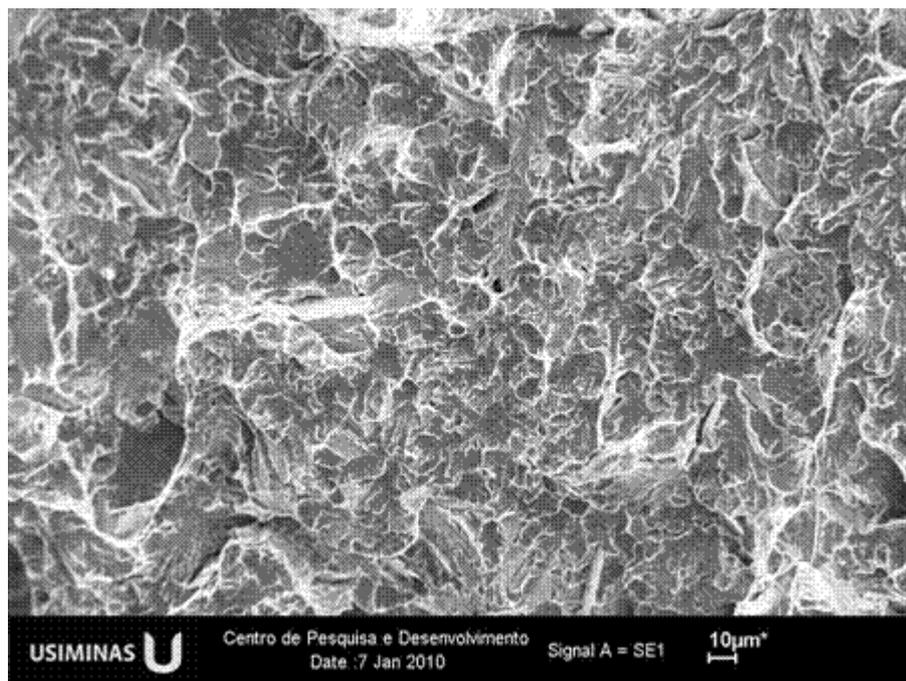


Figura 6.10: Superfície de fratura para ao aço ASTM588B. Temperatura de ensaio 0°C, aporte de calor 2,3kJ/mm. Aumento Original 1000X.

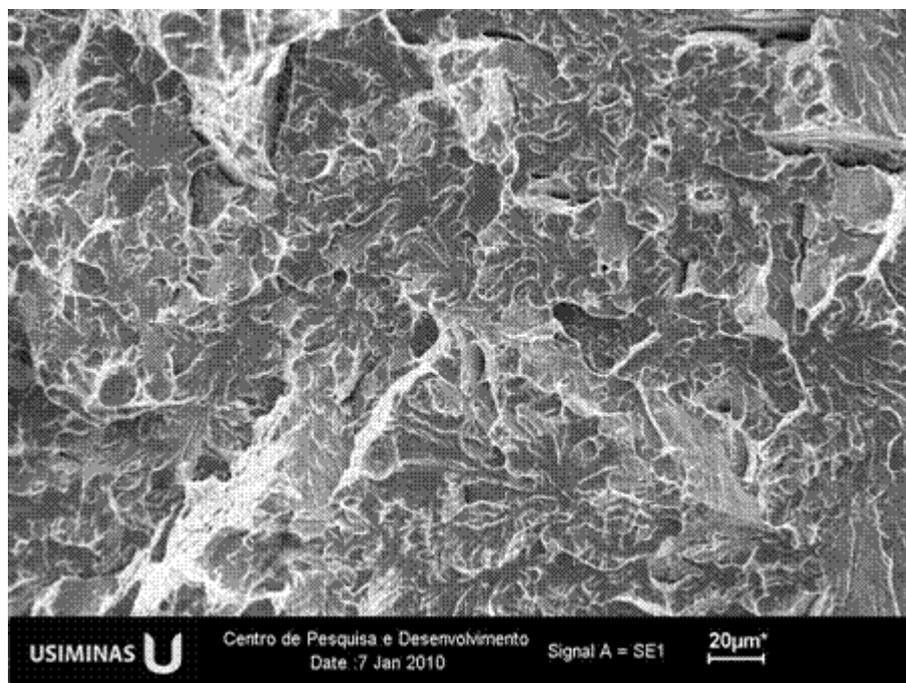


Figura 6.11: Superfície de fratura para ao aço ASTM588B. Temperatura de ensaio 0°C, aporte de calor 2,3kJ/mm. Aumento Original 1000X.

De um modo geral, os melhores valores de tenacidades na ZTA de aços ARBL são obtidas para a martensita revenida ou, alternativamente, bainita inferior, não observada nas microestruturas das juntas deste estudo, enquanto que os piores resultados estão associados a estruturas grosseiras de ferrita e cabonetos ^(3, 33).

Nas juntas soldadas do aço USISAC350, de maior espessura, observa-se a formação predominante de ferrita com MAC e agregados ferrita-carbetos com granulação mais grosseira. O constituinte ferrita com MAC também é geralmente considerado como um constituinte frágil, isso pelo fato de que os contornos de baixo ângulo, entre as ripas de ferrita, não determinam uma obstrução importante à propagação da trinca ⁽³³⁾.

Nas juntas soldadas do aço ASTM588B, observa-se a presença de ferrita com MAC, ferrita de Widmanstätten intragranular e, também, pequena quantidade de martensita. A ferrita Widmanstätten intragranular é considerada como de boa tenacidade, devido ao grau de refino elevado e presença de contornos de alto ângulo, que dificultam desta forma a propagação da trinca ⁽³³⁾. Na região correspondente a ponta do entalhe a martensita possivelmente foi eliminada, devido ao efeito dos passes subsequentes.

Embora a análise dos constituintes não tenha sido realizada na região correspondente a ponta do entalhe, acredita-se que as estruturas observadas, juntamente com a granulação menos grosseira apresentada para o aço ASTM588B, contribuíram para os elevados valores obtidos de energia absorvida para este aço.

Outro ponto que merece comentário são os valores de tenacidade encontrados nas diferentes regiões da ZTA (independente do aporte utilizado) em relação ao MB, conforme pode ser visto na tabela VI.4. Essa tabela mostra os valores médios de tenacidade (média de 3 CP's) do MB e das diferentes regiões do entalhe da ZTA, para o aporte de 1,2 kJ/mm.

Tabela VI.4: Valores de energia média para as juntas em relação aos metais de base.

Aço	Esp. (mm)	Energia absorvida (J) - Aporte 1,2kJ/mm							
		0°C				-40°C			
		MB	LF	LF+3	LF+5	MB	LF	LF+3	LF+5
USISAC350	16,0	55	52	58	35	10	36	45	22
	37,5	43	25	40	24	20	33	29	7
ASTMA588B	16,0	60	57	215	70	13	17	129	33

Para a temperatura de -40°C, os valores de tenacidade obtidos na ZTA foram, em geral, superiores em relação aos do MB, enquanto que, para a temperatura de 0°C, isto não foi usual. No geral, com exceção da GFZTA, considera-se que as demais zonas da ZTA apresentam valores de tenacidade piores do que o MB ⁽³⁾. Entretanto as condições de soldagem utilizadas neste estudo parecem ter contribuído para melhoria da tenacidade, principalmente para as juntas do aço ASTMA588B.

A análise da tenacidade da ZTA em juntas soldadas reais é dificultada pela variedade de microestruturas obtidas nesta região, referentes aos diferentes ciclos térmicos a que a junta é submetida. Desta forma sugere-se a utilização de técnica de simulação de ciclos térmicos, pois a mesma permite obter uma região específica da ZTA, o que facilitaria a caracterização microestrutural e a obtenção de dados mais confiáveis das propriedades mecânicas com relação aos diferentes elementos de liga, aporte de calor e temperaturas de ensaio para cada situação estudada.

7. CONCLUSÕES

Baseado nos resultados obtidos neste estudo, as principais conclusões foram:

O aço USISAC350 apresentou melhores características de soldabilidade em relação ao aço ASTM A588B, conforme indica os resultados dos ensaios Tekken e dureza máxima obtidos neste estudo.

Nos resultados obtidos a partir do ensaio Tekken, apenas o aço USISAC350 de 16,0mm de espessura, não requer a utilização de pré-aquecimento a fim de se evitar a fissuração pelo hidrogênio. Por outro lado o aço ASTM A588B de mesma espessura requer a utilização de pré-aquecimento.

Todos os aços deste estudo apresentaram valor de dureza da ZTA abaixo de 350HV, valor esse geralmente especificado como dureza máxima permitida para a ZTA para evitar a ocorrência de fissuração pelo hidrogênio. Entretanto, o aço USISAC350 de 16,0 mm de espessura, foi o que apresentou o menor valor de dureza na ZTA, mesmo sem a utilização de pré-aquecimento.

De um modo geral, o principal constituinte observado nas amostras das juntas, independentemente da composição química e das condições de soldagem utilizadas, foi a ferrita com MAC, tanto na forma alinhada quanto não alinhada. A presença de martensita foi observada apenas para as juntas do aço ASTM A588B, o que pode estar relacionado com o maior teor de carbono equivalente deste aço.

Todas as juntas apresentaram propriedades mecânicas em tração que atendem à especificação do metal base. Como todos os corpos de prova romperam fora da solda, os resultados estão relacionados às propriedades mecânicas do MB.

Com relação aos ensaios de impacto Charpy feito na ZTA, não foi observada uma relação clara entre tenacidade, aporte de calor e microestrutura. Entretanto, os melhores

resultados obtidos de tenacidade, independente da condição utilizada, foram para as juntas do aço ASTM588B.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar a tenacidade da ZTA por meio de utilização de técnica de simulação de ciclos térmicos, a fim de avaliar de uma forma mais confiável o efeito das condições de soldagem e de detalhes da composição química dos aços na tenacidade de regiões específicas da ZTA.

Estudar o desempenho contra a corrosão atmosférica em metais de solda produzidos com consumíveis que não possuem característica de resistência contra a corrosão atmosférica (sem adições de Cu e Cr) na soldagem dos aços da família USISAC, série atual, com baixo teor de Cu.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1 - FREIRE JÚNIOR, Raimundo C. S.; *et al.* **Avaliação da Susceptibilidade à Formação de Trincas a Frio em Juntas Soldadas em Aços ARBL.** Relatório Técnico Científico Final. Campina Grande/PB, 1996.

2 - FARIA, Adão V.; CARNEIRO, Rogério A.; BRAGA, Márcio M. **Nova Família de Aços Usiminas para Construção Metálica.** *In:* CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA, 58., 2003, Rio de Janeiro. **Anais.** Rio de Janeiro, RJ, 2003.

3 - ALÉ, Ricardo M. **Efeito da adição de elementos de liga (Cu e Ni) nas propriedades mecânicas e microestrutura da ZAC de aços C-Mn microligados ao Nb.** Tese de Doutorado. Rio de Janeiro, RJ: UFRJ. 1995.

4 - AMERICAN STANDARDS FOR TESTING MATERIALS - ASTM A588/A588M-05. **Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Structural Steel, up to 50 ksi [345 MPa] Minimum Yield Point, with Atmospheric Corrosion.** 2008.

5 - **Revista Associação Brasileira da Construção Metálica.** São Paulo, SP, n. 60, 2003. Disponível em: <<http://www.abcem.com.br/abcem2003ponteseviadutos.htm>>. Acesso em: 03 de out. 2008.

6 - PANNONI, Fábio D. **História, Comportamento e Usos dos Aços Patináveis Na Engenharia Estrutural Brasileira.** 200-. Disponível em: <http://www.gerdau.com.br/GerdauAcominas/upload/produtos/perfis/caracteristicatecnicapf/artigostecnicos/Historia_comportamento_e_uso_dos_acos_patinaveis.pdf>. Acesso em 09 de out. 2008.

7 - GNECCO, Celso. **A Pintura do Aço Patinável.** 2000. Disponível em <<http://www.chuman.com.br/catalogos/patinavel.pdf>>. Acesso em: 12 de set. 2008.

8 - FARIA, Adão V. **Avaliação do desempenho frente à corrosão atmosférica dos aços USI SAC-41 e USI SAC-300 em atmosferas industrial e marinha.** Tese de Mestrado. Belo Horizonte, MG: UFMG, 2007.

9 - TOWNSEND H. E. **Effect of Alloying Elements on The Corrosion of Steel in Industrial Atmospheres.** Corrosion Science Section, v. 57, n. 6, 2001.

10 - AMERICAN STANDARDS FOR TESTING MATERIALS - ASTM G101-04. **Estimating the Atmospheric Corrosion resistance of Low Alloy Steels. 2004**

11 - Disponível em:

<http://www.astm.org/COMMIT/G01_G101Calculator.xls.> Acesso em 01 de dez. 2009.

12 - MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo V.; SANTOS, Dagoberto B. **Introdução a Metalurgia da Soldagem.** Belo Horizonte, MG: UFMG, 2006.

13 - GODOY, A. F.; TREVISAN, R. E. **Estudo de Trincas a Frio em Aço de Alta Resistência e Baixa Liga SAR-80 – BT.** In: ENTS, 15, São Paulo. **Anais.** São Paulo, SP, 1989.

14 - MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis.** Belo Horizonte, MG: UFMG, 2004.

15 - ALÉ, Ricardo M.; **Soldabilidade do aço WSTE 36.** Tese de Mestrado. Belo Horizonte, MG: UFMG, 1985.

16 - CALOI, Giselle.; **Análise da Soldabilidade do Aço API 5LX80 por meio dos Testes Tekken e de Implante.** Tese de Mestrado. Rio de Janeiro, RJ: PUCRJ, 2008.

17 - SILVA, Cláudio L. Jacinto; PARANHOS, Ronaldo.; **Fissuração pelo hidrogênio: Trincas a frio.** INFOSOLDA, 2003. Disponível em: <www.infosolda.com.br/artigos/metsol1107.pdf> Acesso em: 29 de out. 2008.

18 - FREIRE JÚNIOR, Raimundo C. S.; **Avaliação de Trincas a Frio induzidas pelo Hidrogênio Através de Ensaio Tekken em Juntas Soldadas de Aços ARBL.** Campina Grande: UFPB, 1996.

19 - YURIOKA, Nabutaka.; **Physical Metallurgy of Steel Weldability.** ISIJ International. Vol. 41, n. 06, p. 566-570, 1995.

20 - MARTINS, SH. **Estudo das Trincas Induzidas pelo Hidrogênio Através do Ensaio de Restrição Controlada.** Tese de Mestrado. São Carlos, SP: UFSCar, 1990.

21 - LANCASTER, J. F.; **Metallurgy of Welding.** 5. ed. Londres: Chapman & Hall, ISBN, 0412478102. 1993.

22 - ARAÚJO, Carlos S.; **Avaliação da Soldabilidade de Aços Resistentes ao Fogo para Aplicação na Construção Civil.** Tese de Mestrado. Rio de Janeiro, RJ: UFRJ, 1997.

23 - MEESTER, B. **The Weldability of Modern Structural TMCP Steels,** ISIJ International, Vol. 37, N^o 6, 1997.

24 - CHEN, C. C.; POLLACK, A. **Influence of Welding on Steel Weldment Properties.** ASM International. v 06, 1993.

25 - SUZUKI, Haruyoshi. **Welding of Modern Structural Steels in Japan.** ISIJ International, v. 23, 1983.

26 - LIU, S.; BRACARENSE, A. Q. Desenvolvimento da Soldagem de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga. **Revista Soldagem & Materiais**. V.06, n.02, Seção Arquivo, 1994.

27 - HORNBERGER, Roger.; Assuring Accurate Preheat Temperatures. The American Welder, n. 16, Apr. 2007. **Welding Journal**, p.104-107.

28 - FURUYA, H; AIHARA, S; MORITA, K.; A New Proposal of HAZ Toughness Evaluation Method – Part 1: HAZ Toughness of Structural Steel in Multilayer and Single-Layer Weld Joints. The American Welder. Jan. 2007, **Welding Journal**, p. 1S-8S.

29 - GRANJON, H.; **Fundamentals of Welding Metallurgy**. Cambridge: Abington Publishing. 1991. 210 p. ISBN 1855730197.

30 - YURIOKA, N.; KASUYA, T.; A Chart Method To Determinate Necessary Preheat in Steel Welding. **Welding & Joining Research Laboratory**. Nippon Steel Corporation, 1994.

31 - KASUYA, T.; YURIOKA, N.; **Determination of Necessary Preheat Temperature to Avoid Cold Cracking under Varying Ambient Temperature**. Welding & Joining Research Center. Nippon Steel Corporation, 1995.

32 - SILVA, Ana P.; *et al.* **Avaliação da Susceptibilidade à Fissuração na Solidificação do Aço USISAC350**. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM - CONSOLDA. **Anais**. Rio de Janeiro, 2004

33 - LUNDIM, C.; *et al.* **Weldability of Low-Carbon Microalloyed Steels for Marine Structures**. WRC Bulletin 359, dez. 1990.

34 - IIW Sub-Commission IXJ “Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals”. **IIW DOC. IX-1533-88**, 1988.

- 35 - SAAVEDRA PINTO, Marco A. P. **Soldagem Circuferencial de Tubo API 5LX80 Empregando processo manual/semi-automático.** Tese de Mestrado. Rio de Janeiro: PUC RJ, 2006.
- 36 - MODENESI, Paulo J.; MARQUES Paulo V. **Introdução ao Processo de Soldagem.** Belo Horizonte: UFMG, 2006.
- 37 - SILVA, Ana P. **Avaliação da Susceptibilidade na Solidificação da Solda do Aço USISAC350.** Tese de Mestrado. Belo Horizonte: UFMG, 2003.
- 38 – The Welding Institute. **Metallography of welds in C Steels.** Slide set number 7. Introductory Notes. First published, 1984.
- 39 - AMERICAN STANDARDS FOR TESTING MATERIALS – ASTM A 709/A709M. **Specification for carbon and high-strength low-alloy structural steel shapes, plates, and bars and quenched-and-tempered alloy structural steel plates for bridges.** 2008.
- 40 - ALÉ, Ricardo M.; JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M. A. **Constituintes Microestruturais de Soldas de Aços C-Mn baixa liga. Parte III: ZAC.** Revista Soldagem & Materiais, v. 01, n. 03, Seção Arquivo Técnico, 1992.
- 41 - BRACARENSE, Alexandre Q. **Processo de Soldagem por Arame Tubular – FCAW.** Belo Horizonte: UFMG, 2000.
- 42 - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E112. **Standard Test Methods for Determination Average Grain Size.** 2007.
- 43 - AMERICAN STANDARDS FOR TESTING MATERIALS – ASTM E45. **Standard Test Methods For Determination the Inclusion Content of Steel.** 2005.

- 44 - AMERICAN STANDARDS FOR TESTING MATERIALS – ASTM A370. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.** 2007.
- 45 - AMERICAN STANDARDS FOR TESTING MATERIALS - ASTM E23. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials.** 2008
- 46 - AMERICAN WELDING SOCIETY – AWS A5.29/A5.29M. **Specification for Low Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding,** 2005.
- 47 - ESAB. Soldagem e Corte. Disponível em: <<http://www.esab.com.br/br/por/produtos/consumiveis/index.cfm>>. Acesso em 10 de fevereiro de 2009.
- 48 - AMERICAN WELDING SOCIETY – AWS A5.1/A5.1M. **Specification for Carbon Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding,** 2004
- 49 - JIS Z 3158 – **Method of Y-Groove Weld Cracking Test,** 1993.
- 50 - JIS Z 3101 – **Testing Method of Maximum Hardness in Weld Heat-Affected Zone,** 1990.
- 51 - AMERICAN STANDARDS FOR TESTING MATERIALS – ASTM A36/A36M. **Standard Specification for Carbon Structural Steel.** 2008.
- 52 - IIW DOC 1155 -95 – A - 839 -91. **Diffusible Hydrogen** Content in Weld Metal.
- 53 - AMERICAN WELDING SOCIETY – AWS D1.1./D1.1M. **Structural Welding Code Steel.** 2008.

54 - AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEER - ASME, SECTION AND IX **Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazer, and Welding and Brazing Operators.** (QW462). 2008.

55 - **Welding Process Effects in Weldability Testing of Steels.** By G. Atkins, D. Thiessen, N. Nissley, And Y. Adonyl. Welding Journal. April 2002.

56 - SOUZA, Sérgio A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos:** Fundamentos teóricos e práticos. 5^a edição. Editora Edgard Blucher LTDA, 1982.

57 - Triola, Mario F. **Introdução à Estatística.** 7^a edição. Editora Livros Técnicos e Científicos, 1999.

58 - Stevenson, William J. **Estatística Aplicada à Administração.** 1^a edição. Editora HARBRA LTDA, 1981.