

UNIVERSIDADE DE PASSO FUNDO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM PROJETO E PROCESSOS DE
FABRICAÇÃO – MESTRADO PROFISSIONAL

Samuel Ceron

AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE JUNTAS
SOLDADAS DO AÇO ASTM 743 CA6NM UTILIZADO NA
FABRICAÇÃO DE ROTORES DE TURBINAS HIDRÁULICAS TIPO
FRANCIS

Passo Fundo

2016

Samuel Ceron

**AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE JUNTAS
SOLDADAS DO AÇO ASTM 743 CA6NM UTILIZADO NA
FABRICAÇÃO DE ROTORES DE TURBINAS HIDRÁULICAS TIPO
FRANCIS**

Orientador: Prof. Dr. Vagner Alves Guimarães

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Passo Fundo

2016

Samuel Ceron

**AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE JUNTAS
SOLDADAS DO AÇO ASTM 743 CA6NM UTILIZADO NA
FABRICAÇÃO DE ROTORES DE TURBINAS HIDRÁULICAS TIPO
FRANCIS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Data de aprovação: 22-09-2016

Os componentes da banca examinadora abaixo aprovaram a dissertação:

Professor Doutor Vagner Alves Guimarães
Orientador

Professor Doutor Charles Leonardo Israel
Universidade de Passo Fundo

Professor Doutor Mario Wolfart Junior
Instituto Federal de Santa Catarina

Professor Doutor Ramón Sigifredo Cortés Paredes
Universidade Federal do Paraná

*Tudo tem o seu propósito debaixo do céu, e há tempo para todo o propósito debaixo do céu:
há tempo de nascer e tempo de morrer; tempo de plantar e tempo de arrancar o que se plantou.*

Eclesiastes 3.1-2

Dedicatória

Ao Senhor Deus, que até aqui me conduziu e sustentou.

Aos meus pais, que são a base da minha educação e caráter.

À minha namorada Natália Ernst Kielling, companheira fiel e fonte de inspiração.

AGRADECIMENTOS

A Deus, criador dos céus e da terra, digno de todo o louvor que permitiu que eu completasse mais essa etapa.

À minha namorada Natália, pelo seu carinho e compreensão durante estes dois anos de mestrado, quando muitas vezes precisamos abrir mão do nosso tempo juntos, o seu apoio foi fundamental para que eu pudesse sempre seguir em frente.

Aos meus pais, pela educação e cuidado que sempre tiveram, bem como a compreensão pelo pouco tempo que pude estar presente.

Aos meus amigos e familiares, pelo apoio e compressão durante este período.

À empresa HISA Grupo WEG, por conceder o tempo necessário para as aulas e o auxílio nas despesas, como também os materiais e mão-de-obra para a soldagem dos corpos de prova.

Aos colegas de trabalho, pelo apoio durante os momentos em que estive ausente.

Ao engenheiro Marildo Detlef Knaesel, pelo incentivo e motivação para que eu viesse cursar o mestrado e que me concedeu a oportunidade de conciliar com meu trabalho.

Ao professor orientador Doutor Vagner Alves Guimarães pelo conhecimento compartilhado e pelos conselhos que foram fundamentais para que eu pudesse ter sucesso nesta caminhada.

A toda a equipe dos laboratórios da Universidade de Passo Fundo, pelo auxílio na execução dos ensaios.

Ao colega de mestrado Jéferson Hilário Wallendorff Nicolodi, pelo auxílio na formatação do trabalho e na realização da análise estatística.

Ao professor Ms. João Bagetti, ao colega de trabalho Vinícios Elieser Araldi e à Universidade do Oeste de Santa Catarina, pelo projeto de pesquisa em parceria que custeou a compra da matéria-prima dos corpos de prova.

Ao Instituto Lactec de Curitiba PR, em especial ao Ms. André Capra Ricardo Capra e ao Dr. Anderson Pukasiewicz, pelo apoio na realização dos ataques eletrolíticos.

Ao Inspetor de Solda Cláudio Ferrari da empresa WPS Consultoria e Inspeção de Soldagem, pelo apoio técnico durante a realização da soldagem dos corpos de prova.

Ao João e à Gleizi Kielling pela ajuda e apoio que sempre me deram, muitas vezes me ajudando como um filho.

Ao pastor Gilberto Weber e ao amigo Valmor Lamb, pelo apoio nas atividades da Comunidade Evangélica de Luzerna durante o período de realização do mestrado, quando muitas vezes precisei me ausentar das atividades da comunidade.

RESUMO

O aço ASTM 743 CA6NM é amplamente utilizado na fabricação de componentes para turbinas hidráulicas, em especial os rotores Francis. O processo de soldagem empregado na fabricação tem fundamental importância na confiabilidade estrutural dos rotores, bem como no seu tempo de vida em operação, pois a junta soldada deve resistir a todas às solicitações mecânicas impostas aos rotores durante a operação. Dentro deste contexto, a presente pesquisa foi delineada por meio de um estudo planejado, a fim de avaliar o desempenho mecânico de quatro diferentes concepções de juntas soldadas que podem ser aplicadas na fabricação de rotores, analisando as alterações microestruturais em cada condição de estudo e correlacionando com os resultados dos ensaios mecânicos, bem como os mecanismos de falha encontrados. Ao final do trabalho, conclui-se que o tratamento térmico após a soldagem é fundamental para garantir um adequado desempenho mecânico das juntas soldadas do aço ASTM 743 CA6NM por meio do processo GMAW. Conclui-se, também, que a condição 01 de estudo utilizando o metal de adição austenítico ER309L no passe de raiz e o metal de adição martensítico ER410NiMo nos passes de preenchimento, com posterior tratamento térmico, apresentou os melhores resultados nos ensaios de tração e de tenacidade ao impacto, sendo a mais adequada para a aplicação na fabricação de rotores de turbinas com o aço ASTM 743 CA6NM. A presença de ferrita δ com formação na região bifásica não afetou diretamente os resultados nos ensaios de tenacidade ao impacto, sendo necessário um estudo específico para avaliar o efeito desta nas condições propostas. Nos ensaios de fadiga, os resultados obtidos revelam que a qualidade do material fundido pode interferir significativamente na vida em fadiga das condições de estudo propostas neste trabalho, uma vez que as rupturas ocorreram preferencialmente nas falhas do material de base fundido. Também se constatou que todas as amostras atingiram o número de ciclos mínimo para as condições severas de trabalho de um rotor Francis.

Palavras-chave: Aço ASTM 743 CA6NM. Rotores Francis. Soldagem. Desempenho Mecânico.

ABSTRACT

The ASTM 743 CA6NM steel is widely used in making components for hydraulic turbines, in particular Francis rotors. The welding process, which is used in the manufacture, is of fundamental importance in the structural reliability of the rotors, as well as in their lifetime in operation, since the welded joint must resist to all the mechanical stresses imposed on the rotors during operation. In this context, this survey was outlined through a planned study, in order to evaluate the mechanical performance of four different concepts of welded joints that can be applied in the manufacture of rotors, analyzing the microstructural changes in each study condition and correlating with the results of mechanical tests, as well as with found failure mechanisms. At the end of the work, it is concluded that the heat treatment after welding is indispensable to ensure an adequate mechanical performance of welded joints of ASTM 743 CA6NM steel by GMAW process. It is also concluded that the study condition which has used the ER309L filler metal austenitic in the root pass and the ER410NiMo martensitic action metal in the filling passes, with subsequent heat treatment, has showed the best results in the traction trials and tenacity to the impact. Thus, it is the most suitable for the application in the manufacture of turbine rotors with ASTM 743 CA6NM steel. The presence of δ ferrite with formation in the biphasic region has not affected directly the results in the impact tenacity testing, so it was required a specific study to assess the effect of the proposed conditions. In the fatigue tests, the obtained results show that the quality of the molten material can interfere significantly in the life in fatigue of conditions proposed in this study, because the ruptures occurred preferably in the failure of molten base material. It was also observed that all the samples have reached the number of minimum cycles for the severe working conditions of a Francis rotor.

Keywords: ASTM 743 CA6NM steel. Francis rotors. Welding. Mechanical performance.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Esquema de uma usina hidrelétrica.....	19
Figura 2: Esquema de uma Turbina Francis Vertical	20
Figura 3: Rotor Francis fabricado pela empresa HISA Grupo WEG	21
Figura 4: Análise por elementos finitos de um rotor Francis projetado pela empresa HISA Grupo WEG	22
Figura 5: Detalhe das tensões na região da solda entre as pás do rotor e o anel, conforme projeto da empresa HISA Grupo WEG	22
Figura 6: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr	27
Figura 7: Gráfico da energia de impacto x temperatura para o aço ASTM 743 CA6NM.....	29
Figura 8: Microscopia ótica do aço CA6NM temperado e revenido com aumento de 465 vezes, ataque Vilella's	30
Figura 9: Microscopia ótica do aço CA6NM no estado como fundido, com aumento de 200 vezes, ataque Vilella's	30
Figura 10: Microscopia ótica do aço CA6NM no estado como fundido, com aumento de 115 vezes, ataque Vilella's	31
Figura 11: Macrografia de uma junta soldada do aço ASTM 743 CA6NM com formação de linhas em forma de colar	32
Figura 12: Microestrutura do metal de adição 410 NiMo em diferentes regiões da junta soldada. Reativo Vilella, (a) região superior, (b) região intermediária e (c) região inferior.	33
Figura 13: Diagrama esquemático que ilustra as mudanças microestruturais que ocorrem na zona termicamente afetada em soldas de passe simples de aços inoxidáveis supermartensíticos	35
Figura 14: Bandas de formação e morfologia da ferrita δ de uniões soldadas com o aço AWS410 NiMo em diferentes temperaturas de interpasse.....	36
Figura 15: Fractografia de uma junta soldada de aço ASTM 743 CA6NM sem TTPS; a) transição entre a pré-trinca e o metal de solda, com a visualização de inclusões; b) ampliação na região do metal de solda, com maior detalhe das inclusões	37
Figura 16: Evolução da microestrutura de um aço inoxidável supermartensítico durante a soldagem.....	38
Figura 17: Curva transição dúctil-frágil para um aço inoxidável supermartensítico ASTM 743 CA6NM com e sem a presença de ferrita δ	39

Figura 18: Variação da energia de impacto a 0°C em relação ao percentual de ferrita δ	39
Figura 19: Fractografia de corpos de prova de impacto a 0°C do aço CA6NM	40
Figura 20: SEM fractografia mostrando o efeito do tratamento de cálcio sobre a morfologia da fratura do aço ASTM A633C. (a) Aço não tratado com inclusões de sulfureto de manganês tipo II mostrando evidência de fratura frágil. (b) aço tratado com cálcio com inclusões. A fratura é dúctil.	42
Figura 21: Regiões de uma superfície de fratura	44
Figura 22: Fratura frágil por clivagem	45
Figura 23: Fratura frágil com marcas de sargento	45
Figura 24: Fratura frágil com nervuras em forma de leque	46
Figura 25: Fratura dúctil com formação de <i>dimples</i>	46
Figura 26: Fratura dúctil com formação de <i>dimples</i> com tamanhos variados	47
Figura 27: Fratura dúctil intergranular com <i>dimples</i> resultante da coalescência de microcavidades.	48
Figura 28: Fractografia de uma fratura com característica de quase-clivagem	49
Figura 29: Fluxograma do planejamento para realização dos ensaios	50
Figura 30: Chapa do material fundido e usinado.....	51
Figura 31: Cobre junta cerâmico	52
Figura 32: Esquema da junta soldada conforme condição 01	55
Figura 33: Junta soldada conforme condição 02	57
Figura 34: Chapas posicionadas para amateigamento do chanfro.....	58
Figura 35: Referência para soldagem de amateigamento	58
Figura 36: Verificação dos pontos de referência	59
Figura 37: Amateigamento do chanfro	59
Figura 38: Junta soldada conforme condição 03	60
Figura 39: Gráfico do recozimento subcrítico para alívio de tensões pós soldagem	62
Figura 40: Corpo de Prova de Tração Norma ASME IX QW462.1.....	65
Figura 41: Corpo de Prova para Ensaio de Dobramento	66
Figura 42: Análise do Corpo de Prova de Fadiga.....	67
Figura 43: Corpo de Prova para Ensaio de Fadiga	67
Figura 44: Dimensões corpo de prova Charpy Entalhe V conforme norma ASME VIII 2013, DIV.01, UG-84.....	69
Figura 45: Dimensões corpo de prova Charpy modificado.....	69

Figura 46: Macrografia do centro da junta soldada na condição 1, (A) região central e (B) região superior	72
Figura 47: Macrografia do centro da junta soldada na condição 2, (A) região central e (B) região superior	72
Figura 48: Macrografia do centro da junta soldada na condição 3, (A) região central e (B) região superior	73
Figura 49: Macrografia do centro da junta soldada na condição 4, (A) região central e (B) região superior	73
Figura 50: Perfil de microdureza condição 1	74
Figura 51: Perfil de microdureza condição 2	75
Figura 52: Perfil de microdureza condição 3	76
Figura 53: Perfil de microdureza condição 4	77
Figura 54: Micrografia metal de base condição 1 (ataque Villela's, aumento 100X)	78
Figura 55: Micrografia metal de base condição 2 (ataque Villela's, aumento 100X)	78
Figura 56: Micrografia do metal de base condição 3 (ataque Villela's, aumento 500X)	79
Figura 57: Micrografia metal de base condição 1 (ataque Beraha modificado, aumento 100X)	80
Figura 58: Micrografia da condição 1 no metal de base (ataque Beraha modificado, aumento 200X)	80
Figura 59: Micrografia da condição 1 na região parcialmente fundida (ataque Villela's, aumento 100X)	81
Figura 60: Micrografia da condição 1 na região parcialmente fundida (ataque Sulfúrico, aumento 100X)	82
Figura 61: Micrografia da condição 2 na região parcialmente fundida (ataque Sulfúrico, aumento 100X)	82
Figura 62: Micrografia da condição 3 na região parcialmente fundida (ataque Sulfúrico, aumento 100X)	83
Figura 63: Micrografia da condição 4 na região parcialmente fundida (ataque Sulfúrico, aumento 100X)	83
Figura 64: Micrografia da condição 1 no passe de raiz (ataque Villela's, aumento 50X)	85
Figura 65: Refino da microestrutura em função dos passes subsequentes (ataque Villela's, micrografias com aumento de 100X)	86
Figura 66: Análise da região de ruptura dos corpos de prova de tração	88

Figura 67: Corpos de prova após ensaio de dobramento lateral à solda.....	89
Figura 68: Análise macrográfica do ensaio de dobramento lateral à solda.....	90
Figura 69: Gráfico de simulação do método de Tuckey para o ensaio de fadiga.....	91
Figura 70: Gráfico dos resultados dos ensaios de fadiga	92
Figura 71: Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 1	93
Figura 72: Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 2	94
Figura 73: Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 3	95
Figura 74: Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 4	96
Figura 75: Análise fractográfica de fadiga na solda condição 2.....	97
Figura 76: Análise fractográfica de fadiga na solda condição 4.....	98
Figura 77: Gráfico ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe no centro da solda	100
Figura 78: Gráfico de simulação do método de Tukey para o ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe no centro da solda.....	100
Figura 79: Gráfico ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe na ZTA	101
Figura 80: Gráfico de simulação do método de Tukey para o ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe na região da ZTA.....	102
Figura 81: Região do entalhe para o ensaio de impacto Charpy na ZTA.....	103
Figura 82: Análise fractográfica de Charpy condição 1	104
Figura 83: Análise fractográfica de Charpy condição 2	104
Figura 84: Análise fractográfica de Charpy condição 3	105
Figura 85: Análise fractográfica de Charpy condição 4	106
Figura 86: Conferência dos parâmetros de soldagem registrados pelo aparelho de solda	114
Figura 87: Certificado de calibração do medidor de corrente e tensão	114
Figura 88: Plano de corte dos corpos de prova.....	115
Figura 89: Máquina universal de ensaios da UNOESC Joaçaba/SC, utilizada para os ensaios de tração	116
Figura 90: Certificado de calibração da máquina de ensaios universal da UNOESC Joaçaba/SC	116
Figura 91: Máquina de ensaios universal da UPF/Passo Fundo utilizada para os ensaios de dobramento lateral à solda.....	117
Figura 92: Certificado de calibração da máquina de ensaios universal da UPF/Passo Fundo.....	117

Figura 93: Máquina de ensaio de tenacidade ao impacto da UPF/Passo Fundo	118
Figura 94: Certificado de calibração da máquina de ensaio de tenacidade ao impacto da UPF/Passo Fundo	118
Figura 95: Análise estatística do ensaio de tração para a tensão de escoamento	119
Figura 96: Análise estatística do: ensaio de tração para a tensão máxima	119
Figura 97: Análise estatística do ensaio de tração para o alongamento	119
Figura 98: Análise estatística do ensaio de tenacidade ao impacto com entalhe no centro da solda.....	120
Figura 99: Análise estatística do ensaio de tenacidade ao impacto com entalhe na ZTA.....	120
Figura 100: Análise estatística do ensaio de fadiga.....	121

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química do aço ASTM 743 CA6NM.....	28
Tabela 2: Propriedades mecânicas aço CA6NM conforme norma ASTM 743	29
Tabela 3: Composição química arame ER 309L (Si)	53
Tabela 4: Propriedades mecânicas arame ER 410NiMo	53
Tabela 5: Composição química arame ER 410 NiMo	53
Tabela 6: Resumo das variáveis das condições de estudo propostas	54
Tabela 7: Parâmetros de soldagem da condição 01	56
Tabela 8: Parâmetros de soldagem da condição 02	57
Tabela 9: Parâmetros de soldagem da condição 03	61
Tabela 10: Reagentes	64
Tabela 11: Parâmetros Ensaio de Fadiga.....	68
Tabela 12: Análise química do material de base	71
Tabela 13: Resultados dos ensaios de tração	87
Tabela 14: Resultados ensaio de fadiga.....	91
Tabela 15: Resultados ensaio de impacto Charpy com entalhe no centro da solda	99
Tabela 16: Resultados ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe na ZTA da solda	101

NOMENCLATURA E SIMBOLOGIA

A	Unidade de Corrente: Ampere
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ACI	<i>Alloy Casting Institute</i>
AIMC	Aços Inoxidáveis Martensíticos Convencionais
AIMM	Aços Inoxidáveis Martensíticos Macios
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ANOVA	Análise de Variância
ANEEL	Agência Nacional de Energia Elétrica
ASME	<i>American Society for Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Standard for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
C	Elemento Químico Carbono
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Estrutura Cúbica de Face Centrada
Cr	Elemento Químico Cromo
CA15	Classe de Aço Inoxidável Martensítico da Norma ASTM 743
CA6NM	Classe de Aço Inoxidável Martensítico da Norma ASTM 743
EDS	Espectrômetro de Energia Dispersiva de raios-x
ER309L	Especificação Técnica de Arame de Solda Inoxidável
ER410NiMo	Especificação Técnica de Arame de Solda Inoxidável
Fe	Elemento Químico Ferro
Ferrita δ	Fase Morfológica do Ferro CCC
GLP	Gás Liquefeito de Petróleo
GMAW	Gás Metal <i>Arc Welding</i>
HCL	Ácido Clorídrico
H ₂ O	Água
H ₂ SO ₄	Ácido Sulfúrico
Hv	<i>Hardness Vickers</i>
kN	Kilo Newton

m	Unidade de Medida Metro
ml	Unidade de Medida Mililitro
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
Mn	Elemento Químico Carbono
Mo	Elemento Químico Molibidênio
Mpa	Megapascal
MW	Megawatt
Ni	Elemento Químico Níquel
NH ₄ CNS	Tiocianato de Amônio
ONS	Operador Nacional do Sistema Elétrico
P	Elemento Químico Fósforo
s	Unidade de Medida Segundo
S/A	Sociedade Anônima
SIN	Sistema Interligado Nacional
TRIP	Transformação Induzida por Deformação Plástica
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
UPF	Universidade de Passo Fundo
UNOESC	Universidade do Oeste de Santa Catarina
V	Unidade de Tensão: Voltz
ZTA	Zona Termicamente Afetada
γ	Austenita: Fase Morfológica do Ferro CFC

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 O Problema da Pesquisa	16
1.2 Justificativa	16
1.3 Objetivos	16
1.3.1 Objetivo geral	17
1.3.2 Objetivos específicos.....	17
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1 Turbinas Hidráulicas	18
2.1.1 Tipos de Turbinas	19
2.1.2 Turbina Francis.....	19
2.1.3 Rotores Francis.....	20
2.1.4 Fabricação de Rotores	23
2.2 Processo de Soldagem GMAW	24
2.3 Aços Inoxidáveis	25
2.3.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos	25
2.3.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos	26
2.4 Aço Inoxidável Martensítico ASTM 743 CA6NM	27
2.4.1 Composição Química do Aço ASTM 743 CA6NM	28
2.4.2 Propriedades Mecânicas do Aço ASTM 743 CA6NM	28
2.4.3 Microestrutura do Aço CA6NM.....	29
2.4.4 Soldagem do aço ASTM 743 CA6NM	31
2.4.5 Metalurgia da soldagem do aço ASTM 743 CA6NM.....	32
2.4.6 Tenacidade à Fratura do Aço CA6NM.....	36
2.4.7 Resistência à Fadiga de Juntas Soldadas do Aço CA6NM	41

2.5 Defeitos de materiais fundidos	41
2.6 Análise da Fratura	43
2.6.1 Fratura Frágil (Clivagem).....	44
2.6.2 Fratura Dúctil	46
2.6.3 Quase-clivagem	48
3 MATERIAIS E MÉTODOS	50
3.1 Fundição do material de base	50
3.1.1 Certificados do material de base	51
3.2 Soldagem dos corpos de prova	51
3.2.1 Metal de adição	52
3.2.2 Procedimento de soldagem.....	54
3.2.3 Condição 1.....	54
3.2.4 Condição 2.....	56
3.2.5 Condição 3.....	60
3.2.6 Condição 4.....	61
3.2.7 Registros e certificados	61
3.2.8 Tratamento térmico	61
3.3 Usinagem e corte dos corpos de prova	63
3.4 Ensaio de análise química	63
3.5 Análises macroscópicas e microscópicas	63
3.6 Ensaios de microdureza Vickers	64
3.7 Ensaios de tração	64
3.8 Ensaios de dobramento lateral transversal a solda	65
3.9 Ensaios de fadiga	66
3.10 Ensaios de Tenacidade ao Impacto	68
3.11 Análise estatística	70
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	71

4.1	Análise química	71
4.2	Análise macrográfica	71
4.3	Microdureza Vickers	73
4.4	Micrografia	77
4.4.1	Material de base	77
4.4.2	Análise da presença de ferrita δ	81
4.4.3	Metal de Adição	84
4.5	Ensaio de Tração	86
4.6	Ensaio de dobramento lateral transversal à solda	89
4.7	Fadiga	91
4.7.1	Análise da superfície de fratura	92
4.8	Ensaio de Tenacidade ao Impacto	99
4.8.1	Análise da superfície de fratura	103
5	CONCLUSÕES	107
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	109
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	110
	APÊNDICE	114
	ANEXOS	122

1 INTRODUÇÃO

As turbinas hidráulicas, cuja origem remonta ao ano de 1827, evoluíram de uma forma impressionante dos modelos primitivos até as turbinas atuais, como a Usina de Itaipu, cuja potência de cada turbina é de 700MW. Conforme o Plano Nacional de Energia 2030, o Brasil forma o grupo de países em que a produção de eletricidade é maciçamente proveniente de usinas hidrelétricas. Essas usinas correspondem a 75% da potência instalada no país e geraram, em 2005, 93% da energia elétrica requerida no Sistema Interligado Nacional – SIN.

Inicialmente a maioria dos rotores das turbinas hidráulicas e alguns de seus acessórios eram fabricados de aços carbono-mangânês fundidos contendo em torno de 0,2% de carbono, sendo que as áreas dos rotores mais susceptíveis à erosão por cavitação eram protegidas por uma camada de revestimento soldada ou revestida com um aço inoxidável austenítico, material mais resistente a este fenômeno e à corrosão. A partir da década de 60 do século XX, os aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM), contendo de 11 a 13% de Cr, 1 a 6% de Ni e um máximo de 0,06% de C, sendo mais comum o de especificação ASTM A 743 CA-6NM, passaram a ser utilizados na fabricação de rotores como alternativa aos aços martensíticos convencionais (AIMC), que possuem limitada soldabilidade (GONÇALVES, 2007).

Em operação os rotores estão sujeitos a tensões cíclicas elevadas a partir da operação de início e parada em função do impacto da água nas pás, e tensões com elevado número de ciclos, devido à flutuação hidráulica e ciclos de vibração que ocorrem na rotação nominal. Estes também estão sujeitos a impactos de partículas sólidas como pedras, madeiras e outros resíduos que podem estar presentes no fluxo de água. Desta forma, o processo de soldagem durante a fabricação tem fundamental importância na confiabilidade estrutural dos rotores, bem como no seu tempo de vida em operação, pois a junta soldada deve resistir a todas às solicitações mecânicas impostas aos rotores durante a operação.

Dentro deste contexto, a presente pesquisa foi delineada para avaliar o desempenho mecânico de quatro diferentes concepções de juntas soldadas que podem ser aplicadas na fabricação de rotores, analisando as alterações microestruturais em cada condição de estudo e correlacionando-as com os resultados dos ensaios mecânicos, bem como os mecanismos de falha encontrados.

1.1 O Problema da Pesquisa

É comum ocorrerem casos de rotores em operação que apresentem trincas na zona termicamente afetada pela solda, ou próximo desta, o que coloca em dúvida se a concepção da junta soldada e os parâmetros definidos são os mais adequados para esta aplicação. Cada fabricante possui uma tecnologia de fabricação própria com base na experiência adquirida e que não é compartilhada com o mercado. Há poucos trabalhos disponíveis que estejam relacionados ao desempenho mecânico, principalmente a resistência à fadiga e ao impacto, de diferentes tipos de juntas soldadas do aço ASTM 743 CA6NM que possam ser aplicadas na fabricação de rotores a fim de melhorar o seu desempenho e confiabilidade em operação.

1.2 Justificativa

As condições de estudo propostas representam diferentes formas com que os rotores de turbinas Francis podem ser soldados, possibilitando por meio dos resultados a serem obtidos, alternativas para a fabricação destes componentes.

A análise microestrutural de cada condição permitirá correlacionar os efeitos causados pelo processo de soldagem com os resultados dos ensaios mecânicos. Os ensaios de fadiga e de tenacidade ao impacto permitirão simular condições semelhantes às de operação dos rotores de turbinas, e os resultados destes ensaios permitirão definir quais das condições de estudo são mais adequadas para esta aplicação em específico.

Os resultados da condição de estudo sem tratamento térmico após a soldagem, permitirão avaliar o nível de influência deste sobre o desempenho mecânico da junta soldada.

Em geral, o presente estudo irá contribuir para um melhor entendimento do processo de soldagem de rotores de turbinas fabricados com o aço ASTM 743 CA6NM, analisando diferentes concepções de juntas soldadas e o seu comportamento mecânico.

1.3 Objetivos

A seguir serão estabelecidos os objetivos gerais e específicos do presente trabalho.

1.3.1 **Objetivo geral**

O objetivo geral desse trabalho é avaliar o desempenho mecânico de quatro diferentes juntas soldadas para o aço inoxidável ASTM 743 Grau CA-6NM utilizado na fabricação de componentes de turbinas hidráulicas, em especial rotores do tipo Francis.

1.3.2 **Objetivos específicos**

- ✓ Identificar as alterações microestruturais causadas pelas diferentes condições de estudo e correlacionar com os resultados dos ensaios mecânicos;
- ✓ Avaliar o perfil de microdureza das juntas soldadas em cada condição;
- ✓ Avaliar qualitativamente e quantitativamente as condições de estudo por meio de ensaios de tração e dobramento lateral à solda;
- ✓ Avaliar a resistência à fadiga de cada uma das condições propostas;
- ✓ Avaliar a tenacidade ao impacto de cada uma das condições propostas;
- ✓ Investigar os micros mecanismos de falha para os ensaios de fadiga e tenacidade ao impacto;
- ✓ Classificar as condições de estudo de acordo com o seu desempenho nos ensaios propostos, a fim de identificar as condições mais adequadas à soldagem de rotores Francis fabricados com o aço ASTM 743 Grau CA-6NM.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Turbinas Hidráulicas

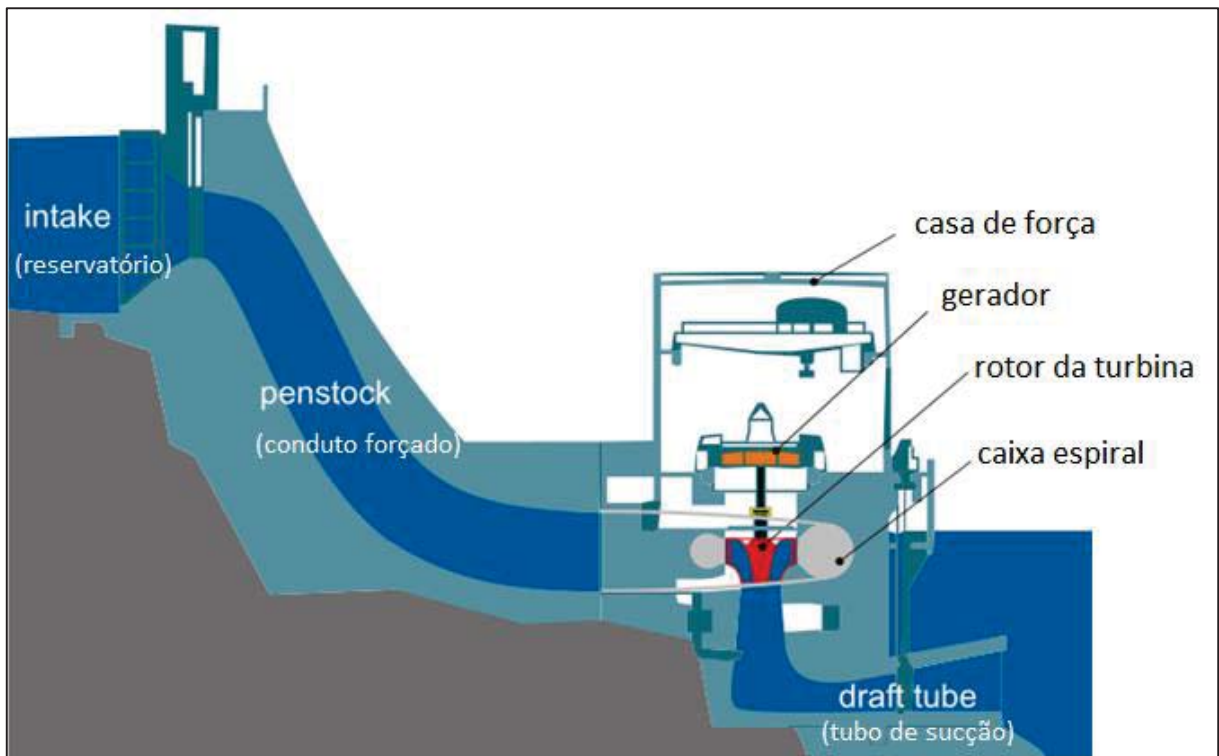
O aproveitamento da energia hidráulica com a finalidade de transformá-la em trabalho mecânico é a finalidade das máquinas motrizes hidráulicas. As primeiras máquinas motrizes hidráulicas realmente práticas parecem ter sido as rodas d'água. Vitruvio, um século antes de Cristo, projetou e instalou várias rodas d'água para o acionamento de rudimentares dispositivos mecânicos. Utilizadas desde a Antiguidade, as rodas d'água satisfizeram as exigências impostas durante muitos séculos, por uma tecnologia primária, capaz de atender ao funcionamento de pequenas oficinas, moinhos de cereais e artesanatos. (MACINTYRE, 1983).

O século XVIII é, como se sabe, o século dos grandes nomes da ciência hidráulica, que prepararam o campo para extraordinárias conquistas no que concerne às máquinas hidráulicas. Leonard Euler (1707-1783) inventou uma roda de reação com distribuidor fixo, verdadeira precursora da turbina, publicou, em 1751, seus primeiros trabalhos sobre turbo-máquinas, estabelecendo, em 1754, a equação que ainda hoje conserva seu nome e que é a base para a compreensão do funcionamento das máquinas de reação. Vale ressaltar que os estudos de Euler foram encontrar aplicação decisiva no século XIX com as rodas de Poncelet e com as turbinas propriamente ditas (MACINTYRE, 1983).

Em pouco mais de 100 anos, a potência instalada das unidades aumentou significativamente – chegando a 14 mil MW, como é o caso da usina de Itaipu, construída em parceria por Brasil e Paraguai e hoje umas das maiores hidrelétricas em operação do mundo. Mas, o princípio básico de funcionamento para produção e transmissão da energia se mantém inalterado. O que evoluiu foram as tecnologias que permitem a obtenção de maior eficiência e confiabilidade do sistema (DE ENERGIA ELÉTRICA DO BRASIL, 2008).

As turbinas e geradores elétricos de usinas hidrelétricas são instalados dentro ou adjacente às barragens e utilizam um túnel ou um conduto forçado para levar a água sob pressão do reservatório de água para a casa de força situada abaixo do nível da barragem. O conduto forçado pode ser dividido em várias tubulações separadas para turbinas individuais. A potência da água é conduzida para a câmara da turbina, que transforma a energia hidráulica em torque e rotação do eixo e transmite essa potência para o gerador elétrico. Um esquema geral de uma usina hidrelétrica é demonstrado na Figura 1 (HUTH, 2005):

Figura 1: Esquema de uma usina hidrelétrica



Fonte: Adaptado de Huth (2005, p. 3)

2.1.1 Tipos de Turbinas

Existem também vários tipos de turbinas hidráulicas, adequados à queda e à vazão disponíveis, com eficiências que podem chegar a 90%. A Associação Brasileira de Normas Técnicas – ABNT classifica as turbinas em “de ação”, quando não há queda de pressão no rotor, e “de reação”, quando ocorre essa queda (DE PESQUISA ENERGÉTICA, EPE–EMPRESA, 2007).

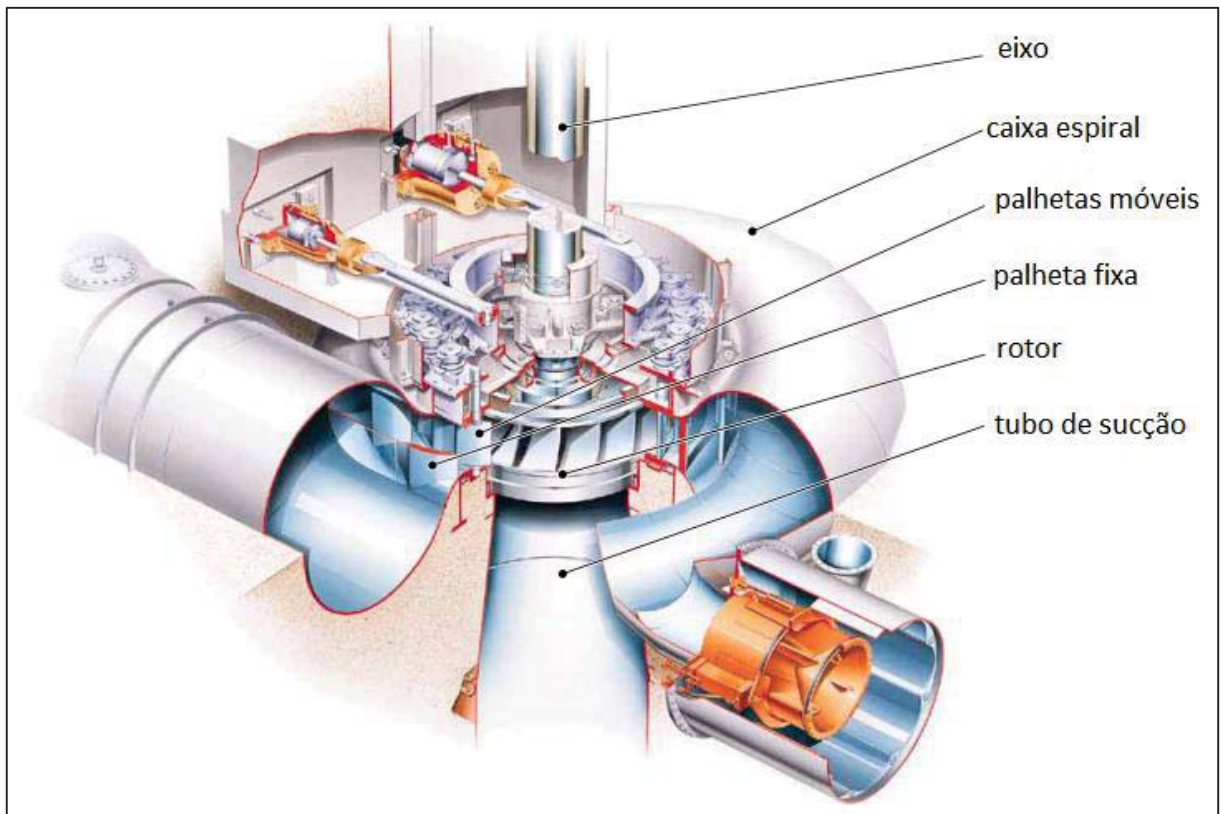
Os principais tipos de turbinas de reação são: Francis, Kaplan e Bulbo. Um exemplo de turbina de ação é a turbina Pelton. No presente trabalho, serão abordadas somente as Turbinas Francis, cuja fabricação do rotor é o objeto de estudo.

2.1.2 Turbina Francis

Turbinas Francis possuem um rotor de pás fixas, usualmente entre sete e treze pás. A água entra na turbina numa direção radial em relação ao eixo, e é descarregada numa direção axial. Turbinas Francis são aplicáveis para quedas de 20 a 900 m e podem chegar a potências de 800 MW cada (HUTH, 2005).

A água flui a partir do conduto forçado até a caixa espiral que distribui o fluido uniformemente sobre as pás do rotor, sendo que este é montado sobre um eixo comum com o gerador. O fluxo de água é primeiramente desviado por palhetas diretrizes fixas e, posteriormente, regulada por meio de palhetas guia articuladas. Estas últimas são abertas e fechadas por um acionamento servo hidráulico controlado por um regulador mecânico ou eletrônico. Na saída do rotor a água entra no tubo de sucção. Neste trecho, a velocidade do fluxo é reduzida devido ao aumento gradual no diâmetro da tubulação de saída (HUTH, 2005). A Figura 2 mostra uma visão esquemática dos componentes de uma turbina Francis.

Figura 2: Esquema de uma Turbina Francis Vertical



Fonte: Adaptado de Huth (2005, p. 3)

2.1.3 Rotores Francis

O rotor é o órgão principal das turbinas, pois nele se opera a transformação da energia hidráulica em energia mecânica sob a forma de um conjugado de forças que, aplicadas às pás, comunicam rotação ao rotor e ao eixo árvore (MACINTYRE, 1983).

Os rotores das turbinas tipo Francis são compostos basicamente por: anel, pás e cubo. Um rotor Francis pode ser visualizado na Figura 3.

Figura 3: Rotor Francis fabricado pela empresa HISA Grupo WEG



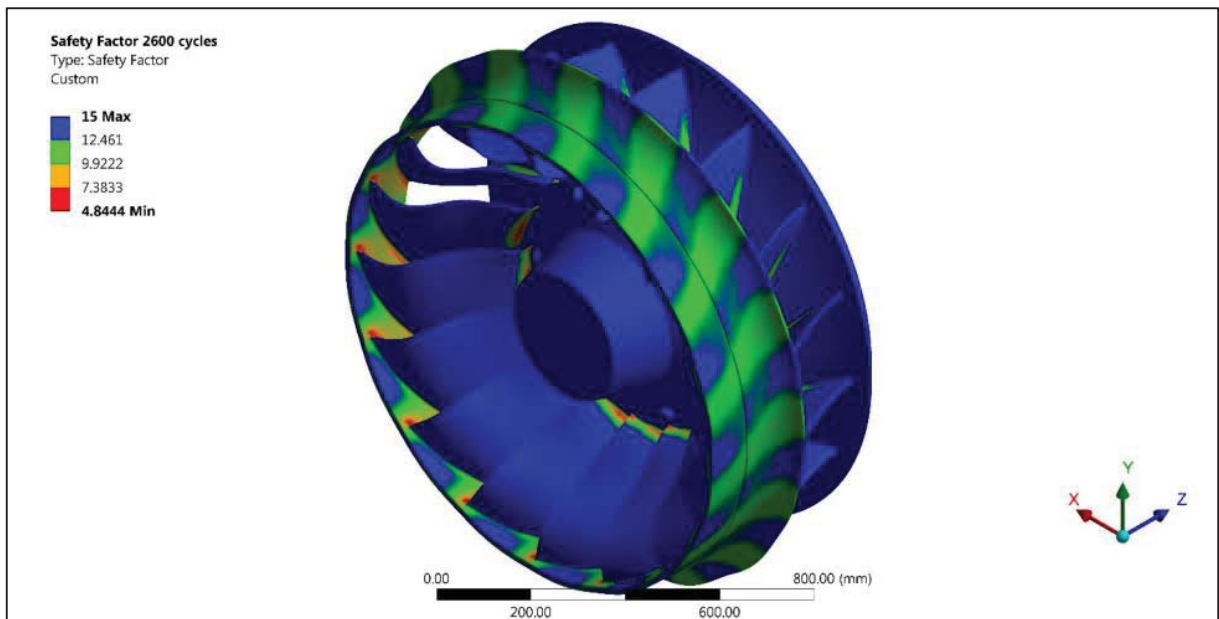
Fonte: O Autor

Na luta contínua para a redução de custos e aumento de eficiência, os projetistas se aproximam dos limites da integridade estrutural da turbina hidráulica. Os principais desafios encontrados são a fadiga, a corrosão, a fadiga/corrosão, a corrosão sob tensão, a cavitação e os danos por erosão. Falha em estruturas devido à fadiga de carga ocorre geralmente em áreas de concentração de tensões de tração. Décadas de experiência em operação têm demonstrado que rotores de turbinas hidráulicas desenvolvem fissuras de fadiga em áreas onde as concentrações de tensão e defeitos do material coincidem (HUTH, 2005).

O mecanismo de falha em rotores Francis é considerado uma combinação de fadiga de baixo ciclo de operação, partida e parada, e fadiga de alto ciclo devido a flutuações de cargas hidráulicas. Este é o caso das zonas soldadas de alta pressão dos rotores, onde fissuras de fadiga tendem a ocorrer ou muito cedo ou depois de dez a vinte anos de operação (HUTH, 2005).

Conforme verificado na literatura, as regiões soldadas na fabricação dos rotores são regiões críticas de concentração de tensões, por isso a garantia do processo de soldagem é tão importante no desempenho e vida útil dos rotores. Um caso prático de análise por elementos finitos pode ser visualizado na Figura 4, onde as regiões com tons de vermelho indicam as regiões que possuem maiores concentrações de tensões, sendo que estas regiões correspondem às uniões soldadas.

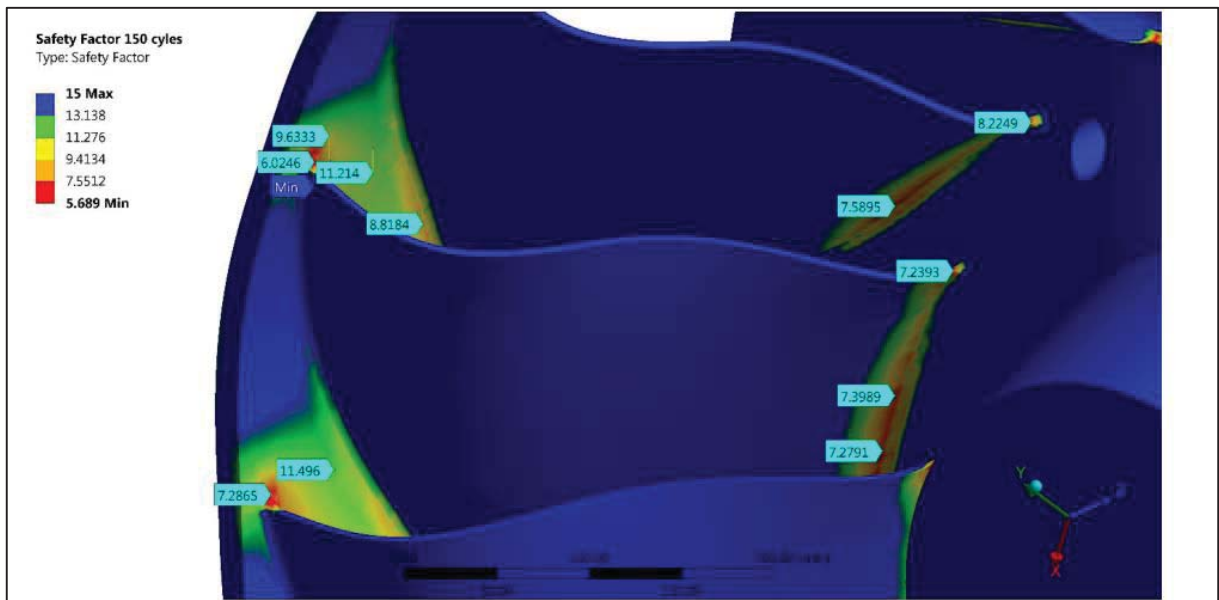
Figura 4: Análise por elementos finitos de um rotor Francis projetado pela empresa HISA Grupo WEG



Fonte: O Autor

Na Figura 5, podem-se observar com mais detalhes as regiões de concentração de tensões, regiões em vermelho, amarelo e verde.

Figura 5: Detalhe das tensões na região da solda entre as pás do rotor e o anel, conforme projeto da empresa HISA Grupo WEG



Fonte: O Autor

Dessa forma, o estudo do desempenho mecânico das juntas soldadas é fundamental para que se possa melhorar o desempenho dos rotores, buscando da melhor forma, otimizar os conceitos de projeto com as práticas de fabricação.

2.1.4 Fabricação de Rotores

Até meados da década de 1960, a maioria dos rotores das turbinas hidráulicas e seus acessórios eram feitos de aços carbono-mangânês fundidos contendo em torno de 0,2% de carbono, sendo mais comum o de especificação ASTM A 27. As áreas dos rotores que fossem consideradas mais susceptíveis à erosão por cavitação eram protegidas por uma camada de revestimento soldada ou por placagem com um aço inoxidável austenítico, sendo este último um material mais resistente a este fenômeno. (AKTHAR, 1986 apud GONÇALVES, 2007, p.15).

A partir da década de 1970, grandes rotores e componentes começaram a ser fabricados em aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM) contendo de 11 a 13% de Cr e 1 a 6% de Ni, sendo mais comumente utilizado o de especificação ASTM A 743 CA-6NM. Esta mudança se deu, dentre outros fatores, por este último oferecer melhor soldabilidade do que os aços inoxidáveis martensíticos convencionais (AIMC), como por exemplo, o de especificação ASTM A 743 CA- 15M, além de maior facilidade de fundição, tenacidade ao impacto, resistência à erosão por cavitação, à abrasão, à corrosão e um maior limite de escoamento, possibilitando a redução dimensional com conseqüente redução de peso e melhoria da eficiência do equipamento. Outra grande vantagem foi a possibilidade da eliminação da etapa de revestimento dos componentes por soldagem com aços inoxidáveis austeníticos, etapa que aumentava consideravelmente os custos de fabricação, além de dificultar o controle do perfil hidrodinâmico, de fundamental importância na vida útil do equipamento (GONÇALVES, 2007).

O processo de fabricação de rotores de turbinas hidráulicas é composto geralmente por três etapas principais: fundição, soldagem e usinagem. A seqüência do processo geralmente obedece à seguinte ordem:

1. Fundição das pás, cubo e anel;
2. Usinagem individual dos componentes;
3. Montagem;
4. Soldagem das uniões entre as pás, cubo e anel;
5. Usinagem dos raios das soldas;

6. Tratamento térmico após a soldagem;
7. Usinagem dos diâmetros e furações;
8. Acabamento e polimento final.

Na fabricação de rotores de turbinas hidráulicas, a solda é utilizada em duas situações distintas: na união das pás com anéis e cubo durante a sua fabricação e no reparo de regiões trincadas ou que sofreram cavitação. Após a soldagem, está previsto um tratamento térmico de recozimento subcrítico para garantir níveis adequados de tenacidade (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009).

2.2 Processo de Soldagem GMAW

Os processos de soldagem MIG (*metal inert gas*) e MAG (*metal active gas*) utilizam como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo consumível e a peça a soldar, sendo o eletrodo sem revestimento e alimentado continuamente. A proteção da região da poça de fusão é feita por um fluxo de gás inerte (MIG) ou gás ativo (MAG). A soldagem pode ser semiautomática ou automática. O processo MIG é adequado à soldagem de aços-carbono, aços de baixa, média e alta ligas (WAINER, BRANDI e MELLO, 2004).

Os processos MIG/MAG são empregados desde pequenas indústrias até aquelas responsáveis por grandes produções e alta qualidade. Esta flexibilidade se alia aos seguintes fatores (MACHADO, 1996):

- O metal de solda é depositado com baixo conteúdo de hidrogênio, elemento o qual é um dos responsáveis pela fragilização induzida por hidrogênio nos aços;
- Maior taxa de deposição e fator de operação, quando comparado com o eletrodo revestido;
- Facilidade de operação;
- Conveniência para robotização.

Os arames utilizados são geralmente disponíveis em diâmetros de 0,8-1,0-1,2 e 1,6 mm, existindo outras bitolas para a soldagem de praticamente todas as ligas ferrosas e muitas não ferrosas. Os gases de proteção geralmente são o argônio, hélio, nitrogênio, hidrogênio, oxigênio e dióxido de carbono, alguns individualmente ou em misturas (MACHADO, 1996).

2.3 Aços Inoxidáveis

A elevada resistência à corrosão dos chamados aços inoxidáveis deve-se ao seu elevado teor de cromo. Para se tornar “inoxidável” é necessário que o aço contenha, no mínimo 12% de cromo. De acordo com a teoria clássica, o cromo forma uma película superficial de CrO_2 que protege da corrosão a liga ferro-cromo, porém para formar o óxido protetor, o aço tem que ser exposto a agentes de oxidação (SMITH, 1998).

Ao contrário do sistema de nomenclatura de outros materiais, onde a classificação é geralmente em função da composição, os aços inoxidáveis são categorizados com base na fase metalúrgica predominante. A classificação mais simples e mais usada dos aços inoxidáveis é baseada na microestrutura que estes apresentam na temperatura ambiente: martensíticos, austeníticos e ferríticos. Além destas três principais classificações, existem outros grupos que vem sendo empregados em condições especiais: duplex, endurecíveis por precipitação e nitrônicos (JOHN e DAMIAN, 2005). No presente trabalho, o escopo principal serão os aços inoxidáveis martensíticos e austeníticos, pois o primeiro foi utilizado como material de base e de adição e o segundo como metal de adição em algumas condições do estudo.

2.3.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são essencialmente ligas ternárias ferro-cromo-níquel, contendo cerca de 16 a 25% de Cr e 7 a 20% de Ni. Estas ligas são chamadas de austeníticas, posto que sua estrutura permanece austenítica (CFC, tipo ferro γ) a temperatura ambiente, devido à presença de níquel em sua composição. A elevada capacidade de deformação dos aços austeníticos deve-se à sua estrutura CFC (SMITH, 1998).

A ampla utilização dos aços inoxidáveis austeníticos deve-se a uma combinação favorável de propriedades, tais como: resistência à corrosão e à oxidação, resistência mecânica a quente, ductilidade e soldabilidade (PADILHA, 2004).

Esses aços possuem normalmente melhor resistência à corrosão do que os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos, porque o cromo pode ficar retido em solução sólida, por meio de resfriamento rápido a partir de temperaturas elevadas. Porém, se estas ligas forem soldadas e resfriadas lentamente, a partir de temperaturas elevadas, podem tornar-se suscetíveis de corrosão intergranular, em função da precipitação de carbonetos nos contornos de grão. Esta limitação pode ser superada com a redução do carbono ou adição de elementos de liga, como titânio e nióbio, que possuem maior afinidade para formar carbonetos (SMITH, 1998).

2.3.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos

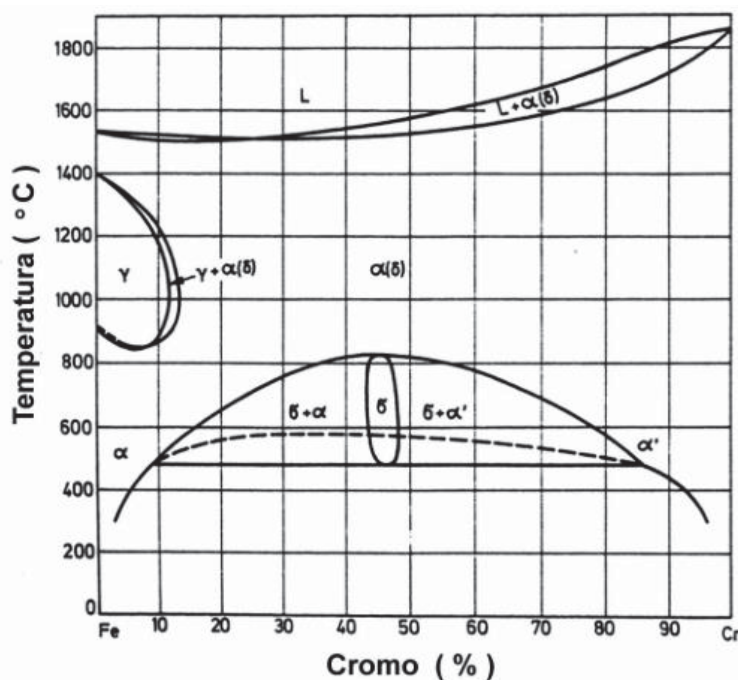
A Harry Brearley, um metalurgista de Sheffield (UK), é creditada a descoberta do aço inoxidável martensítico, em 1923, quando estava trabalhando no desenvolvimento de um rifle feito em aço. Por conseguinte, percebeu-se que ao se adicionar 13% de Cr a um aço com 0,3% de carbono, este se tornava inerte ao ataque químico e livre de ferrugem no ambiente do laboratório. Tal aço constitui o aço AISI 420, o qual é de grande utilidade ainda hoje (CAHN e HAASEN, 1996 apud DE PAULA, 2007, p.53).

Os aços inoxidáveis martensíticos são fundamentalmente ligas Fe-Cr, contendo de 12 a 17% de cromo, com carbono suficiente (0,15 a 1,0%) para que seja possível formar uma estrutura martensítica por têmpera. Estas ligas são chamadas de martensíticas, porque têm a capacidade de desenvolver uma estrutura martensítica quando sofrem um tratamento térmico de austenitização, têmpera e revenimento. A elevada temperabilidade destas ligas, permite eliminar a têmpera em água e permite obter uma estrutura martensítica com menores taxas de resfriamento. A resistência à corrosão destes aços é relativamente baixa quando comparada com os aços do tipo ferríticos e austeníticos (SMITH, 1998).

A Figura 6 apresenta o diagrama de equilíbrio Fe-Cr, onde se percebe o limite do campo austenítico próximo a 12%, destaca-se também o efeito ferritizante do cromo quando utilizado como elemento de liga nos aços. A condição para se obter uma estrutura totalmente martensítica, por meio de tratamento térmico, está condicionada em atingir o campo austenítico limitado pela composição química do aço (HENKE, 2010).

Do ponto de vista metalúrgico, os aços inoxidáveis martensíticos respondem à têmpera e ao revenido similarmente aos aços carbono e aços baixa liga temperáveis. Em função do alto teor de cromo, estes aços permitem ser temperados a velocidades de resfriamento extremamente lentas. A dureza destes aços está relacionada principalmente ao percentual de carbono (HENKE, 2010).

Figura 6: Diagrama de equilíbrio Fe-Cr



Fonte: Folkhard, 1988 apud Henke 2010

2.4 Aço Inoxidável Martensítico ASTM 743 CA6NM

Desenvolvidos na década de 1960, em pesquisas onde se buscava um novo tipo de aço para a fabricação de rotores de turbinas hidráulicas, os aços inoxidáveis martensíticos macios (AIMM) tornaram-se uma alternativa interessante diante da limitada soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais (AIMC), que possuem elevada susceptibilidade à fissuração a frio e exigem rigorosas medidas preventivas durante a soldagem. Diante disso, chegou-se a um aço com menor teor de C e adição de 4 a 6% de Ni, o AIMM (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009).

O aço inoxidável martensítico ASTM 743 CA6NM teve sua concepção com base no aço ASTM 743 CA15, que pertence à categoria dos AIMC, por meio de aprimoramento em termos de liga e beneficiamento, tornando-o um aço mais nobre do que o anterior. O teor de carbono foi reduzido a percentuais inferiores a 0,06%, melhorando a tenacidade da martensita e a soldabilidade. A presença de níquel na faixa de 3,5 a 4,5% compensa o efeito ferritizante proporcionado pelo alto percentual de cromo na faixa de 11,5 a 14,0% e pelo baixo teor de carbono, e melhora também a resistência ao impacto em baixas temperaturas. A presença de molibdênio proporciona melhorias na resistência mecânica e resistência à corrosão em ambiente marinho (DE PAULA, 2007).

Os aços inoxidáveis fundidos são especificados de acordo com o Alloy Casting Institute (ACI), em função de sua composição química e utilização, onde a primeira letra indica o uso do material, C – resistência à corrosão e H – resistência a altas temperaturas; e a segunda letra denota os teores de Cr e Ni. Os números seguintes às duas letras indicam o máximo teor de C (x100%) permitido, e as letras finais representam as iniciais dos elementos de liga. O aço ASTM 743 CA6NM é uma liga de AISM fundido resistente à corrosão, com 11,5% a 14,0% de Cr, teor de C no máximo de 0,06%, contendo Ni (3,5% a 4,5%) e Mo como elementos de liga (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009).

2.4.1 Composição Química do Aço ASTM 743 CA6NM

A composição química deste aço conforme a norma ASTM 743 é apresentada na Tabela 1 a seguir.

Tabela 1: Composição química do aço ASTM 743 CA6NM

		Composição (% em peso)															
		C		Mn		Si		P		S		Cr		Ni		Mo	
Norma	Grau	Mín.	Máx	Mín.	Máx	Mín.	Máx	Mín.	Máx	Mín.	Máx	Mín.	Máx	Mín.	Máx	Mín.	Máx
ASTM A 743	CA6NM	-	0,06	-	1,00	-	1,00	-	0,04	-	0,03	11,50	14,00	3,50	4,50	0,40	1,00

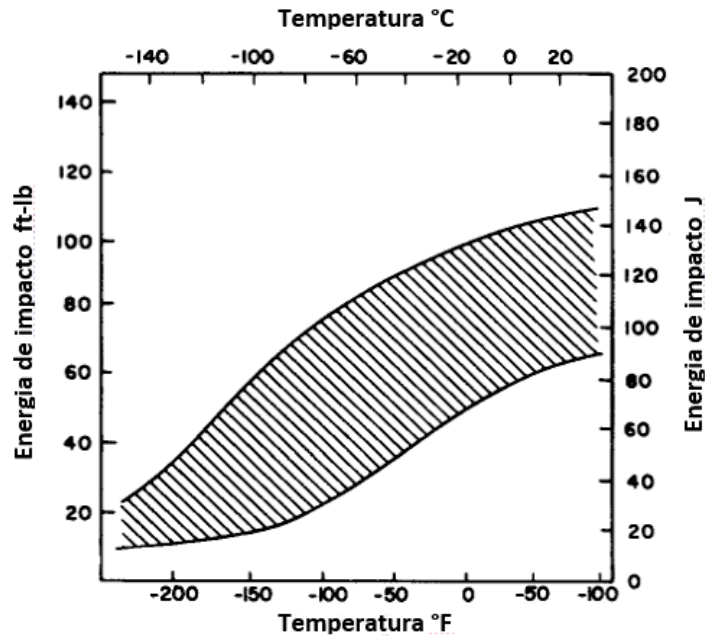
Fonte: ASTM 743 (2006)

2.4.2 Propriedades Mecânicas do Aço ASTM 743 CA6NM

O aço ASTM 743 CA6NM é um aço liga cromo-níquel-molibdênio temperado. Embora a resistência à tração deste aço ser comparável ao ASTM 743 CA15, a resistência ao impacto é cerca de duas vezes maior, assim como a resistência a danos causados por efeitos de cavitação, resultado das adições de níquel e molibdênio em sua composição e pelos efeitos do revenimento. Desta forma, a resistência do aço ASTM 743 CA6NM pode ultrapassar os 850MPa e durezas de 250 a 290HB, com alongamento e redução de área, mínimo de 24 e 60% respectivamente (STEEL FOUNDERS SOCIETY OF AMERICA, 2004).

A energia de impacto esperada em função da temperatura de trabalho para o aço ASTM 743 CA6NM pode ser visualizada na Figura 7.

Figura 7: Gráfico da energia de impacto x temperatura para o aço ASTM 743 CA6NM



Fonte: Adaptado de Steel Founders Society of America, Handbook, Steel Casting Supplement 8: (2004)

As propriedades mecânicas exigidas por norma estão representadas na Tabela 2:

Tabela 2: Propriedades mecânicas aço CA6NM conforme norma ASTM 743

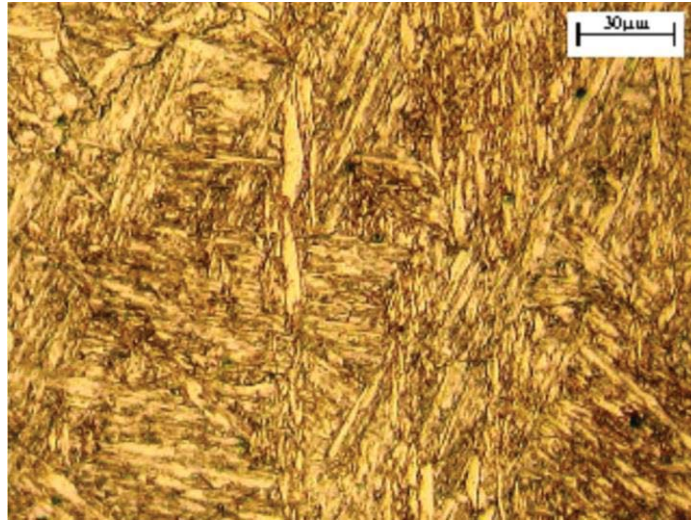
Grau	Tipo	Limite de Resistência (MPa, mín.)	Limite de escoamento (MPa, mín.)	Alongamento mínimo (%)	Redução de Área (%, mín.)
CA6NM	12Cr/4Ni	755	550	15	35

Fonte: ASTM 743 (2006)

2.4.3 Microestrutura do Aço CA6NM

O aço ASTM 743 CA6NM se caracteriza como um aço tipicamente martensítico. A micrografia apresentada na Figura 8 é deste aço temperado e revenido, conforme designação A743 da norma ASTM.

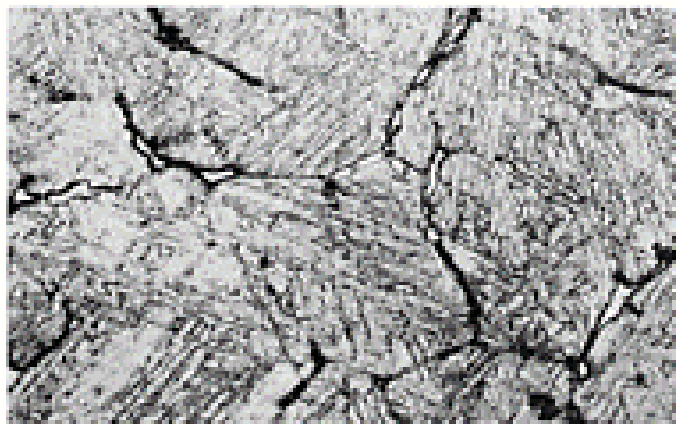
Figura 8: Microscopia ótica do aço CA6NM temperado e revenido com aumento de 465 vezes, ataque Villela's



Fonte: De Paula (2007).

A Figura 9 refere-se a microestrutura de um aço CA6NM resfriado lentamente, na condição como fundido, onde as partículas de carboneto de cromo (escuro) e a ferrita (branco) precipitadas estão presentes nos limites de grão numa matriz de martensita de baixo teor de carbono.

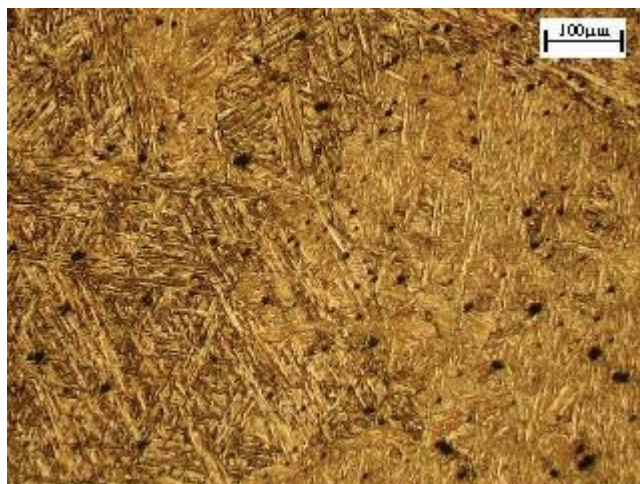
Figura 9: Microscopia ótica do aço CA6NM no estado como fundido, com aumento de 200 vezes, ataque Villela's



Fonte: American Society of Metals (1998)

Também podem estar presentes na microestrutura destes aços inclusões de óxidos e sulfetos, pontos escuros na Figura 10.

Figura 10: Microscopia ótica do aço CA6NM no estado como fundido, com aumento de 115 vezes, ataque Villela's



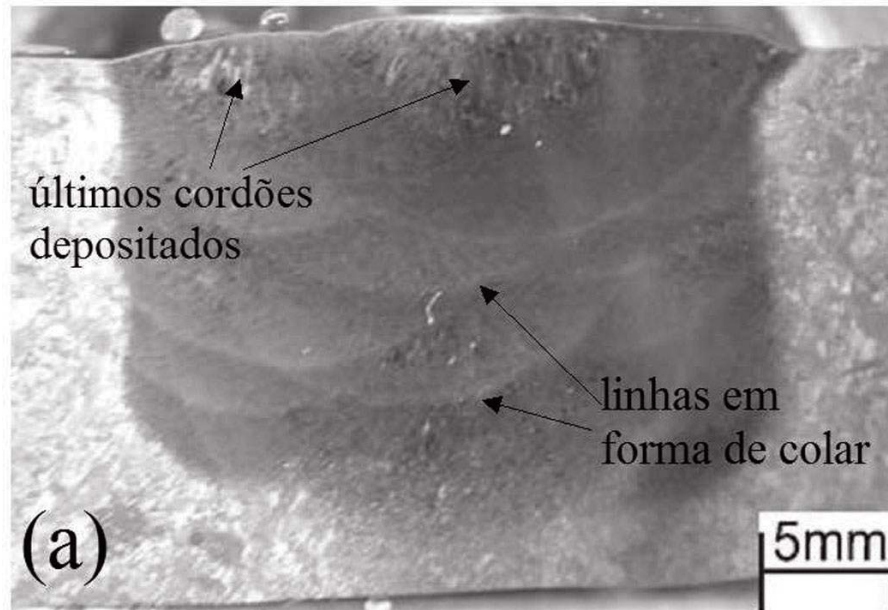
Fonte: De Paula (2007)

2.4.4 Soldagem do aço ASTM 743 CA6NM

A soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos utilizando metais de adição similares exige cuidados especiais a fim de evitar a ocorrência de trincas a frio. Além disto, recomenda-se a realização de tratamento térmico para alívio de tensões posterior à soldagem com o objetivo de garantir uma boa tenacidade da região soldada. A utilização de metais de adição da classe austenítica é restrita às regiões de componentes com baixa sollicitação mecânica em função da menor tensão de escoamento destes em comparação à classe martensítica (HENKE, 2010).

Em análises feitas por intermédio de macrografias de corpos de prova com diferentes temperaturas de interpasse, constatou-se que, independente da temperatura utilizada ocorre a formação de linhas em forma de colar que separam as camadas de solda depositadas, conforme se visualiza na Figura 11 (GOUVEIA, PUKASIEWICZ, *et al.*, 2013).

Figura 11: Macrografia de uma junta soldada do aço ASTM 743 CA6NM com formação de linhas em forma de colar

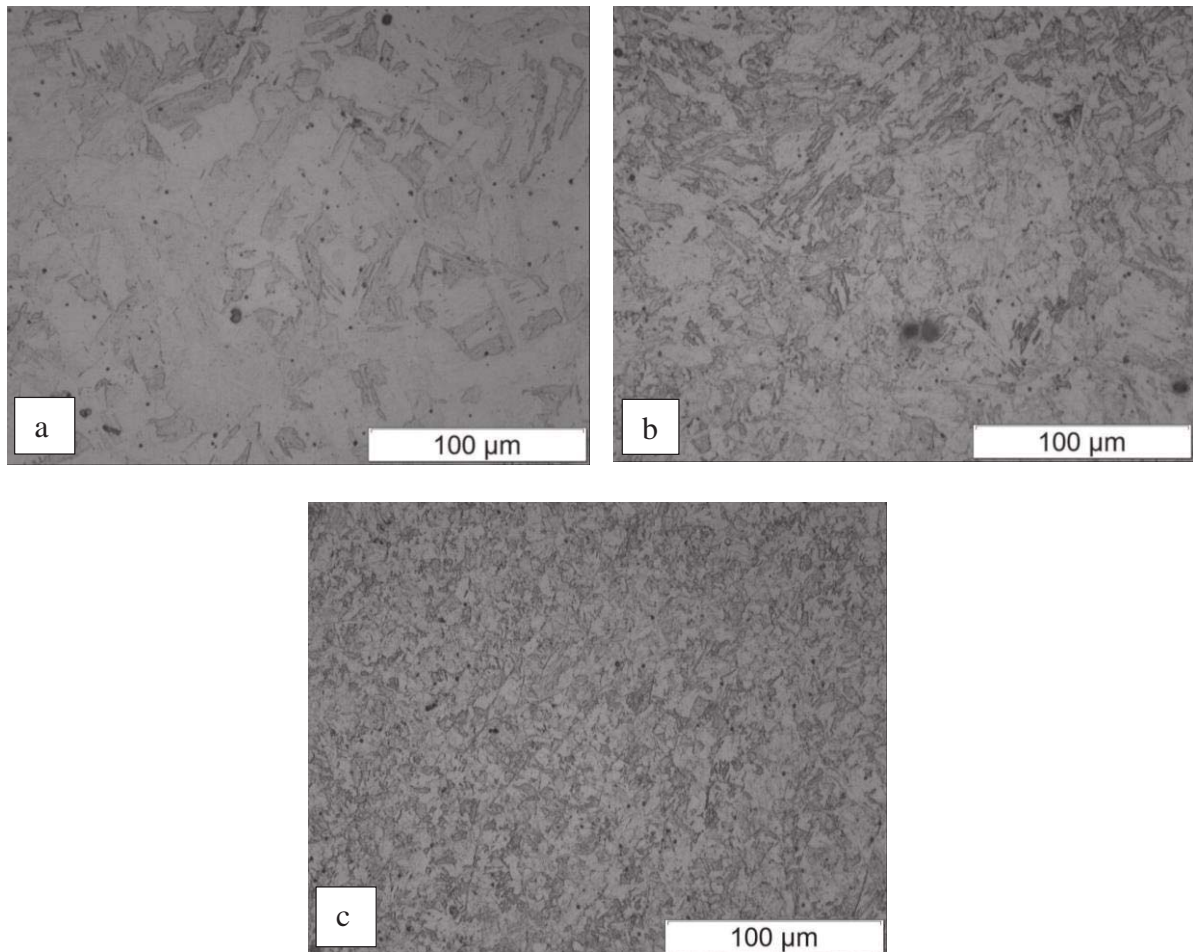


Fonte: Golveia e Pukasiewicz (2013)

2.4.5 Metalurgia da soldagem do aço ASTM 743 CA6NM

Em função dos ciclos térmicos originados pelos sucessivos cordões de preenchimento em soldas do aço ASTM 743 CA6NM com metais de adição similares, como, por exemplo, o arame de aço inoxidável martensítico com especificação ER 410 NiMo, observa-se na Figura 12 que os cordões de solda da região superior apresentam um aspecto microestrutural diferenciado dos cordões localizados nas regiões intermediária e inferior da junta soldada. Por meio da análise micrográfica destas regiões, verifica-se que os cordões de solda das regiões inferior e intermediária, apresentam uma microestrutura mais refinada, em comparação com os últimos cordões depositados na região superior, observadas na Figura 12. Essa característica indica que a sequência de passes realizados influencia na microestrutura final da junta soldada, onde os passes subsequentes refinam a microestrutura dos passes anteriores devido ao ciclo térmico (GOUVEIA, PUKASIEWICZ, *et al.*, 2013).

Figura 12: Microestrutura do metal de adição 410 NiMo em diferentes regiões da junta soldada. Reativo Vilella, (a) região superior, (b) região intermediária e (c) região inferior.



Fonte: Golveia e Pukasiewicz (2013)

O refino da microestrutura observada na Figura 12, ocorre em função do reaquecimento a temperaturas acima de 800°C. Verifica-se nesta temperatura, a formação de uma região monofásica austenítica γ , que em virtude das elevadas taxas de resfriamento que ocorrem durante o processo de soldagem, promovem o refino da microestrutura em comparação aos últimos cordões depositados e ao metal de base (GOUVEIA, PUKASIEWICZ, *et al.*, 2013).

Os perfis de dureza de juntas soldadas indicam que a dureza é menor nas camadas inferiores e semelhantes nas regiões intermediária e superior. Este comportamento é explicado pelo revenimento que ocorre em função do ciclo térmico durante o processo causado pelos passes subsequentes sobre os passes anteriores (GOUVEIA, PUKASIEWICZ, *et al.*, 2013).

Podem-se observar menores valores de dureza na ZTA nas regiões próximas à linha de fusão da junta soldada, pois nestas regiões ocorre em função das altas temperaturas atingidas durante o processo de soldagem, a formação de ferrita δ primária e bifásica (PUKASIEWICZ, OLIVEIRA, *et al.*, 2012).

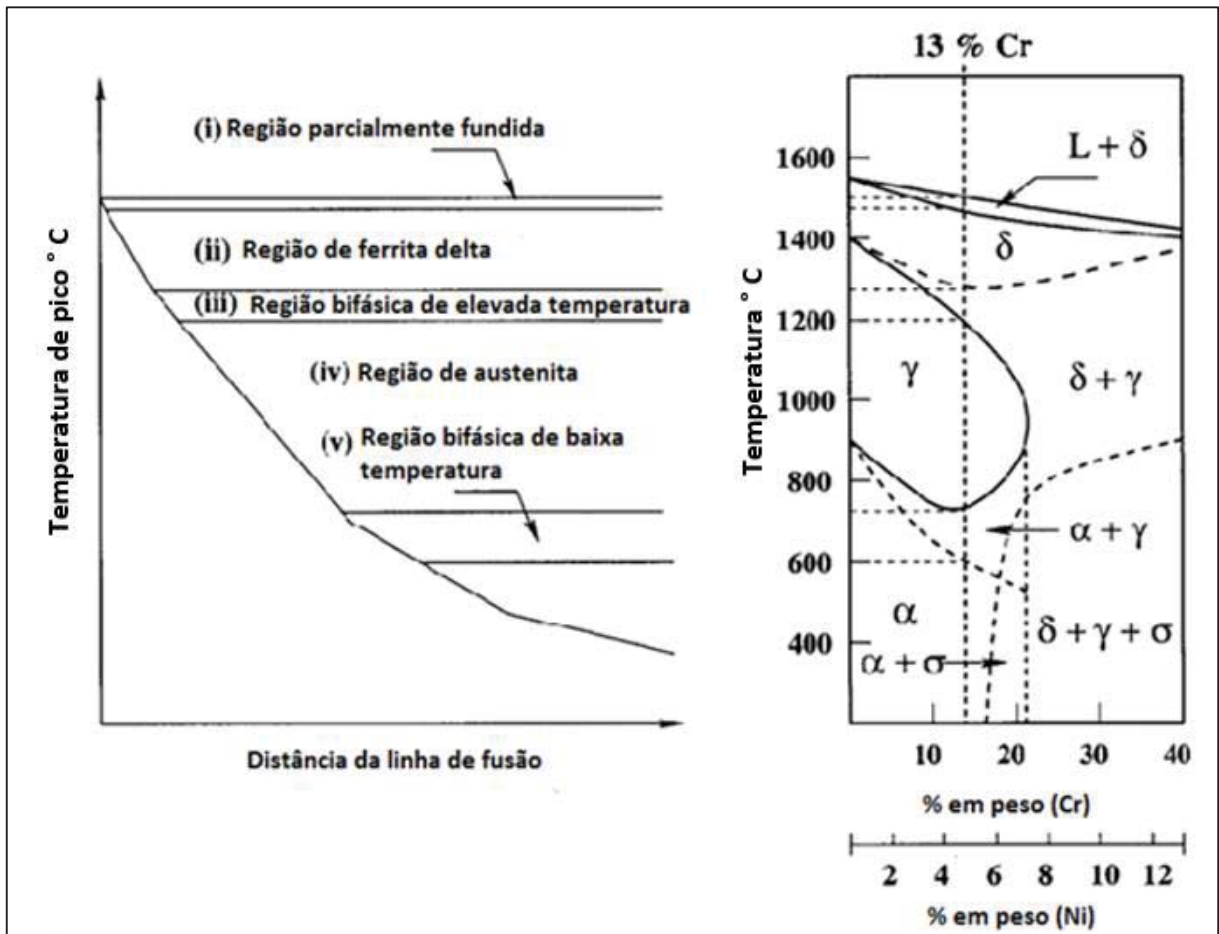
O diagrama de fases ternário Fe-Ni-Cr fornece um apropriado ponto de partida para apresentação e avaliação de resultados obtidos em exames de metalografias ópticas. A Figura 13 mostra a estrutura alterada que ocorre na zona termicamente afetada durante o processo de soldagem, onde é possível relacionar a estrutura obtida com o diagrama de fases para aços inoxidáveis supermartensíticos (C máximo de 0,02%) em função dos percentuais de cromo e níquel. A Figura 13 sugere que a ZTA pode ser dividida em cinco partes (ENERHAUG e STEINSMO, 2001):

- i. Região parcialmente fundida, localizada ao lado do limite de fusão. Esta é nesta região de fusão que ocorre a formação de ferrita δ no aquecimento;
- ii. Região onde ocorre a completa transformação da ferrita δ e um crescimento de grão causado pelo aquecimento, região também chamada de grãos grosseiros;
- iii. Duas fases caracterizadas pela transformação parcial da austenita em ferrita δ durante o aquecimento;
- iv. Região onde ocorre a completa transformação em austenita durante o aquecimento;
- v. Baixa temperatura de pico onde estão presentes duas fases, característica da transformação de parte da martensita temperada em austenita durante o aquecimento causado pelo processo de solda.

Em geral, a redução na dureza da ZTA é observada na região de formação de ferrita δ e na região de alta temperatura com duas fases (austenita e ferrita δ), bem como dentro da região adjacente ao material de base. Já, a região de baixa temperatura com duas fases (austenita e martensita) há um aumento considerável na dureza, enquanto que a região de austenita possui dureza comparável à do material de base (ENERHAUG e STEINSMO, 2001).

A zona térmica afetada (ZTA) representa a área onde todas as transformações de fase ocorrem no estado sólido e, portanto, a região parcialmente fundida não pertence à ZTA. As outras regiões podem ser artificialmente classificadas em duas categorias, dependendo da máxima temperatura atingida antes do resfriamento, sendo elas: alta temperatura e baixa temperatura. A região de alta temperatura inclui a região monofásica de ferrita δ e a região bifásica de austenita e ferrita δ , as demais pertencem à região de baixa temperatura (CARROUGE, BHADSHIA e WOOLLIN, 2004).

Figura 13: Diagrama esquemático que ilustra as mudanças microestruturais que ocorrem na zona termicamente afetada em soldas de passe simples de aços inoxidáveis supermartensíticos



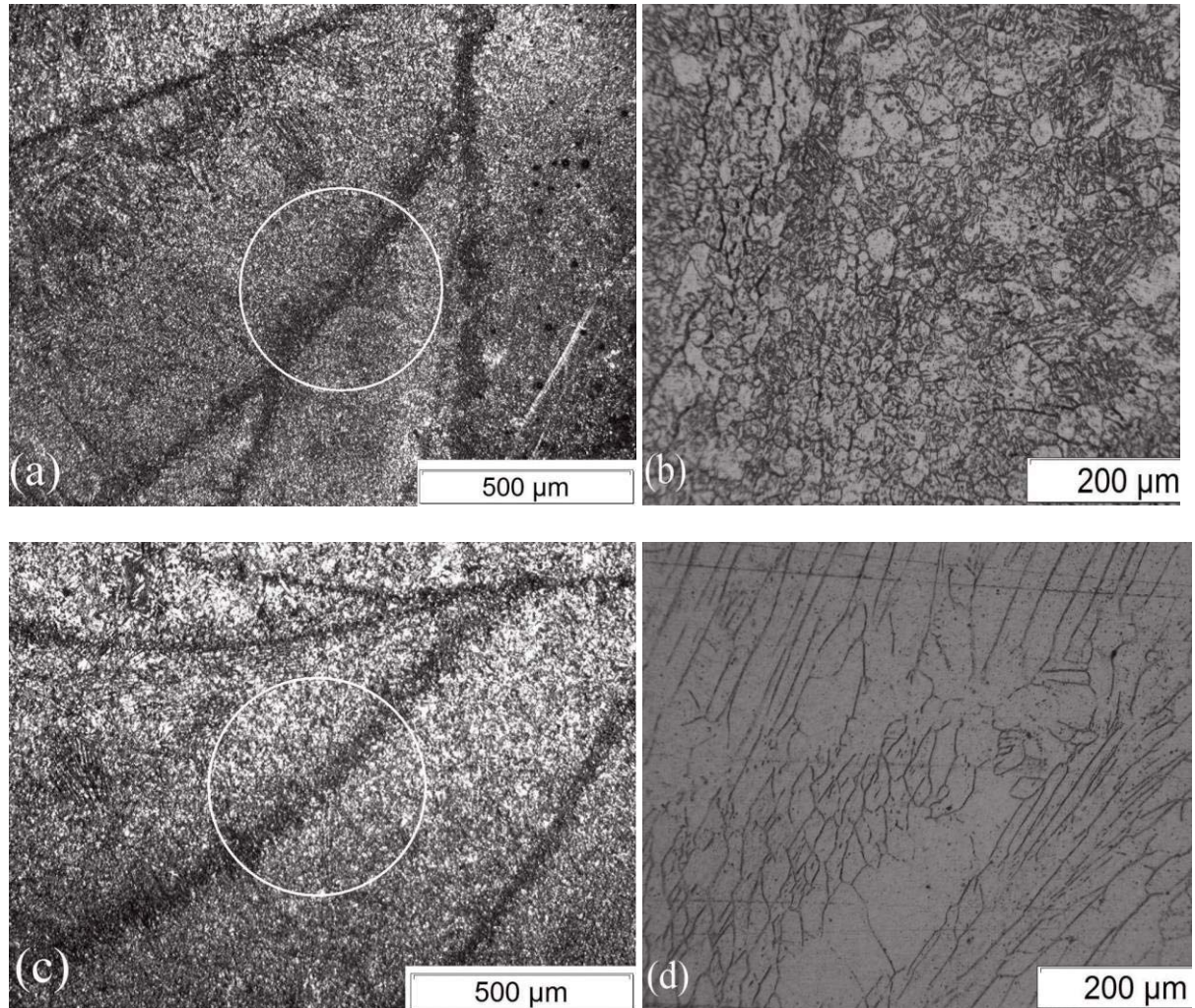
Fonte: Adaptado de Enerhaug e Steinsmo (2001)

A solidificação de uma liga 13/4 Cr-Ni em condições de equilíbrio, ocorre totalmente ferrítica entre 1300 e 1200 °C. Em função das taxas de resfriamento que ocorrem no processo de soldagem, pequenas quantidades de ferrita δ são sub-resfriadas na transformação ferrita δ -austenita γ . Similarmente, a transformação de austenita γ – martensita contém partículas de austenita γ sub-resfriadas que ficam retidas na microestrutura. Depois do resfriamento, a estrutura no MS e ZTA, consistem em uma martensita de baixo carbono, macia e tenaz com austenita residual e presença de ilhas de ferrita δ (BILMES, SOLARI e LLORENTE, 2001).

A formação de ferrita δ no aço ASTM 743 CA6NM ocorre pelo reaquecimento causado pelo cordão de solda próximo a zona de fusão, em temperaturas entre 1200 e 1300°C, no campo bifásico austenita γ + ferrita δ , e entre 1300 e 1450°C no campo monofásico de ferrita δ . Como pode ser observado na Figura 14 b, a formação de ferrita δ ocorre de forma intergranular, característico de formação no campo bifásico austenita γ + ferrita δ , enquanto que a formação de ferrita δ no campo monofásico, formada entre placas de austenita de Widmanstätten com

morfologia vermicular conforme pode ser observado na Figura 14 d (GOUVEIA, PUKASIEWICZ, *et al.*, 2013).

Figura 14: Bandas de formação e morfologia da ferrita δ de uniões soldadas com o aço AWS410 NiMo em diferentes temperaturas de interpasse



Fonte: Golveia e Pukasiewicz (2013)

Quando um tratamento térmico é aplicado a 600°C após a soldagem, excelentes propriedades são obtidas. Este tratamento permite a redução da dureza dos grãos de martensita e a precipitação de uma fina e distribuída austenita nos contornos entre as placas de martensita e grãos de austenita residual (BILMES, SOLARI e LLORENTE, 2001).

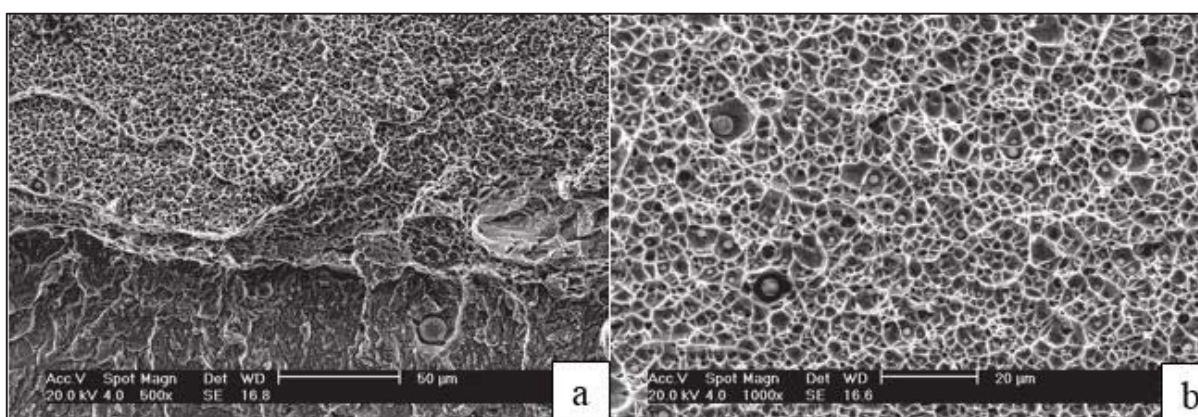
2.4.6 Tenacidade à Fratura do Aço CA6NM

Trabalhos que avaliaram a tenacidade à fratura de juntas soldadas do aço ASTM 743 CA6NM com metal de adição AWS E410NiM por intermédio do processo MIG/MAG,

comprovaram que há uma redução de aproximadamente 3 vezes da tenacidade à fratura de juntas soldadas sem tratamento térmico após a soldagem (TTPS) em relação ao metal de base temperado e revenido, o que indica que sempre que possível o TTPS deve ser executado (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009).

A baixa tenacidade apresentada pela junta soldada em trabalhos de avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas sem TTPS do aço ASTM 743 CA6NM, apresentaram fraturas com característica frágil (Figura 15) (NOVICKI, PUKASIEWICZ, *et al.*, 2003). A nucleação de alvéolos nestas fraturas foi justificada pela presença de inclusões de óxidos, provenientes da escoria do arame tubular utilizado como metal de adição. Estes alvéolos possuem tamanho reduzido se comparado aos alvéolos da fratura do metal de base temperado e revenido, o que explica a redução nos valores da tenacidade à fratura encontrados nos ensaios (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009).

Figura 15: Fractografia de uma junta soldada de aço ASTM 743 CA6NM sem TTPS; a) transição entre a pré-trinca e o metal de solda, com a visualização de inclusões; b) ampliação na região do metal de solda, com maior detalhe das inclusões

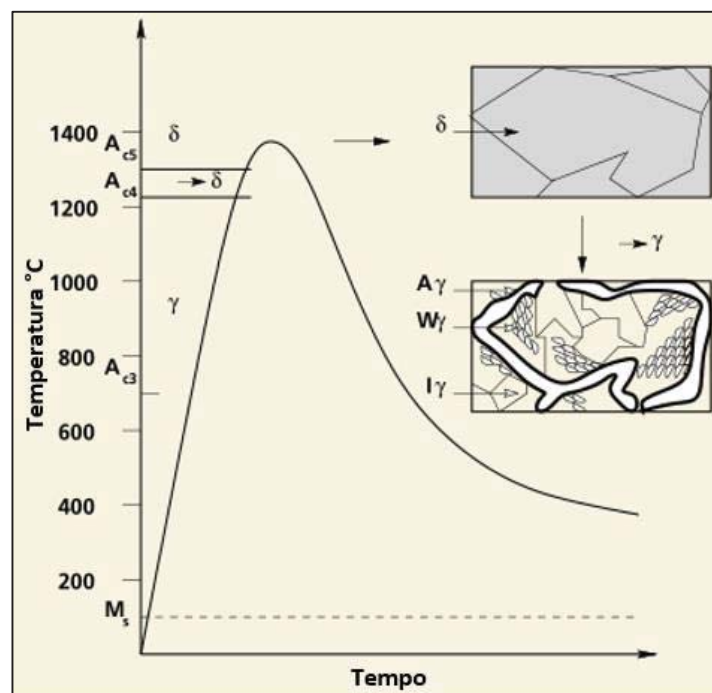


Fonte: Casas, Henke e Novicki (2009)

Sob mesmas condições de força, fração volumétrica e distribuição de partículas e tamanho de grão austenítico primário, a temperatura de transição dúctil frágil é altamente sensível à fração volumétrica de ferrita δ em microestruturas homogêneas. Já a presença de ferrita δ na ZTA, por si só não constitui uma ameaça para as propriedades de impacto em aços inoxidáveis supermartensíticos. A redução dos valores máximos de energia de impacto na ZTA ocorre por uma combinação do aumento no tamanho de grão e da presença de ferrita δ na microestrutura (CARROUGE, BHADESHIA e WOOLLIN, 2004).

A Figura 16 ilustra de forma específica as mudanças microestruturais que ocorrem na região de grãos grosseiros da ZTA, a partir da temperatura na linha A_{C4} , os grãos de austenita iniciam a transformação em ferrita δ que se completa na temperatura da linha A_{C5} . Após a formação completa da ferrita δ , ocorre o crescimento dos grãos. Durante o resfriamento, a ferrita δ se decompõe por meio de uma mudança morfológica em austenita Widmanstätten, depois disso a austenita se transforma em martensita (CARROUGE, BHADESHIA e WOOLLIN, 2002).

Figura 16: Evolução da microestrutura de um aço inoxidável supermartensítico durante a soldagem

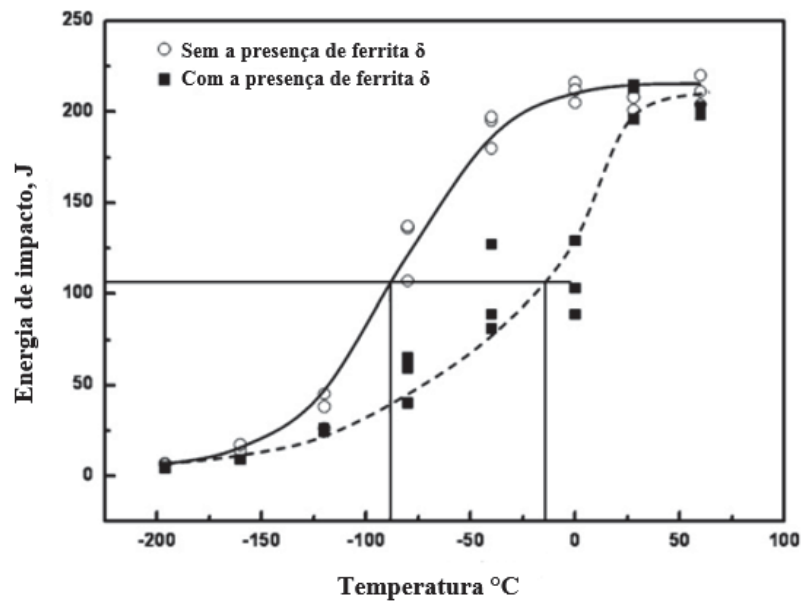


Fonte: Adaptado de Carrouge, Bhadeshia e Woollin (2002).

Aços inoxidáveis martensíticos com baixo teor de carbono contendo molibdênio são mais suscetíveis em reter ferrita δ nos contornos de grão, devido ao efeito de estabilização da ferrita δ causado pelo molibdênio (CARROUGE, BHADESHIA e WOOLLIN, 2002).

Ensaio de impacto realizados em corpos de prova do aço ASTM 743 CA6NM revelaram que a presença de ferrita δ não altera significativamente as energias máximas e mínimas da curva de transição dúctil frágil, porém deslocam esta curva significativamente para temperaturas mais elevadas, conforme pode ser constatado na Figura 17. A temperatura de transição passou de -89°C para -14°C em função do aumento do % de ferrita δ (WANG, LU, *et al.*, 2010).

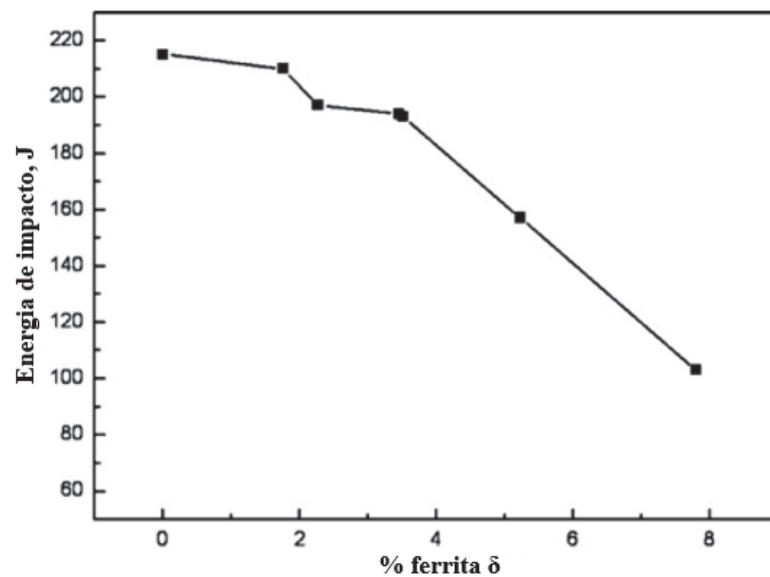
Figura 17: Curva transição dúctil-frágil para um aço inoxidável supermartensítico ASTM 743 CA6NM com e sem a presença de ferrita δ



Fonte: Adaptado de Wang Lu (2010)

No mesmo estudo apresentado anteriormente, corpos de prova foram ensaiados em uma temperatura intermediária dentro da curva de transição dúctil-frágil, neste caso 0°C , a fim de avaliar a interferência do % de ferrita δ na energia absorvida. Foi constatado que ao aumentar o % de ferrita δ a energia de impacto diminui conforme Figura 18, consequentemente as energias para iniciação e propagação da fratura também diminuem (WANG, LU, *et al.*, 2010).

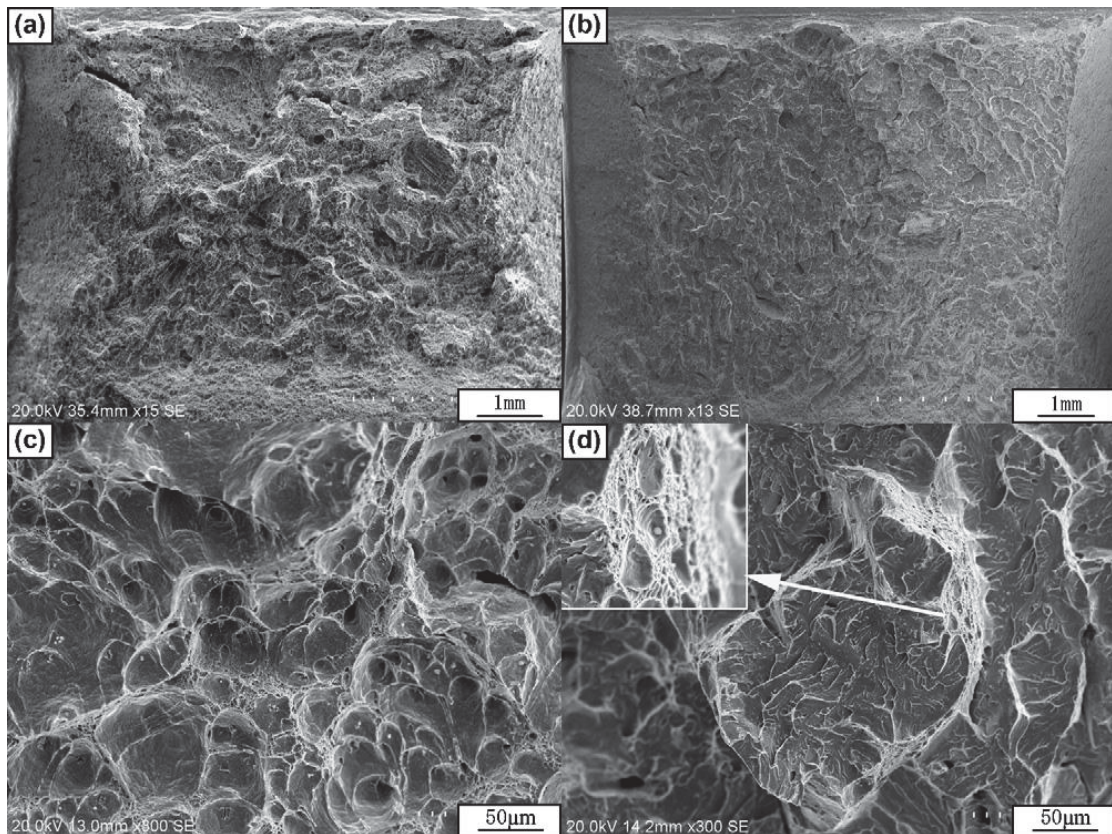
Figura 18: Variação da energia de impacto a 0°C em relação ao percentual de ferrita δ



Fonte: Adaptado de Wang Lu, et al (2010)

A análise da fratura de corpos de prova de impacto a 0°C do aço ASTM 743 CA6NM com e sem a presença de ferrita δ , revelaram que o mecanismo de fratura existente também é diferente, como pode ser visualizado na Figura 19. Para os corpos de prova sem a presença de ferrita δ , a fratura apresentou a formação de *dimples* (Figura 19 a) o que caracteriza uma fratura dúctil, sendo que podem ser visualizadas inclusões dentro destes *dimples* (Figura 19 c). Já os corpos de prova com a presença de ferrita δ apresentaram uma fratura dominante de semi-clivagem (Figura 19 b), o que caracteriza uma fratura frágil. Nesta última condição, ocorreu a formação de bandas brancas que apresentaram em seu interior *dimples* (Figura 19 d), caracterizando uma fratura dúctil, embora a fratura dominante desta condição seja de semi-clivagem (WANG, LU, *et al.*, 2010).

Figura 19: Fractografia de corpos de prova de impacto a 0°C do aço CA6NM



Fonte: Wang Lu, et al (2010)

Vale mencionar que os resultados dos experimentos de Wang Lu (2010) mostram que a presença de ferrita δ reduz tanto a energia de iniciação da fratura como a de propagação e muda o modo de fratura de aços inoxidáveis supermartensíticos com baixo percentual de carbono, partindo de uma fratura dúctil com *dimples* para uma fratura de quase-clivagem em ensaios de impacto realizados a 0°C.

A presença de austenita retida na ZTA e no metal de solda proporcionam um efeito benéfico à tenacidade ao impacto de juntas soldadas, sendo que não provocam alterações significativas nos valores de microdureza (FERNANDES, MARIANO e MARINHO, 2010).

A austenita retida presente na microestrutura do aço CA6NM temperado e revenido, aumenta a energia absorvida nos ensaios de impacto. Este efeito é explicado pelo fenômeno de transformação induzida por deformação plástica (TRIP), durante este fenômeno ocorre uma expansão volumétrica causada pela transformação da austenita em martensita, e que impõe tensões residuais sobre a ponta da trinca e tendem fechá-la (BILMES, SOLARI e LLORENTE, 2001).

2.4.7 Resistência à Fadiga de Juntas Soldadas do Aço CA6NM

Estudos realizados revelaram que a resistência ao crescimento de trincas por fadiga do aço ASTM 743 CA6NM soldado com o metal de adição ER 410NiMo é influenciada pela microestrutura. Constatou-se que a microestrutura mais refinada do metal de adição proporciona taxas mais elevadas de propagação da trinca em relação à zona afetada termicamente e ao metal de base, onde a microestrutura é mais grosseira. Este efeito causado pela microestrutura também proporciona uma morfologia da falha diferente em cada uma destas regiões, sendo plana na região do metal de adição e irregular no metal de base (TRUDEL, LÉVESQUE e BROCHU, 2014).

2.5 Defeitos de materiais fundidos

A porosidade causada pelos gases é um dos problemas mais sérios na fundição de ferro fundido, alumínio e cobre. É geralmente causada pela evolução dos gases durante o processo de fundição e solidificação. Os gases podem ser resultado de uma reação entre a areia ou o molde de fundição e o metal, ou podem resultar da evolução de gases dissolvidos no metal líquido durante a solidificação. A outra causa principal da porosidade do gás é a evolução dos gases dissolvidos durante a fundição. Por exemplo, o ferro fundido líquido pode ter hidrogênio e nitrogênio dissolvidos. A solubilidade destes gases no sólido pode ser menor do que a do líquido e os gases podem, portanto, ser evolidos durante a solidificação (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

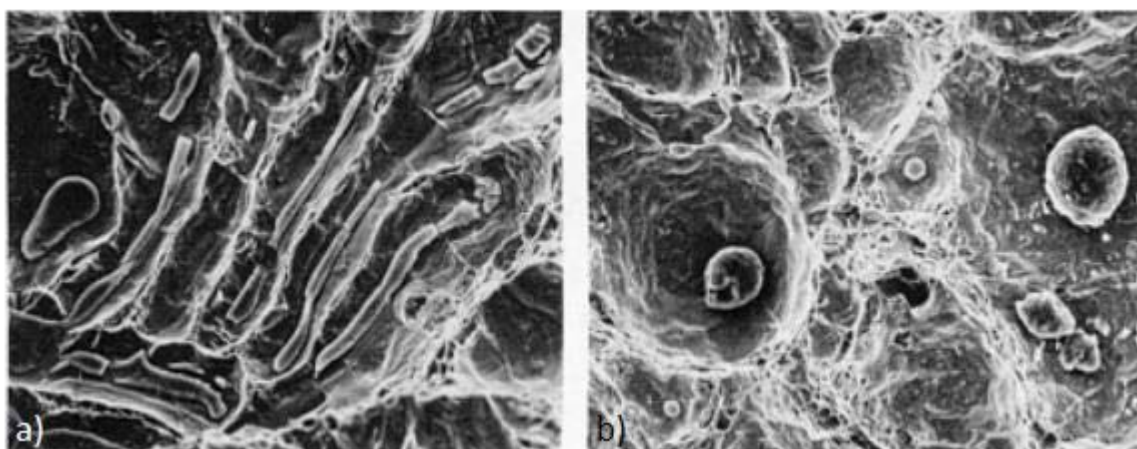
As inclusões podem ser definidas como fases não metálicas e às vezes intermetálicas embutidas em uma matriz metálica. Eles são geralmente óxidos simples, sulfetos, nitretos ou complexos em ligas ferrosas e podem incluir fases intermetálicas em ligas não ferrosas. Em quase todos os casos de fundição de metais, eles são considerados prejudiciais ao desempenho do componente fundido (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

As propriedades mecânicas podem ser influenciadas por inclusões, que agem como concentradores de tensões. Não há um padrão definido para o efeito, mas algumas propriedades são mais sensíveis à presença de inclusões do que outras. O alongamento ou redução de área são geralmente modificados mais significativamente do que a resistência à tração final. Como resultado, as especificações de ductilidade são índices comuns de controle de qualidade em produtos fundidos (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

Como as imperfeições se tornam áreas de maior concentração de tensão, ao percentual de perda de propriedade torna-se maior quando a exigência de resistência é maior. Um exemplo importante é a diminuição da resistência à fratura quando inclusões estão presentes em ligas de maior resistência e menor ductilidade. Similar degradação de propriedades é observada em testes que refletem taxas de deformação lentas, rápidas ou cíclicas, tais como fluência, impacto e teste de fadiga (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

Os defeitos de fundição podem se tornar concentradores de tensões e influenciar no modo de fratura dos materiais, conforme pode ser visualizado na Figura 20.

Figura 20: SEM fractografia mostrando o efeito do tratamento de cálcio sobre a morfologia da fratura do aço ASTM A633C. (a) Aço não tratado com inclusões de sulfureto de manganês tipo II mostrando evidência de fratura frágil. (b) aço tratado com cálcio com inclusões. A fratura é dúctil.



Fonte: American Society for Metals (1998)

2.6 Análise da Fratura

A análise das causas de fraturas pode ser feita por intermédio de interpretação e caracterização morfológica da superfície de fratura, a qual é capaz de revelar a história dos eventos que precederam a falha. A análise de falha tornou-se tão importante na ciência dos materiais que em 1914 foi criado o termo “fractografia” para designar o estudo da superfície da fratura (STROHAECKER, LIMBERGER, *et al.*, 2010).

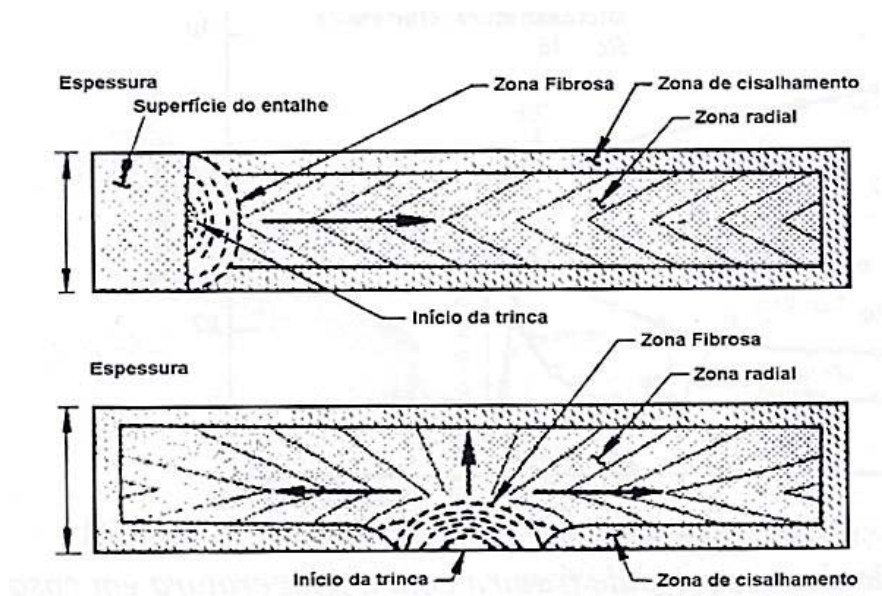
As fraturas em ligas metálicas podem ocorrer por meio da propagação da trinca de forma transgranular, rompendo a seção transversal do grão, ou de modo intergranular, propagando-se por meio dos contornos dos grãos. Independente do caminho a ser seguido da fratura, existem basicamente quatro modos de fratura: fratura dúctil (*dimples*), fratura frágil (clivagem), fadiga e falta de coesão. Cada um destes modos tem uma aparência da superfície de fratura característica e um mecanismo de propagação (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

A superfície de fratura de um corpo pode apresentar três regiões bem distintas (STROHAECKER, 2010):

- **Zona Fibrosa** – corresponde a propagação estável da trinca, isto é, para cargas crescentes. Localização na zona de maior triaxialidade, por exemplo, no centro de um corpo sem entalhe;
- **Zona Radial** – corresponde a propagação instável da trinca;
- **Zona Cisalhada** – inclinada a 45° do eixo de tração em consequência do alívio de triaxialidade devido à presença de uma superfície livre.

Essas regiões estão representadas na Figura 21.

Figura 21: Regiões de uma superfície de fratura



Fonte: Strohaecker (2010)

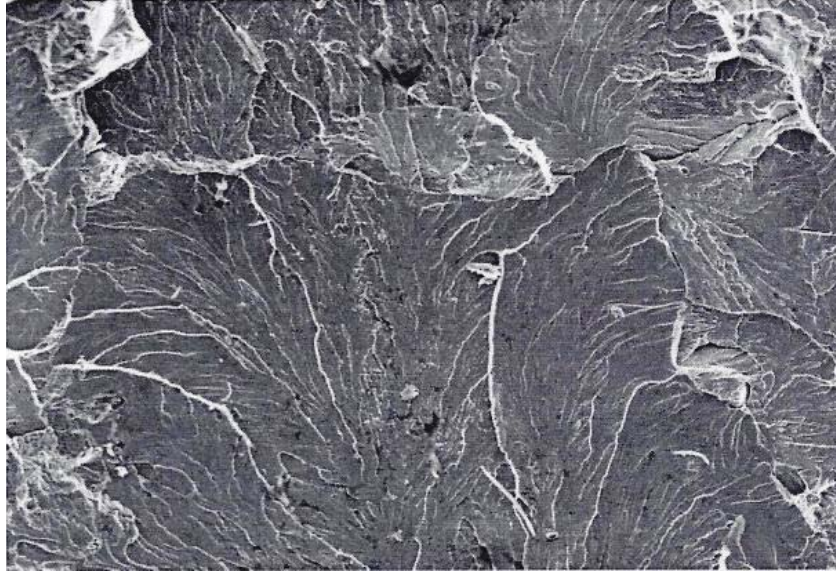
2.6.1 Fratura Frágil (Clivagem)

A clivagem é uma fratura de baixa energia que se propaga ao longo de planos cristalográficos, bem definidos e conhecidos como planos de clivagem. Teoricamente, uma fratura de clivagem deve ter uma superfície perfeitamente correspondente e deve ser completamente plana e sem traços característicos. No entanto, as ligas metálicas são policristalinas e contêm grãos e subgrãos com contornos, inclusões, vazios, e outras imperfeições que afetam a propagação de uma fratura de clivagem de modo que a verdadeira clivagem, sem traços característicos é raramente observada. Estas imperfeições e mudanças de orientação na rede cristalina, como possível incompatibilidade dos planos de baixo índice dos contornos de grãos ou subgrãos, produz características de superfícies de fratura por clivagem distintas, tais como passos de clivagem, padrões de rios, marcações de penas, marcas de sargento e espinha de peixe (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

Fraturas de clivagem frequentemente iniciam em muitos planos de clivagem paralelos. Com o avanço da fratura, no entanto, o número de planos ativos diminui por um processo de união que forma os passos de clivagem progressivamente maiores. Esta rede de passos de clivagem é conhecida como um padrão de rio. Porque os ramos do padrão rio juntam-se na direção da propagação de trincas, estas marcações podem ser usadas para estabelecer a direção da iniciação da trinca (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

Conforme pode ser observado na Figura 22, o aspecto da clivagem é de “conchas”, com facetas lisas de fratura. Facetas de clivagem com “rios” indicam o sentido do local de origem da trinca, pois a marcas convergem para este ponto (STROHAECKER, 2010)

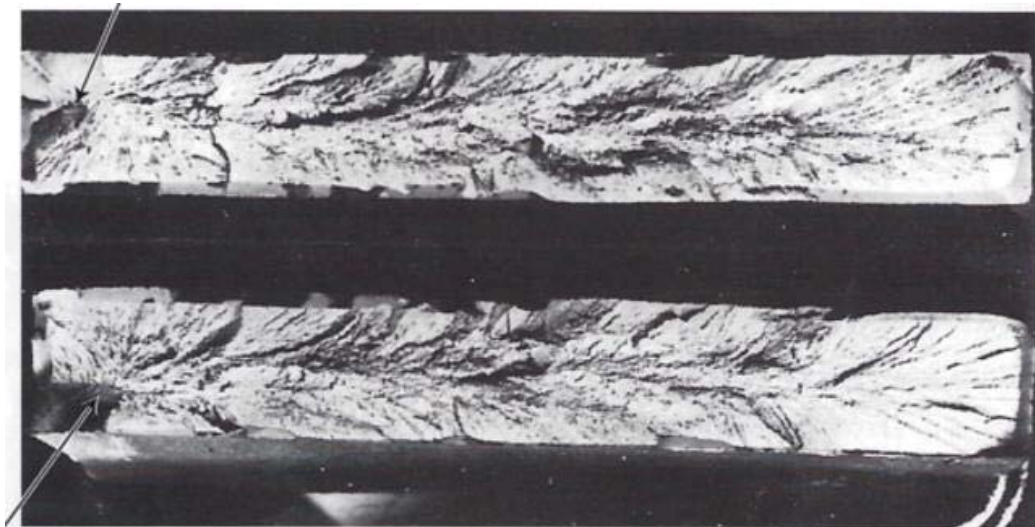
Figura 22: Fratura frágil por clivagem



Fonte: Strohaecker (2010)

A Figura 23 apresenta um exemplo de “*marcas de sargento*” em forma de “V”, estas podem se formar próximo ao centro da seção transversal da fratura, apontando para trás, na direção de origem da trinca.

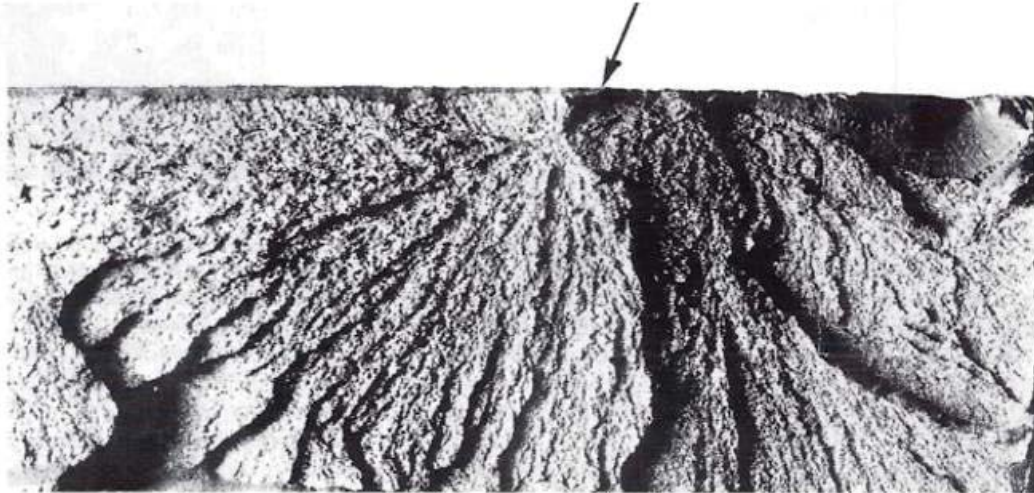
Figura 23: Fratura frágil com marcas de sargento



Fonte: Callister Jr. E Rethwisch (2012)

Outras superfícies podem apresentar linhas ou nervuras que se irradiam a partir do ponto de origem da trinca, seguindo um padrão em forma de “leque”, conforme se observa na Figura 24 (CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012).

Figura 24: Fratura frágil com nervuras em forma de leque

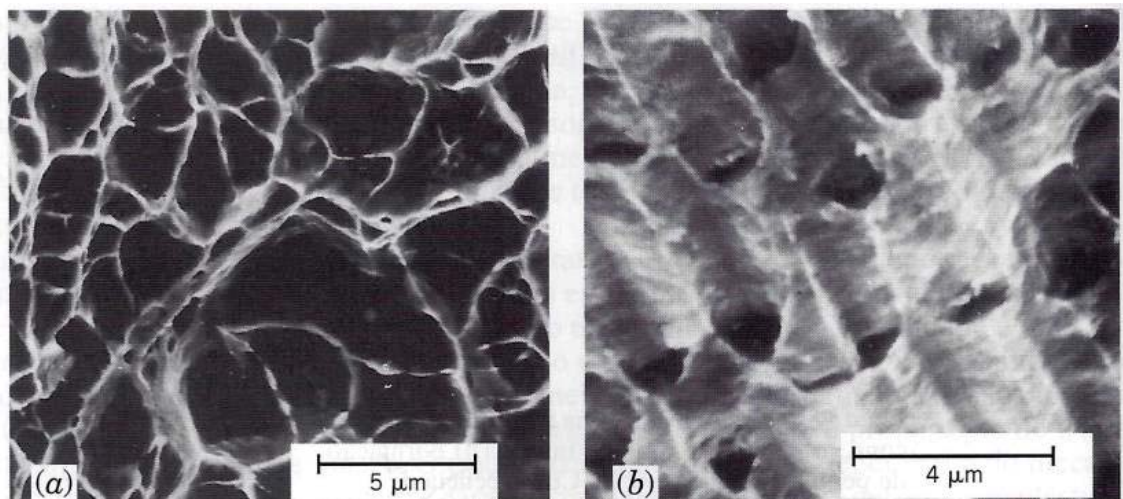


Fonte: Callister Jr. E Rethwisch (2012)

2.6.2 Fratura Dúctil

No processo de ruptura de um material dúctil, haverá um deslocamento das inclusões ou partículas de segunda fase na matriz metálica. Este deslocamento originará então, cavidades envolvendo as inclusões, conforme pode ser observado na Figura 25. O crescimento destas microcavidades é que acarretará a ruptura do corpo (STROHAECKER, 2010).

Figura 25: Fratura dúctil com formação de *dimples*

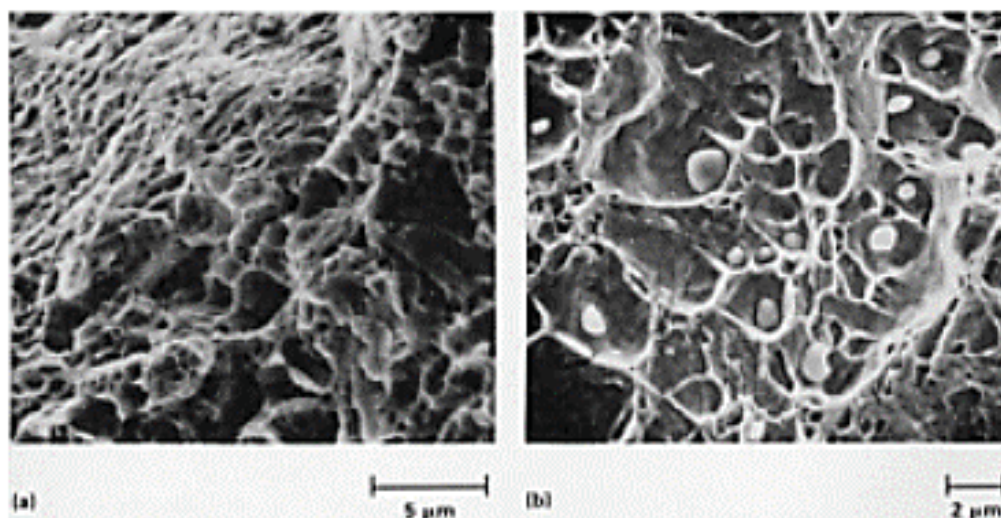


Fonte: (CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012)

O tamanho das cavidades em uma superfície de uma fratura dúctil é governado pelo número e distribuição de microvazios que são nucleados. Quando os locais de nucleação são poucos e espaçados, os microvazios tendem a ser maiores, antes da coalescência e o resultado é uma superfície de fratura que contém grandes *dimples*. Cavidades pequenas são formadas quando vários locais de nucleação são ativados e microvazios adjacentes se formam antes que eles tenham uma oportunidade de crescer para um tamanho maior. *Dimples* extremamente pequenos são frequentemente encontrados em materiais com dispersão de óxidos (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

A distribuição dos locais de nucleação microvazios pode influenciar significativamente a aparência da superfície da fratura. Em algumas ligas, a distribuição não uniforme de partículas de nucleação e o crescimento de microvazios isolados no início do ciclo de carregamento produz uma superfície de fratura que exibe vários tamanhos de *dimples*, como se visualiza na Figura 26.

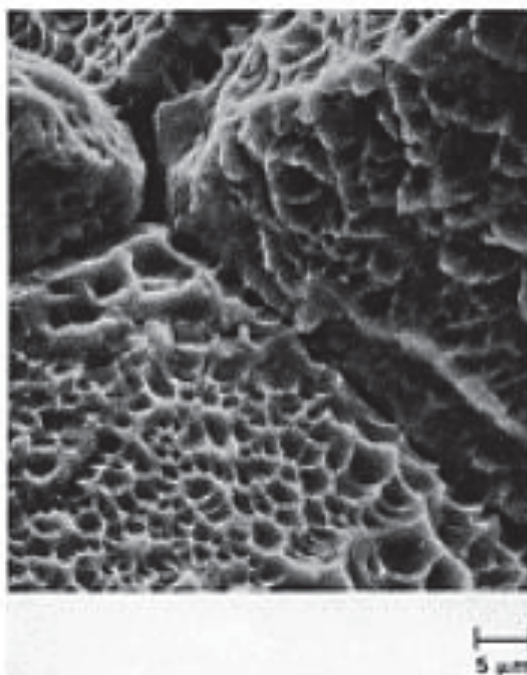
Figura 26: Fratura dúctil com formação de *dimples* com tamanhos variados



Fonte: American Society for Metals, Metal Handbook Volume 12, Fractography (1998)

Quando microvazios são formados nos contornos de grão, a ruptura com *dimples* intergranulares ocorre (Figura 27).

Figura 27: Fratura dúctil intergranular com *dimples* resultante da coalescência de microcavidades.

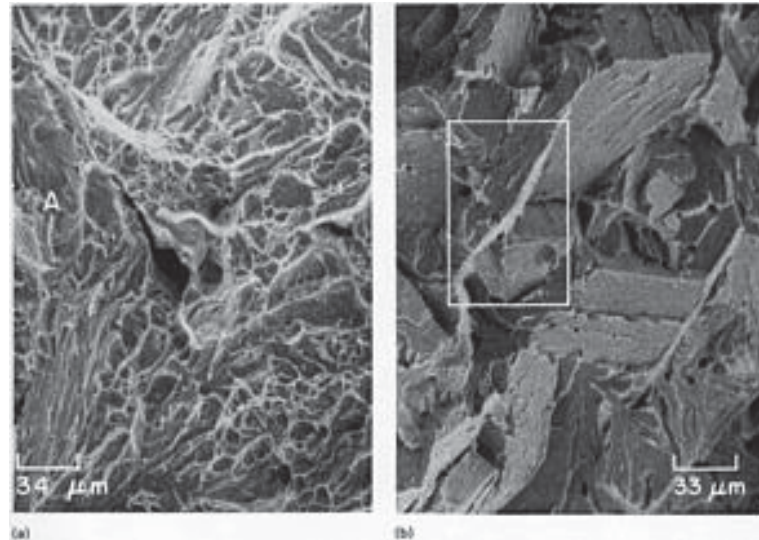


Fonte: American Society for Metals, Metal Handbook Volume 12, Fractography (1998)

2.6.3 Quase-clivagem

A fratura de semi-clivagem refere-se a uma superfície fraturada que apresenta mecanismos de deformação dúctil e frágil (clivagem), na mesma fratura (Figura 28). O termo semi-clivagem não descreve com precisão a fratura, porque a fratura se assemelha, mas não é uma clivagem. O termo foi empregado pois, embora o centro das facetas da fratura se pareça muito com a clivagem, sua identidade como planos de clivagem não foi bem aceita inicialmente, posteriormente o termo ganhou aceitação generalizada. O termo quase-clivagem pode ser usado para descrever uma fratura com aparência distinta, porém não se trata de um modo de fratura separado, ou seja, é um modo de fratura frágil como a clivagem (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998)

Figura 28: Fractografia de uma fratura com característica de quase-clivagem

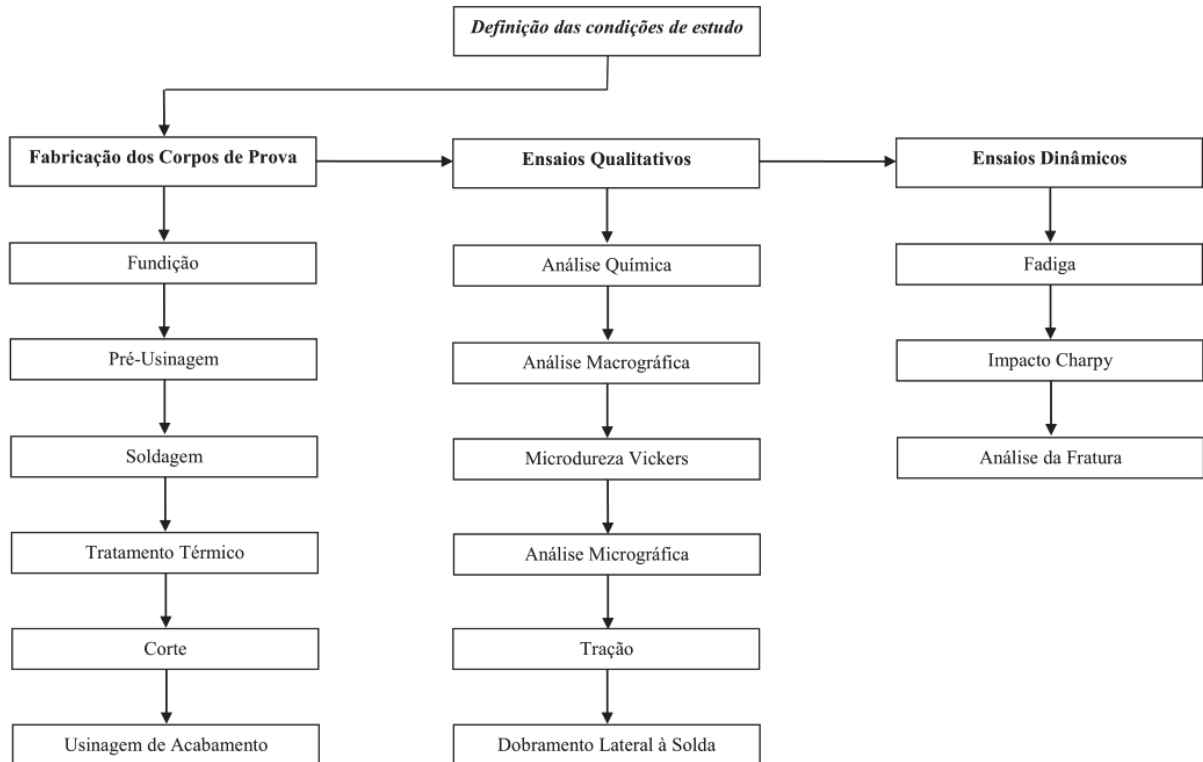


Fonte: American Society for Metals, Metals Handbook, Volume 12, Fractography (1998)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma da Figura 29 apresenta a sequência de trabalho planejada para a realização dos ensaios a fim de atingir os objetivos propostos.

Figura 29: Fluxograma do planejamento para realização dos ensaios



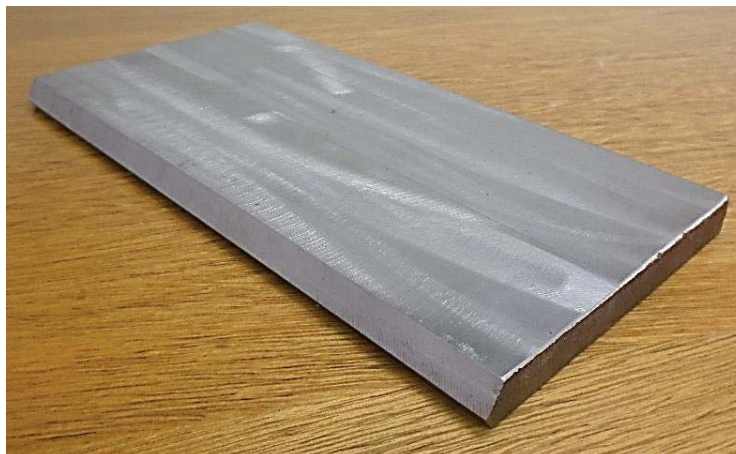
Fonte: O Autor

3.1 Fundição do material de base

O aço inoxidável martensítico fundido utilizado neste trabalho foi produzido conforme a norma ASTM 743 Grau CA-6NM pela fundição Acearia Frederico Missner S/A, de Luiz Alves, Santa Catarina. O processo de fundição utilizou moldagem com areia de sílica ligada com resina Fenol-Uretânica, a temperatura de vazamento do metal foi de 1603°C. Os tratamentos térmicos realizados foram: normalização e tempera a 1020°C com patamar de 3 horas; e de revenimento a 620°C com patamar de 3 horas, atendendo o especificado na norma do material.

O material foi fundido em placas com dimensões de 150 mm x 300 mm, com uma espessura final de 16 mm após a usinagem, sendo que os chanfros para a soldagem também foram usinados, como observados na Figura 30.

Figura 30: Chapa do material fundido e usinado



Fonte: O Autor

3.1.1 Certificados do material de base

Os certificados do material fornecidos pela própria fundição foram elaborados com base nos ensaios realizados em seu próprio laboratório de materiais e constam nos anexos de A.1 a A.6 do presente trabalho. Após o recebimento das placas fundidas, realizou-se uma inspeção visual e ensaio de líquido penetrante a fim de garantir a inexistência de poros e trincas superficiais.

3.2 Soldagem dos corpos de prova

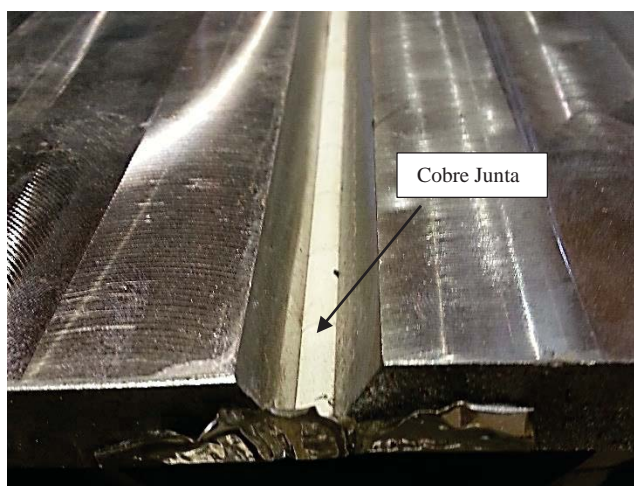
O processo de soldagem das chapas foi realizado nas instalações da empresa Hidráulica Industrial S/C, Grupo WEG, em Joaçaba/SC. O equipamento de solda utilizado é da marca Lincoln Electric modelo Power Wave 455M. O soldador que realizou a soldagem dos corpos de prova é qualificado para o processo de soldagem utilizado neste trabalho, além disso, todo o procedimento foi acompanhado por um inspetor de soldagem nível II.

Os parâmetros de corrente e tensão foram verificados durante toda a operação de soldagem por intermédio do painel no próprio cabeçote do aparelho de solda. Antes de iniciar o processo de soldagem, as medições do aparelho de solda foram verificadas por meio de um

medidor de corrente e tensão devidamente calibrado, conforme Figura 86 e Figura 87 do Apêndice.

Para todas as condições propostas, foi utilizado um cobre junta cerâmico, exemplificados na Figura 31, uma vez que a abertura da junta utilizada foi de 5 mm.

Figura 31: Cobre junta cerâmico



Fonte: O Autor

3.2.1 Metal de adição

No processo de soldagem, foram utilizados dois tipos de metal de adição: aço inoxidável austenítico AISI 309L e o aço inoxidável martensítico AISI 410. O objetivo em utilizar estes dois metais de adição foi avaliar o efeito nas propriedades mecânicas da junta ao utilizar um aço macio e dúctil como o austenítico em conjunto com o metal de adição martensítico, que possui dureza mais elevada e menor ductilidade.

O arame de solda utilizado para deposição da liga do aço inoxidável austenítico AISI 309L foi o arame AWS 5.9-93 ER309L (Si), com diâmetro nominal de 1,2 mm, denominado comercialmente ER309LSi e produzido por BOHLER. O número da corrida é 1507248, e o seu certificado consta no ANEXO A.7. A composição química apresentada pelo fabricante está descrita na Tabela 3.

Tabela 3: Composição química arame ER 309L (Si)

Elemento	Composição (% em peso)
C	0,023
Si	0,660
Mn	1,530
P	0,020
S	0,008
Cr	23,790
Ni	12,040
Mo	0,048
Cu	0,027

Fonte: O Autor

Para a deposição da liga do aço inoxidável martensítico AISI 410 foi utilizado o arame AWS A5.9/A5.9M-ER410NiMo, com diâmetro nominal de 1,2 mm, denominado comercialmente WI. M410 NiMo e produzido pela Weld-inox Soldas Especiais. O número da corrida é 142/2015 e o certificado do mesmo consta no ANEXO A.8. A composição química e as propriedades mecânicas deste arame estão descritas na Tabela 4 e na Tabela 5.

Tabela 4: Propriedades mecânicas arame ER 410NiMo

Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (Mpa)	Alongamento (%)
500	750	15

Fonte: O Autor

Tabela 5: Composição química arame ER 410 NiMo

Elemento	Composição (% em peso)
C	0,015
Si	0,440
Mn	0,500
P	0,017
S	0,011
Cr	12,220
Ni	4,280
Mo	0,530
Cu	0,080

Fonte: O autor

3.2.2 Procedimento de soldagem

A soldagem das chapas para posterior remoção dos corpos de prova foi realizada em quatro condições diferentes, sendo a avaliação do desempenho mecânico destas o objeto de estudo deste trabalho. Os principais critérios para definição das condições propostas foram:

1. Avaliar o efeito da utilização do metal de adição austenítico quando depositado no passe de raiz;
2. Avaliar o efeito do metal de adição austenítico aplicado sobre o chanfro da junta soldada, semelhante ao aplicado em procedimentos de reparo;
3. Avaliar o desempenho da junta soldada com deposição somente do metal de adição martensítico;
4. Identificar o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem.

A Tabela 6 apresenta um resumo das quatro condições propostas e as principais variáveis envolvidas:

Tabela 6: Resumo das variáveis das condições de estudo propostas

Condição	Metal Base	Metal de Adição			TTPS
		Raiz	Preenchimento	Amanteigamento	
1	ASTM 743 CA6NM	ER309LSi	ER410NiMo	Não	Sim
2		ER410NiMo	ER410NiMo	ER309LSi	Sim
3		ER410NiMo	ER410NiMo	Não	Sim
4		ER309LSi	ER410NiMo	Não	N.A

Fonte: O Autor

Os procedimentos utilizados para cada condição proposta neste estudo serão descritos detalhadamente a seguir.

3.2.3 Condição 1

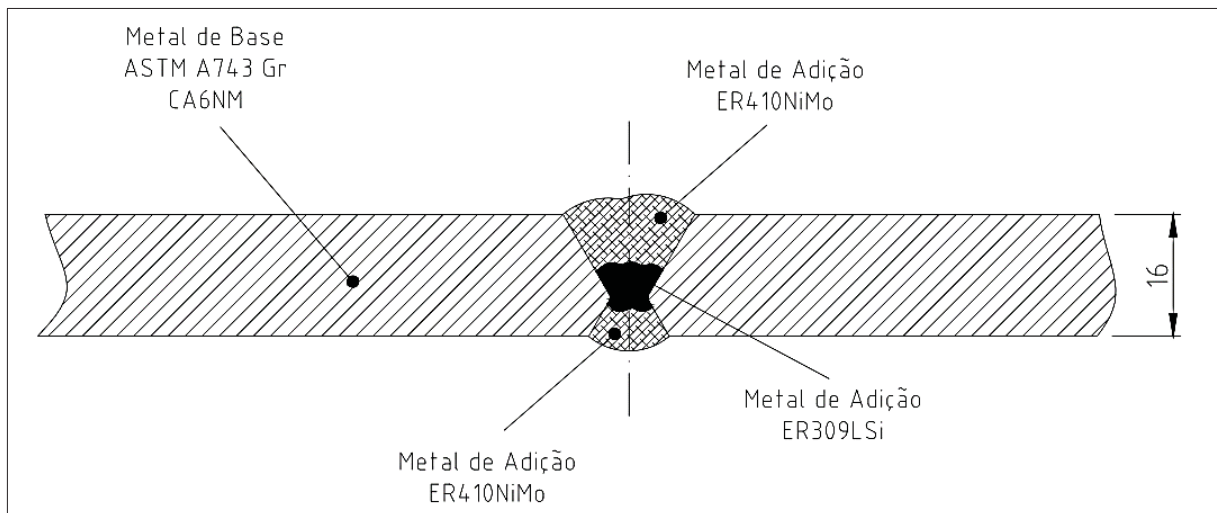
O procedimento realizado contemplou a soldagem de raiz com o arame da liga de aço inoxidável austenítico ER309L (Si) e o preenchimento com o arame da liga de aço inoxidável martensítico ER410NiMo. O processo de soldagem das amostras seguiu as seguintes etapas:

1. Pré-aquecimento entre 100 e 150°C;
2. Soldagem da raiz da junta com arame ER309L (Si);
3. Soldagem de preenchimento 1º lado da junta com arame ER410NiMo;

4. Abertura de raiz para soldagem do 2º lado;
5. Ensaio de líquido penetrante na abertura de raiz;
6. Soldagem de preenchimento 2º lado da junta com arame ER410NiMo;
7. Ensaio de líquido penetrante na junta soldada;
8. Tratamento térmico de recozimento subcrítico para alívio de tensões à 620°C;
9. Ensaio de líquido penetrante e partícula magnética na junta soldada.

A junta obtida é ilustrada na Figura 32.

Figura 32: Esquema da junta soldada conforme condição 01



Fonte: O Autor

Os parâmetros de soldagem estão descritos na Tabela 7:

Tabela 7: Parâmetros de soldagem da condição 01

Cobre-junta / Material	Cerâmico
Método de goivagem	Esmerilhamento
Processo de soldagem / Tipo	MIG - GMAW / Semiautomático
Tipo de junta	Topo "X"
Posição de soldagem	1G
Tipo de Corrente / Polaridade	Contínua / CC+
Modo de transferência	Spray
Corrente (A)	230 (ER309LSi)
	240 (ER410NiMo)
Tensão (V)	27,5
Gás de proteção	CO ₂ e Ar (WHITE MARTINS, STARGOLD PREMIUM)
Vazão do gás	15 L/min
Distância do bico / peça	20 mm
Diâmetro do bocal	16 mm
Largura máx. do passe	14mm
Temperatura de pré-aquecimento	100 ≤ 150
Temperatura entre passes	100 ≤ 150

Fonte: O autor

3.2.4 Condição 2

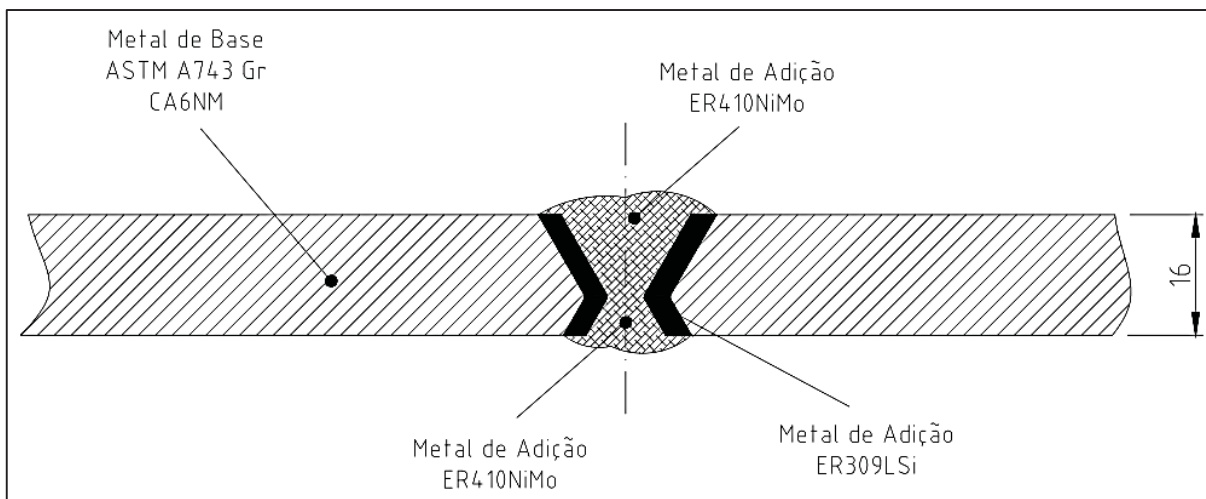
O procedimento realizado iniciou com uma soldagem de amateigamento dos chanfros com o arame da liga de aço inoxidável austenítico ER309L (Si) e o preenchimento da junta com o arame da liga de aço inoxidável martensítico ER410NiMo. O processo de soldagem das amostras seguiu as seguintes etapas:

1. Pré-aquecimento entre 100 e 150°C;
2. Soldagem de amateigamento completo do chanfro com arame ER309L (Si);
3. Montagem das chapas e preparação final da junta;
4. Soldagem de preenchimento 1º lado da junta com arame ER410NiMo;
5. Abertura da raiz para soldagem do 2º lado;
6. Ensaio de líquido penetrante na abertura de raiz;
7. Soldagem de preenchimento 2º lado da junta com arame ER410NiMo;
8. Ensaio de líquido penetrante na junta soldada;
9. Tratamento térmico de recozimento subcrítico para alívio de tensões a 620°C;

10. Ensaio de líquido penetrante e de partículas magnéticas na junta soldada

A junta obtida é ilustrada na Figura 33 e os parâmetros de soldagem na Tabela 8:

Figura 33: Junta soldada conforme condição 02



Fonte: O Autor

Tabela 8: Parâmetros de soldagem da condição 02

Cobre-junta / Material	Cerâmico
Método de goivagem	Esmerilhamento
Processo de soldagem / Tipo	MIG - GMAW / Semiautomático
Tipo de junta	Topo "X"
Posição de soldagem	1G
Tipo de Corrente / Polaridade	Contínua / CC+
Modo de transferência	Spray
Corrente (A)	140 (ER309LSi)
	240 (ER410NiMo)
Tensão (V)	23,5 (ER309LSi)
	27,5 (ER410NiMo)
Gás de proteção	CO ₂ e Ar (WHITE MARTINS, STARGOLD PREMIUM)
Vazão do gás	15 L/min
Distância do bico / peça	20 mm
Diâmetro do bocal	16 mm
Largura máx. do passe	14mm
Temperatura de pré-aquecimento	100 ≤ 150
Temperatura entre passes	100 ≤ 150

Fonte: O Autor

Alguns cuidados especiais foram tomados para garantir uma espessura de amateigamento de 3 mm homogênea. Primeiramente, as chapas foram posicionadas na mesa sem unir os dois lados da junta, de modo a facilitar o acesso para amateigamento do chanfro por completo, conforme Figura 34.

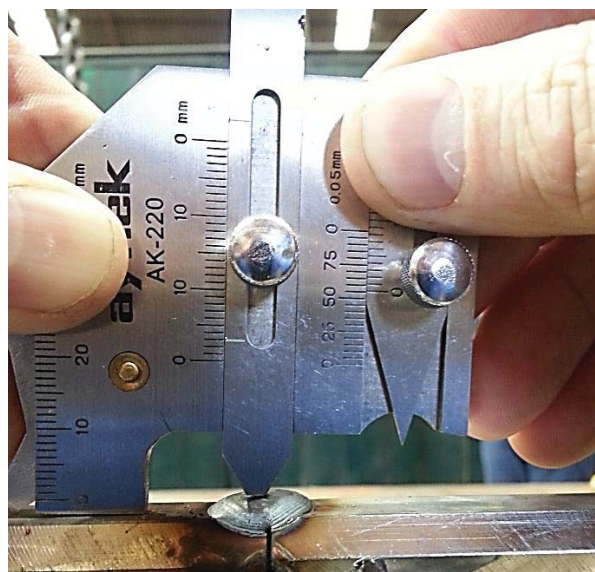
Figura 34: Chapas posicionadas para amateigamento do chanfro



Fonte: O Autor

Com as chapas posicionadas sobre a mesa, foram realizados alguns pontos de solda sobre o chanfro e mediu-se a altura destes, ajustando a altura até 3 mm por meio de esmerilhamento, conforme Figura 35. Estes pontos serviram de referência para o soldador controlar a altura dos cordões de solda de amateigamento.

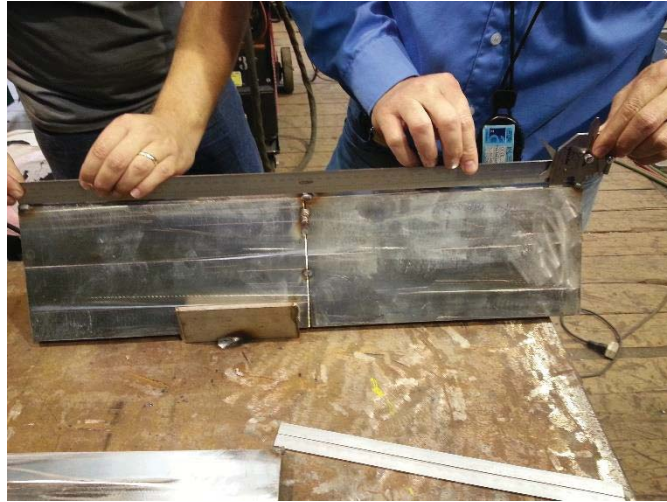
Figura 35: Referência para soldagem de amateigamento



Fonte: O Autor

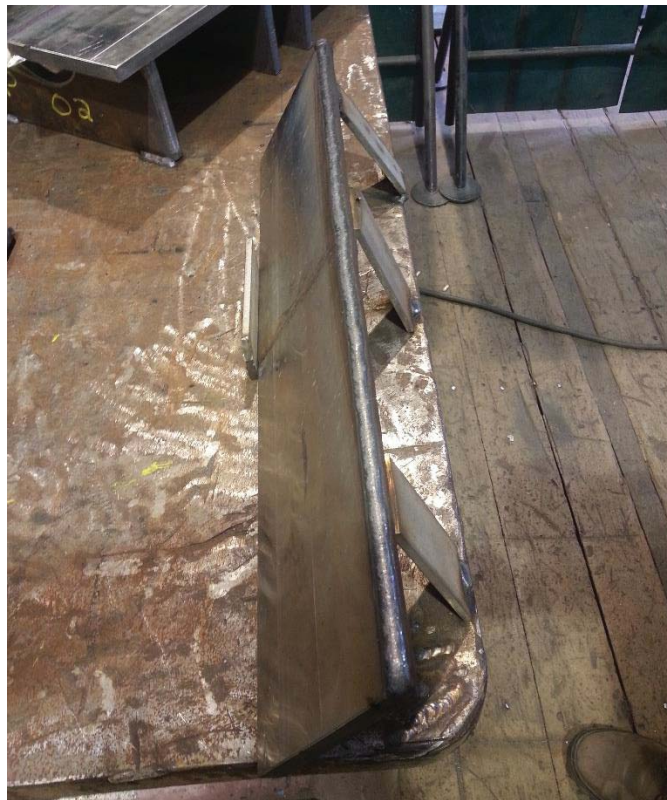
Com o auxílio de uma régua, o nivelamento dos pontos de referência foi conferido. (Figura 36) e posteriormente o amateigamento foi realizado (Figura 37).

Figura 36: Verificação dos pontos de referência



Fonte: O Autor

Figura 37: Amateigamento do chanfro



Fonte: O Autor

Após esta etapa, as chapas foram montadas e ajustadas. Neste processo, também foi utilizado o cobre junta cerâmico para realizar a soldagem de preenchimento com o arame ER410NiMo.

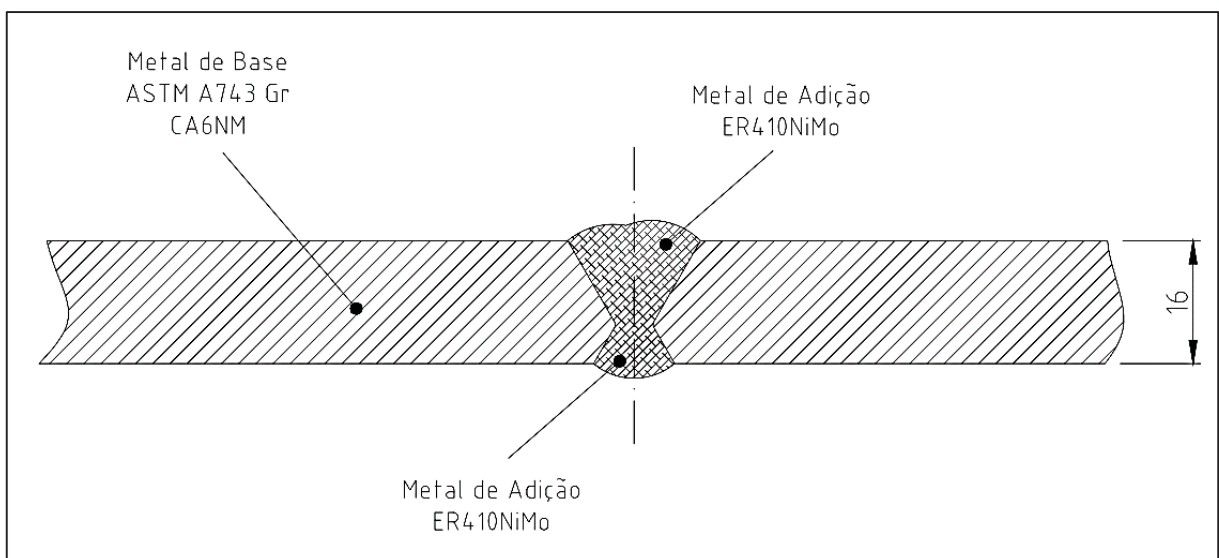
3.2.5 Condição 3

O procedimento consiste na soldagem de toda a junta com o arame da liga de aço inoxidável martensítico ER410NiMo. O processo de soldagem das amostras seguiu as seguintes etapas:

1. Pré-aquecimento entre 100 e 150°C;
2. Soldagem de preenchimento 1º lado da junta com arame ER410NiMo;
3. Abertura da raiz para soldagem do 2º lado;
4. Ensaio de líquido penetrante na abertura de raiz;
5. Soldagem de preenchimento 2º lado da junta com arame ER410NiMo;
6. Ensaio de líquido penetrante da junta soldada;
7. Tratamento térmico de recozimento subcrítico à 620°C para alívio de tensões;
8. Ensaio de líquido penetrante e partículas magnéticas da junta soldada.

A junta obtida é ilustrada na Figura 38 e os parâmetros de soldagem na Tabela 9:

Figura 38: Junta soldada conforme condição 03



Fonte: O Autor

Tabela 9: Parâmetros de soldagem da condição 03

Cobre-junta / Material	Cerâmico
Método de goivagem	Esmerilhamento
Processo de soldagem / Tipo	MIG - GMAW / Semiautomático
Tipo de junta	Topo "X"
Posição de soldagem	1G
Tipo de Corrente / Polaridade	Contínua / CC+
Modo de transferência	Spray
Corrente (A)	240 (ER410NiMo)
Tensão (V)	27,5 (ER410NiMo)
Gás de proteção	CO ₂ e Ar (WHITE MARTINS, STARGOLD PREMIUM)
Vazão do gás	15 L/min
Distância do bico / peça	20 mm
Diâmetro do bocal	16 mm
Largura máx. do passe	14mm
Temperatura de pré-aquecimento	100 ≤ 150
Temperatura entre passes	100 ≤ 150

Fonte: O Autor

3.2.6 Condição 4

Esse procedimento seguiu a mesma concepção e parâmetros da junta soldada da condição 01, com exceção do tratamento térmico de recozimento subcrítico a 620°C para alívio de tensões que foi eliminado a fim de avaliar o efeito deste no desempenho da junta.

3.2.7 Registros e certificados

Os registros de acompanhamento dos quatro procedimentos de soldagem bem como os certificados dos consumíveis utilizados na soldagem e nos ensaios descritos constam nos ANEXOS A.7 a A.15.

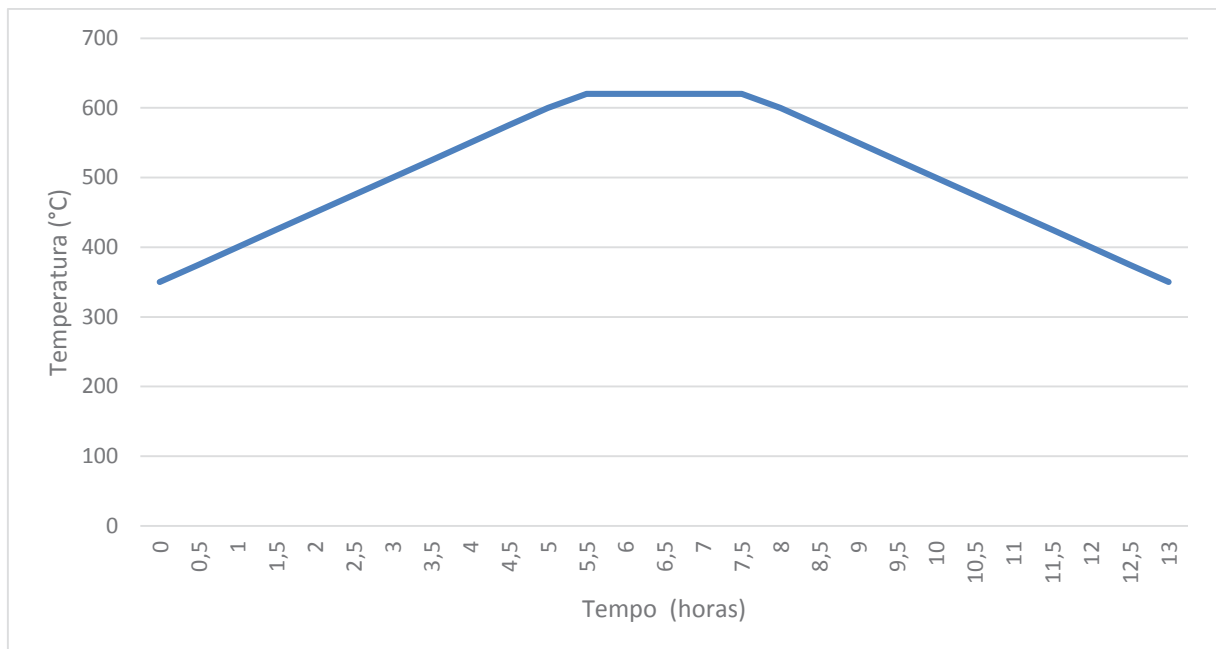
3.2.8 Tratamento térmico

O tratamento térmico pós-soldagem realizado nas condições 1, 2 e 3 foi um recozimento subcrítico para alívio de tensões, sendo que as chapas foram tratadas de uma única vez, eliminando assim possíveis variáveis. A taxa de aquecimento e de resfriamento foi de 50°C/h.

O ciclo de tratamento térmico adotado para os corpos de prova foi o mesmo praticado na fabricação de rotores pela a empresa HISA, buscando assim reproduzir a condição de fabricação real. A temperatura de patamar ficou em $620 \pm 10^\circ\text{C}$ durante 2 horas e o ciclo total durou aproximadamente 13 horas. O tratamento visa, principalmente, à redução das tensões residuais causadas pelo processo de soldagem melhorando as propriedades mecânicas da junta.

O gráfico do tratamento térmico está representado na Figura 39. Considera-se como tempo de ciclo do tratamento o intervalo total entre 350°C e 620°C no aquecimento e 620°C a 350°C no resfriamento.

Figura 39: Gráfico do recozimento subcrítico para alívio de tensões pós soldagem



Fonte: O Autor

O equipamento utilizado foi o forno da empresa HISA Grupo WEG. Trata-se de um forno a Gás Liquefeito de Petróleo (GLP). O forno possui dois termopares que permanecem fixados nas peças no interior do forno para monitorar a temperatura durante o tratamento. Além disso, o forno possui um registrador gráfico de temperatura onde é registrado todo o ciclo do tratamento. O registro do tratamento térmico realizado, os certificados dos termopares e do registrador gráfico constam nos ANEXOS de A.16 a A.20.

3.3 Usinagem e corte dos corpos de prova

Após a soldagem e tratamento térmico das chapas, estas foram usinadas na espessura por intermédio do processo de fresamento nas regiões necessárias, de acordo com os corpos de prova a serem removidos. A remoção dos corpos de prova das chapas foi realizada por meio de corte à água a fim de evitar o efeito térmico causado por outros tipos de processos de corte. O plano de corte das chapas consta na Figura 88 do Apêndice.

3.4 Ensaio de análise química

Para análise da composição química do material de base ASTM 743 CA-6NM, foi utilizado um espectrômetro de energia dispersiva de raios-x (EDS) da marca OXFORD INSTRUMENTS, disponível no laboratório de materiais da Universidade de Passo Fundo (UPF).

3.5 Análises macroscópicas e microscópicas

Para o registro e análise das imagens ópticas, foi utilizado um estereomicroscópio binocular, da marca ZEISS, modelo STEMI 2000-C com aumento de 6,5 a 50x.

A documentação microscópica com os reagentes Villela's e Beraha ocorreu por meio de um microscópio óptico da marca ZEISS, modelo Axio Scope A1, com capacidade de aumento de 50 a 1000X e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) TESCAN modelo VEGA LM3, com capacidade de ampliações na ordem de 300000X, ambos da UPF.

A análise microscópica para avaliar a presença de ferrita delta foi realizada no Instituto Lactec em Curitiba PR. O ataque foi realizado utilizando o reagente sulfúrico e uma fonte elétrica. As imagens foram obtidas por intermédio de um microscópio óptico da marca Olympus, modelo BX 51, com capacidade de aumento de 50 a 1000X.

Os reagentes utilizados para revelar a microestrutura estão listados na Tabela 10:

Tabela 10: Reagentes

Reagente	Fórmula	Tempo de Ataque	Objetivo
Villela's	100 ml – Álcool Etílico (95%) 5 ml – HCL (Ácido Clorídrico) 1 g – Ácido Pícrico	Imersão de 30 a 40s com agitação	Revela a microestrutura em preto e branco
Beraha Modificado	80 ml – Água Destilada 20 ml - HCL (Ácido Clorídrico) 1 g – Metabissulfito de Potássio 0,2 g – Bifluoreto de Amônio	Imersão de 15 a 25s	Revela a ferrita acicular em tons de azul claro ou cinza, a martensita em marrom 67 queimado e a austenita em branco
Sulfúrico	20 ml H ₂ SO ₄ 0,01g NH ₄ CNS 80 ml H ₂ O	Ataque eletrolítico a 4V por 20s	Revela a ferrita-delta mas não a martensita

Fonte: Metals Handbook, Volume 9, Metallography and Microstructures (1998)

3.6 Ensaios de microdureza Vickers

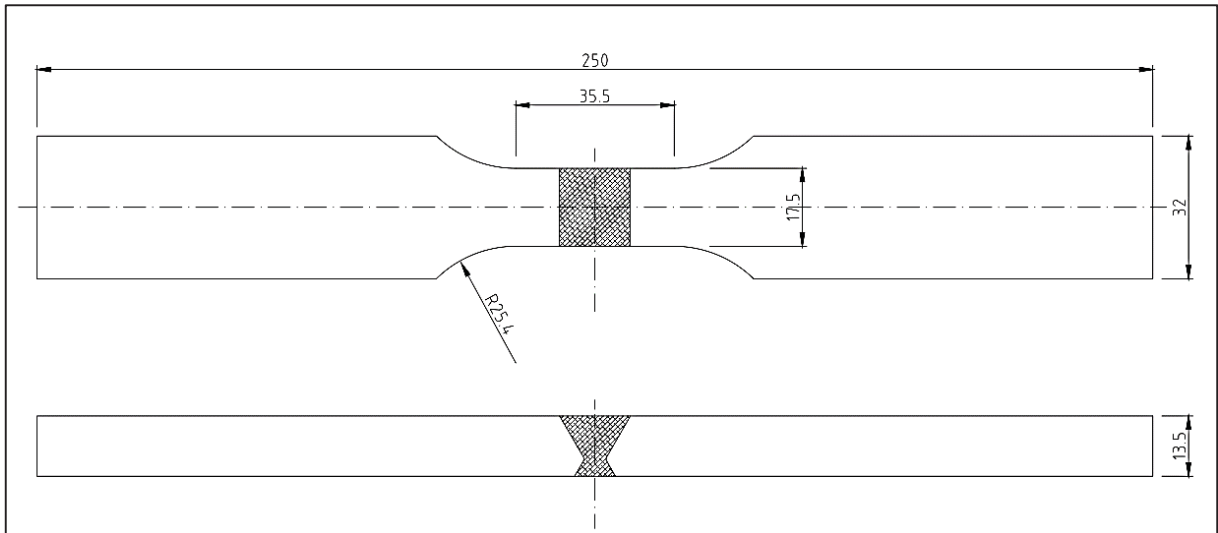
As medições de microdureza foram realizadas conforme a norma ASTM E384 (1999) e obtidas por meio de um microdurômetro da marca SHIMADZU, modelo HVM-G 20ST. A carga aplicada foi de 300 gf com uma distância de 0,4 mm entre os pontos de medição. O ensaio foi realizado no laboratório de ensaios mecânicos da UPF.

3.7 Ensaios de tração

Os corpos de prova foram fabricados conforme a norma ASME IX (2013), QW 462.1(a) (Figura 40). Ao todo foram fabricados 4 corpos de prova de cada condição, sendo 03 para os ensaios iniciais e 01 de reserva. Seguindo as orientações da norma, após a soldagem as chapas foram fresadas removendo o reforço da solda e eliminado o desalinhamento nas faces da chapa, atingindo a medida final de 13,5mm na espessura. A forma geométrica dos corpos de prova foi obtida no corte a água e posteriormente todo o contorno foi fresado para atingir as medidas finais.

Esse foi o primeiro ensaio realizado, a fim de avaliar a qualidade das juntas soldadas, bem como servir de base para os parâmetros do ensaio de fadiga.

Figura 40: Corpo de Prova de Tração Norma ASME IX QW462.1



Fonte: O Autor

Os ensaios foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos da Universidade do Oeste de Santa Catarina, UNOESC. O equipamento utilizado foi uma Máquina Universal de Ensaio, fabricada pela EMIC, com capacidade de ensaio para 300 KN. O equipamento possuía o certificado de calibração n° 645/15, realizado pela própria EMIC em 09-12-2015, conforme Figura 90 do Apêndice.

3.8 Ensaios de dobramento lateral transversal a solda

O ensaio de dobramento lateral transversal é um ensaio requerido na qualificação de procedimentos de soldagem. Os corpos de prova (Figura 41) foram fabricados seguindo as recomendações conforme a Norma ASME IX 2013, QW-161 e QW-161.1. Para este ensaio, a largura do corpo de prova é a espessura da chapa soldada, no presente trabalho a largura do corpo de prova foi mantida em 16 mm, removendo somente o reforço da solda. Já, a espessura do corpo de prova foi definida conforme a figura QW-466.1 na norma ASME IX, onde para materiais com percentual de alongamento entre 3% e 20%, deve-se calcular a espessura do corpo de prova conforme a formula a seguir:

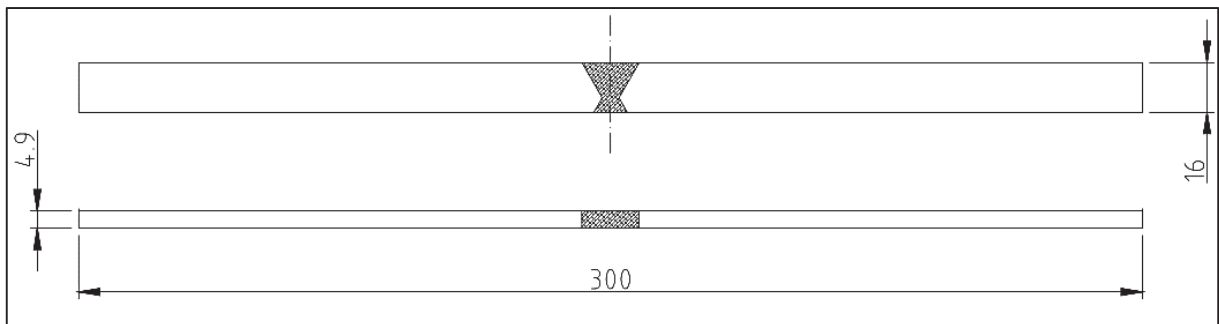
$$t = \frac{A \times (\% \text{ alongamento})}{[100 - (\% \text{ alongamento})]}$$

Onde:

- t = espessura;
- A = diâmetro do cutelo (adotado 28 mm);
- % alongamento = percentual de alongamento do material de base (adotado 15% conforme norma ASTM 743 Grau CA6NM).

A espessura obtida por meio do cálculo anteriormente descrito e adotada para a fabricação foi de 4,94 mm. A folga entre o cutelo e o gabarito adotada foi de 1,5 mm para cada lado, respeitando a norma já citada. Foram realizados 04 ensaios para condição de estudo.

Figura 41: Corpo de Prova para Ensaio de Dobramento



Fonte: O Autor

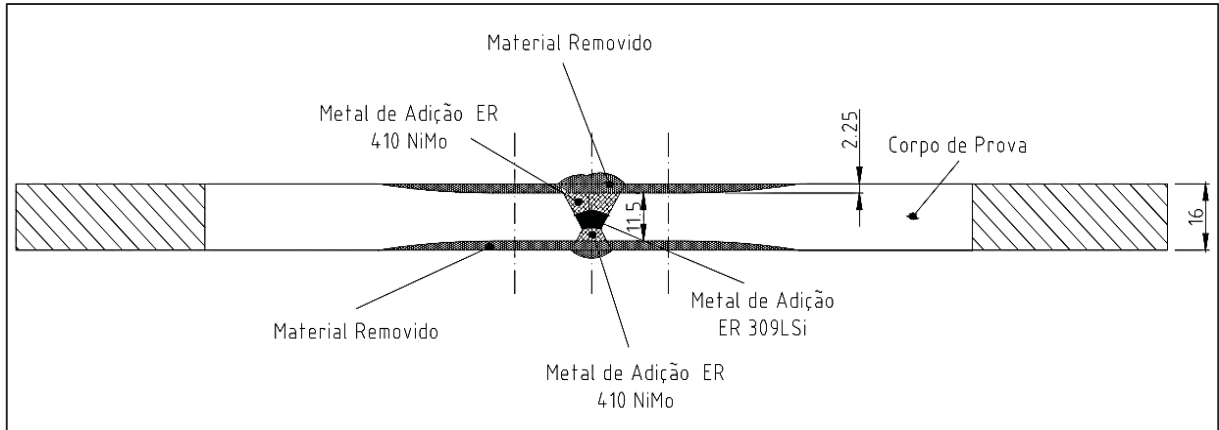
Os ensaios foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos da Universidade de Passo Fundo, UPF. O equipamento utilizado foi uma Máquina Universal de Ensaio, fabricada pela SCHENK do Brasil, com capacidade de ensaio para 200KN. O equipamento possuía o certificado de calibração n° 38.53.15, realizado pela PANANTEC ATMI em 17/06/15, conforme Figura 92 do Apêndice.

3.9 Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados seguindo as orientações da norma ASTM E466 (1996). Em função da capacidade da máquina utilizada nos ensaios, foi definido utilizar a seção lateral da chapa soldada como a largura dos corpos de prova, pois seria necessária uma redução de espessura considerável para utilizar a face da solda como a largura do corpo de prova, o que

descaracterizaria a solda das condições de estudo e, conseqüentemente, alterando os resultados. A Figura 42 ilustra a análise que foi feita para definir a forma construtiva dos corpos de prova, onde foi previsto somente a remoção de material necessário para criar a área reduzida.

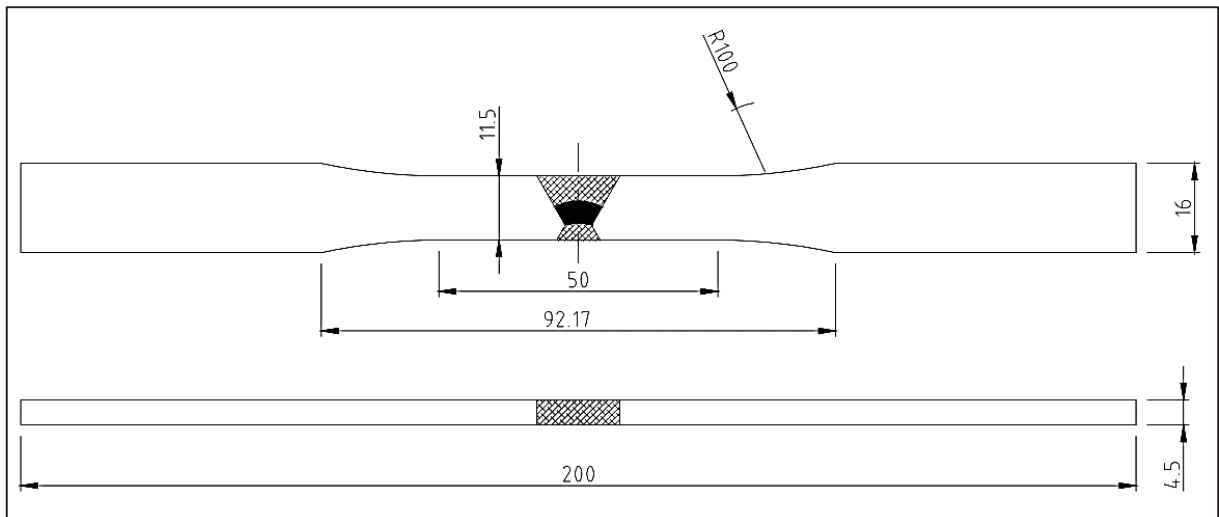
Figura 42: Análise do Corpo de Prova de Fadiga



Fonte: O Autor

As dimensões finais dos corpos de prova estão indicadas na Figura 43, sendo que os mesmos foram totalmente usinados e polidos, atendendo à especificação prevista na norma.

Figura 43: Corpo de Prova para Ensaio de Fadiga



Fonte: O Autor

Os parâmetros para o ensaio foram definidos com base em informações concedidas pelo Departamento de Engenharia de Desenvolvimento da empresa HISA Grupo WEG. No presente trabalho, optou-se por utilizar os parâmetros utilizados no cálculo da vida em fadiga para as condições de cargas extremas durante o trabalho dos rotores, ou seja, paradas bruscas e o

disparo em rotações acima do nominal. As tensões consideradas para as condições normais em trabalho não foram utilizadas, uma vez que provavelmente atingiriam uma vida infinita, impossibilitando uma análise comparativa. Os parâmetros de ensaios estão indicados na Tabela 11:

Tabela 11: Parâmetros Ensaio de Fadiga

Tensão (MPa)	Força (kg)	Frequência	Número de Ciclos Esperado (mínimo)
380	2000	10Hz	14768

Fonte: O Autor

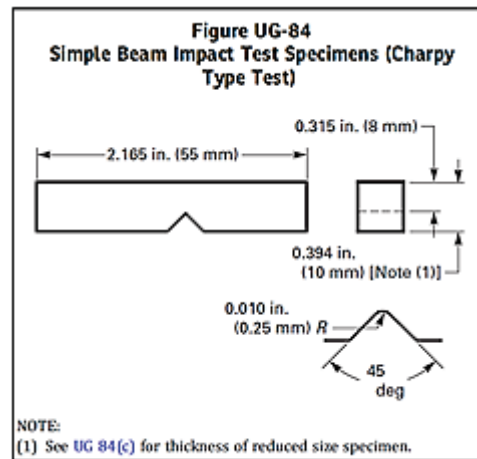
A tensão utilizada corresponde a 50% do limite de resistência do material de base. O ensaio foi realizado somente com cargas de tração, sendo que o ciclo iniciava com uma tensão nula até atingir o limite de 380 MPa e, posteriormente, retornava à tensão 0.

Os ensaios foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos da Universidade de Passo Fundo, UPF. O equipamento utilizado foi uma Máquina de Ensaio Universal, fabricada pela SHIMADZU, modelo EHF-EB100kN-20L com acionamento hidráulico e capacidade de ensaio para 100KN.

3.10 Ensaio de Tenacidade ao Impacto

Para os ensaios de tenacidade ao impacto, foi adotado o corpo de prova Charpy com entalhe em V e foi realizado conforme as orientações das normas (2013), UG-84 e ASTM E-23-07^a (Figura 44). O critério utilizado para selecionar este ensaio, levou em consideração a condição de trabalho dos rotores Francis, que estão submetidos a frequentes impactos causados por sólidos presentes no fluxo hidráulico da turbina.

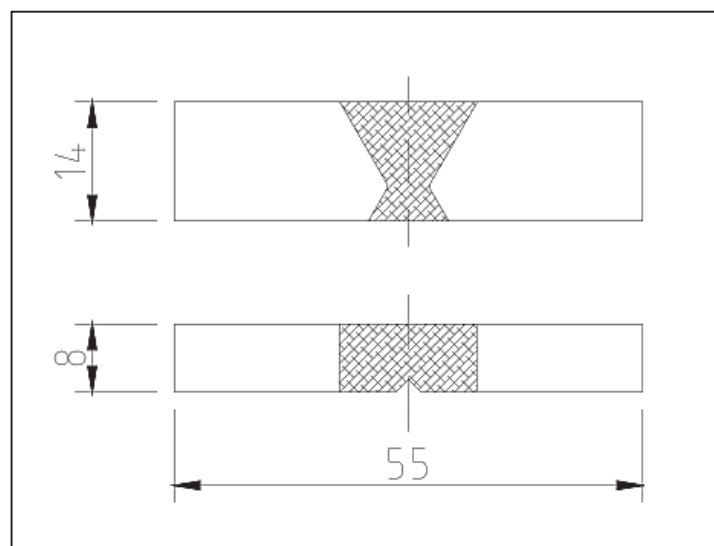
Figura 44: Dimensões corpo de prova Charpy Entalhe V conforme norma ASME VIII 2013, DIV.01, UG-84



Fonte: ASME VIII 2013, DIV.01, UG-84.

No presente trabalho, as dimensões da seção dos corpos de prova foram adaptadas em relação às normas citadas. Em função de irregularidades na superfície de corte, foi necessário usinar a espessura para a medida de 8 mm. Já, a altura da seção foi definida como 14 mm removendo somente 1 mm de cada lado para retirar o reforço da solda, desta forma foi possível manter o máximo da seção transversal da solda e evitar a descaracterização das condições de estudo (Figura 45).

Figura 45: Dimensões corpo de prova Charpy modificado



Fonte: O Autor

Como a espessura do corpo de prova na região do entalhe foi reduzida, a profundidade do entalhe foi definida como 1,5 mm, conforme indicado a norma (2001), seção A3.1, respeitando o valor de 80% da espessura total. Os ensaios foram realizados na temperatura de 0°, condição

extrema de trabalho para turbinas. Os entalhes foram posicionados no centro da solda e na zona térmica afetada, sendo ensaiadas três amostras para cada posição de entalhe de cada condição de estudo.

O equipamento utilizado é de origem alemã, da marca VEB, com pêndulo de 19,96 kg, raio de 790 mm e capacidade para ensaios de até 300J. O certificado de calibração da mesma consta no Apêndice, conforme Figura 94. Vale lembrar de que os ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos da UPF.

3.11 Análise estatística

A análise estatística dos experimentos foi realizada por meio do programa estatístico Minitab® 17, aplicando a análise de variância (ANOVA) com o método de Tukey.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise química

Os resultados da análise química de quatro amostras do material de base foram comparados com a especificação da norma ASTM A 743-06 e com os valores informados no certificado do fornecedor, conforme Tabela 12. Verificou-se que o desvio padrão das amostras foi baixo, e que todos os percentuais estavam dentro do especificado, exceto os de P e Cr que apresentaram divergências em relação à norma.

Tabela 12: Análise química do material de base

Referência	C		Mn		Si		P		S		Cr		Ni		Mo	
	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
<i>Norma ASTM A743</i>	-	0,06	-	1,00	-	1,00	-	0,04	-	0,03	11,50	14,00	3,50	4,50	0,40	1,00
<i>Certificado</i>	-	0,04	-	0,77	-	0,85	-	0,03	-	0,001	-	13,65	-	3,99	-	0,57
<i>Amostra 01</i>	0,038	0,043	0,873	0,943	0,645	0,663	0,037	0,040	0,004	0,005	14,50	14,70	3,830	3,880	0,591	0,619
<i>Amostra 02</i>	0,061	0,070	0,873	0,877	0,659	0,665	0,043	0,045	0,006	0,007	14,40	14,50	3,830	3,940	0,582	0,648
<i>Amostra 03</i>	0,038	0,039	0,889	0,897	0,653	0,660	0,038	0,043	0,005	0,005	14,60	14,60	3,780	3,940	0,596	0,638
<i>Amostra 04</i>	0,036	0,041	0,882	0,887	0,647	0,662	0,040	0,043	0,005	0,005	14,60	15,10	3,880	3,930	0,598	0,609
<i>Média</i>	0,043	0,048	0,879	0,901	0,651	0,663	0,040	0,043	0,005	0,005	14,53	14,73	3,830	3,923	0,592	0,629
<i>Desvio Padrão</i>	0,012	0,014	0,008	0,029	0,006	0,002	0,003	0,002	0,001	0,001	0,096	0,263	0,041	0,029	0,007	0,018

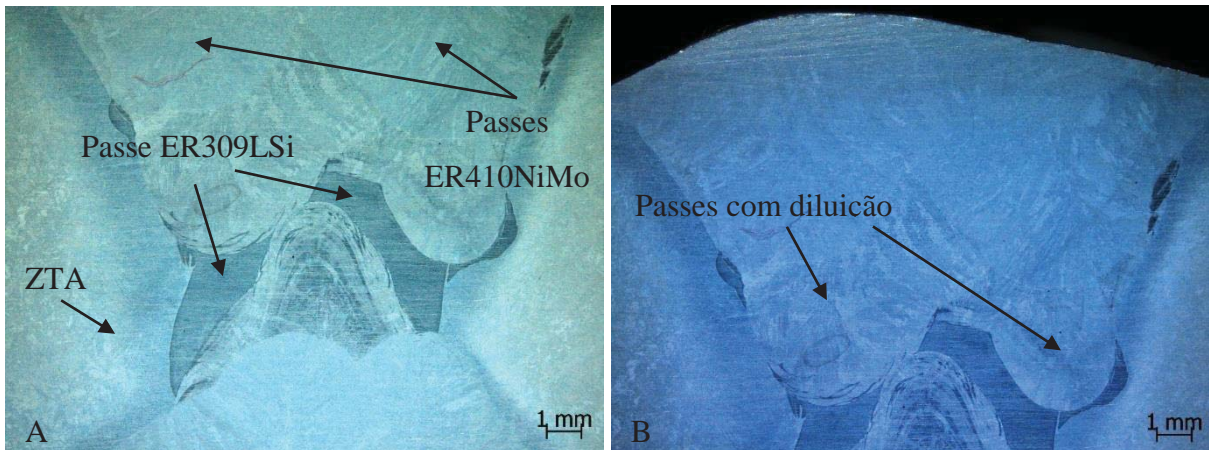
Fonte: O Autor

4.2 Análise macrográfica

Por meio da análise macrográfica, foi possível analisar a formação da junta soldada, sendo constatado que em todas as amostras houve penetração total da solda, presença da zona termicamente afetada (ZTA) e a formação de linhas em forma de colar que separam as camadas de solda e que possibilitam a identificação da sequência de passes. Outro ponto observado é que não foram encontradas falhas como poros, trincas e falta de fusão em nenhuma das amostras analisadas.

A Figura 46 apresenta a macrografia referente à condição 1, onde é possível identificar o metal de adição austenítico ER309L no centro da solda, bem como os passes subsequentes com o metal de adição martensítico ER410NiMo, sendo que os primeiros passes deste último foram diluídos com o passe de raiz do metal de adição austenítico.

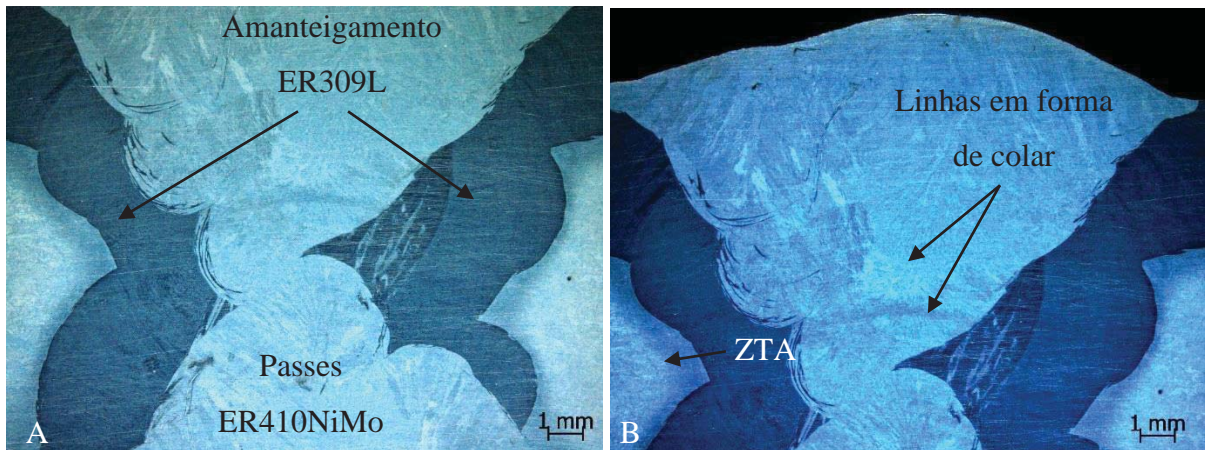
Figura 46: Macrografia do centro da junta soldada na condição 1, (A) região central e (B) região superior



Fonte: O Autor

Na condição 2, foi constatado que o amanteigamento com metal de adição austenítico ER309L realizado no chanfro da junta atingiu o objetivo criar uma camada que separa o metal de base do metal de adição martensítico ER410NiMo. É possível identificar, também, uma diluição nos passes do metal de adição martensítico que foram depositados sob os passes do metal de adição austenítico, bem como a formação de linhas em forma de colar entre os passes martensíticos (Figura 47).

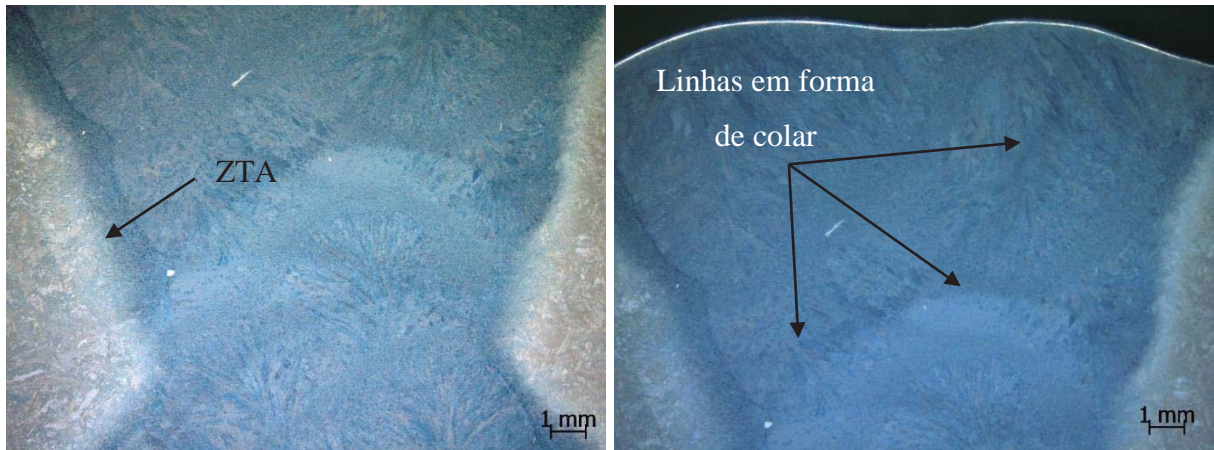
Figura 47: Macrografia do centro da junta soldada na condição 2, (A) região central e (B) região superior



Fonte: O Autor

A formação das linhas em forma de colar na condição 3 é mais evidente do que nas demais condições devido ao maior número de passes do metal de adição martensítico ER410NiMo, conforme pode ser observado na Figura 48.

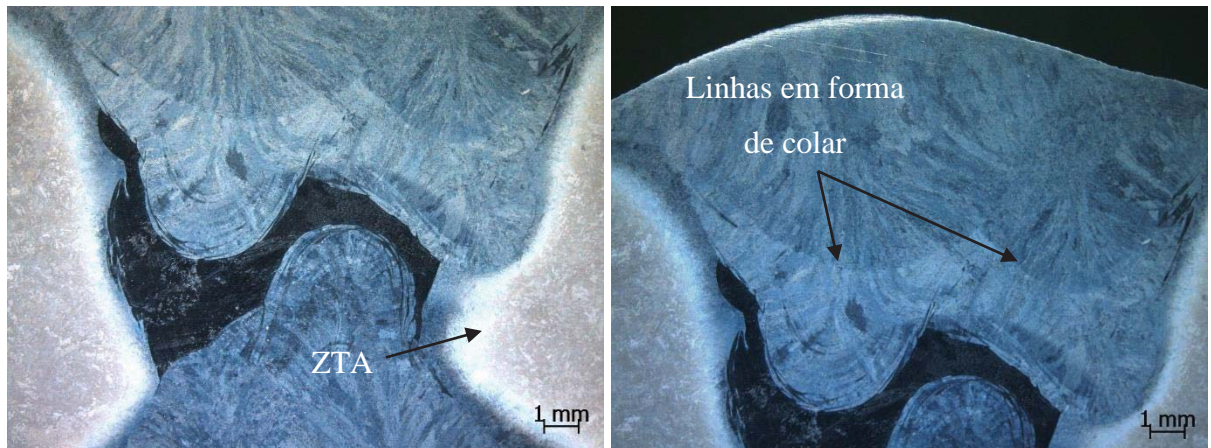
Figura 48: Macrografia do centro da junta soldada na condição 3, (A) região central e (B) região superior



Fonte: O Autor

Para a condição 4, os mesmos resultados encontrados nas demais condições foram observados, com uma significativa diferença na tonalidade do material e um maior realce da ZTA que podem ser observadas na Figura 49, o que pode estar relacionado com o estado de tensões da microestrutura, pois esta condição não foi submetida ao tratamento térmico de recozimento subcrítico após a soldagem.

Figura 49: Macrografia do centro da junta soldada na condição 4, (A) região central e (B) região superior



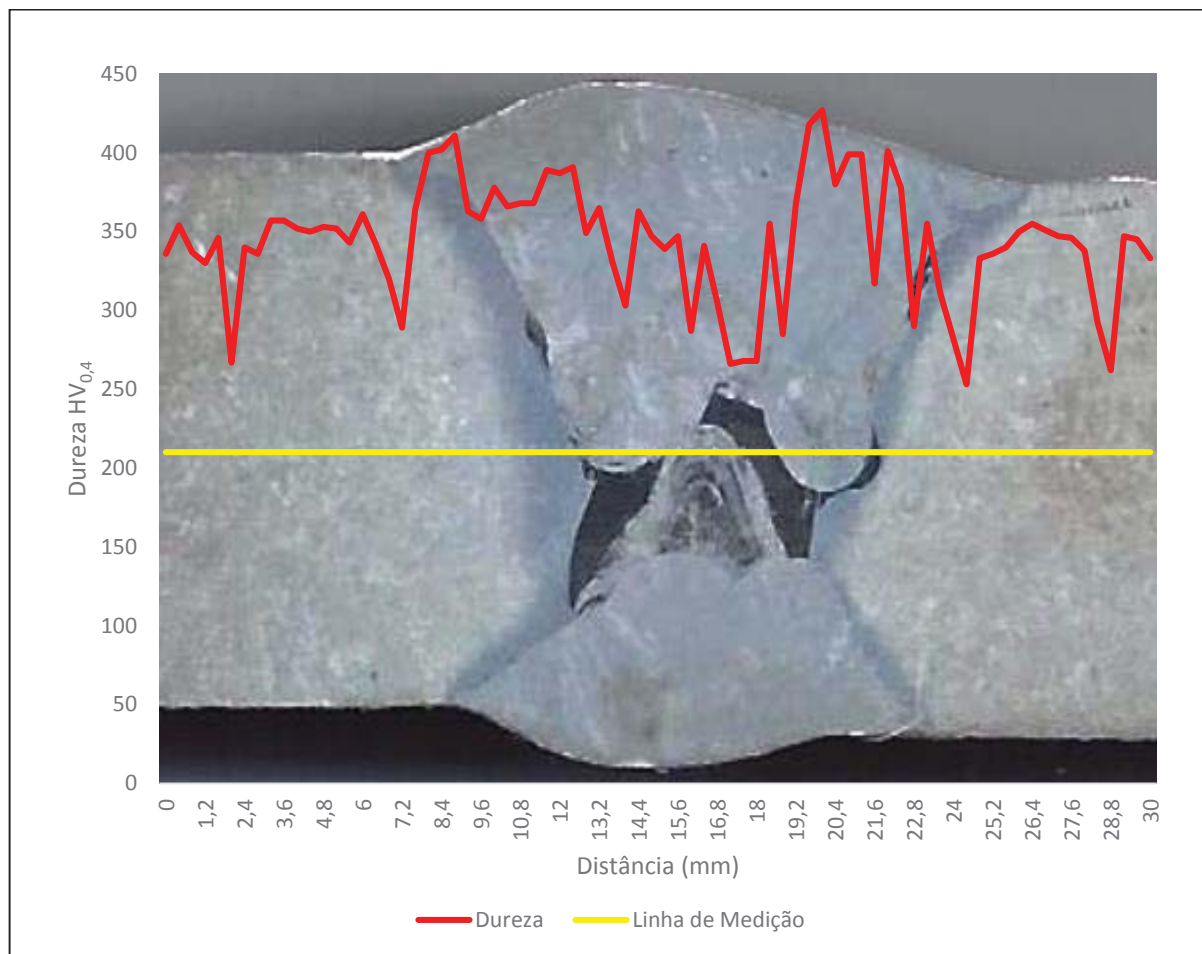
Fonte: O Autor

4.3 Microdureza Vickers

Por intermédio da medição do perfil de microdureza, foi possível avaliar e comparar os valores de dureza no metal de base, na ZTA e do metal de adição para as diferentes condições de estudo. A Figura 50 apresenta o perfil de microdureza da condição 1, onde a linha amarela

representa a linha dos pontos de medição. Pode-se observar o aumento da dureza na região da ZTA em relação ao metal de base, chegando a valores acima de 400 HV_{0,4}. No metal de adição, ocorre uma pequena redução da dureza nos passes martensíticos diluídos com o passe de raiz austenítico e uma significativa redução nas regiões do metal de adição austenítico, chegando a valores de 268 HV_{0,4}. Estes resultados já eram esperados, visto que o aço inoxidável austenítico possui uma dureza menor que o aço martensítico.

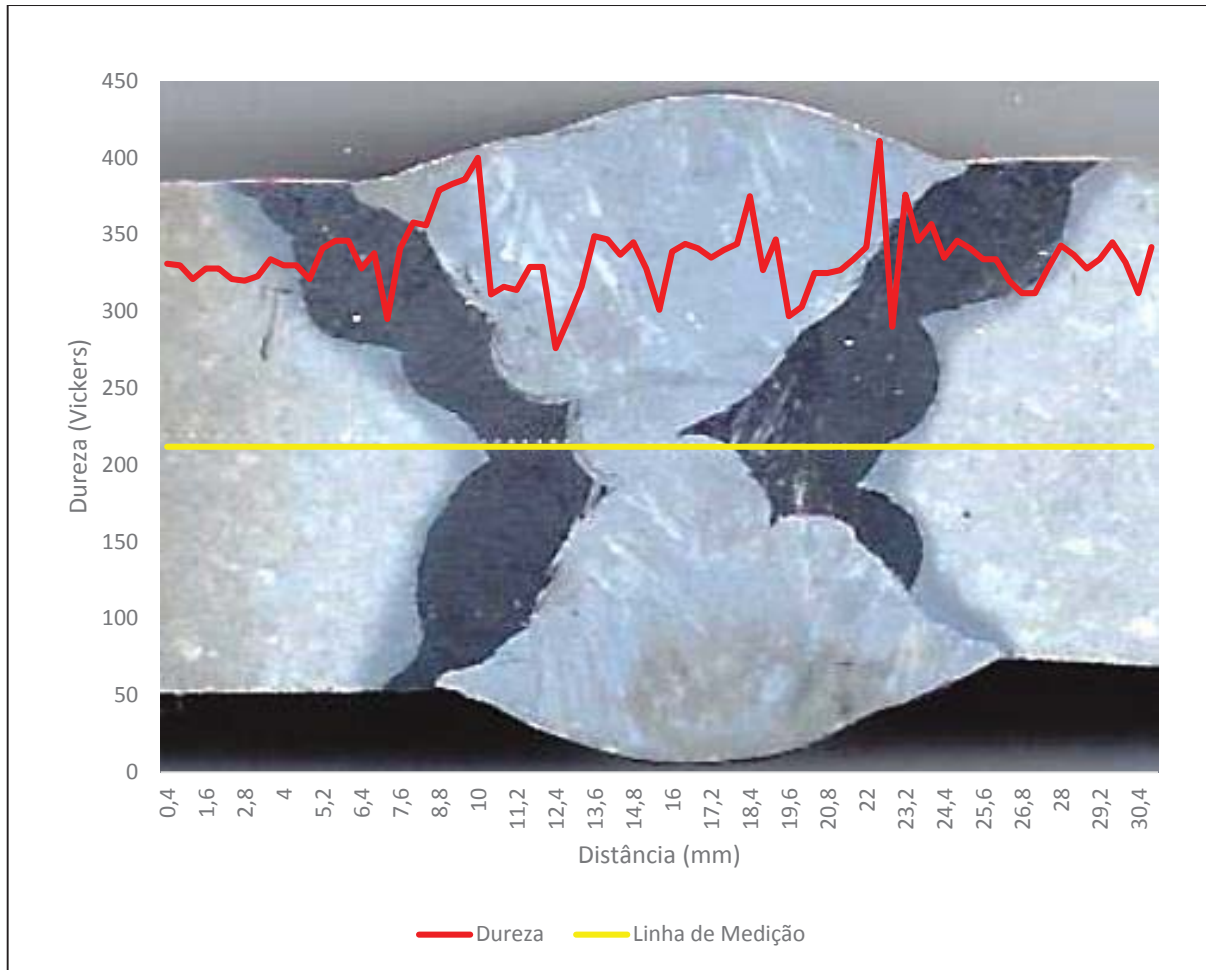
Figura 50: Perfil de microdureza condição 1



Fonte: O Autor

A Figura 51 apresenta os valores obtidos para a condição 2, o comportamento foi semelhante ao da primeira condição, com um aumento da dureza na ZTA e uma redução na região da junta com amantecimento do metal de adição austenítico, bem como nos passes diluídos entre o metal de adição martensítico e o austenítico.

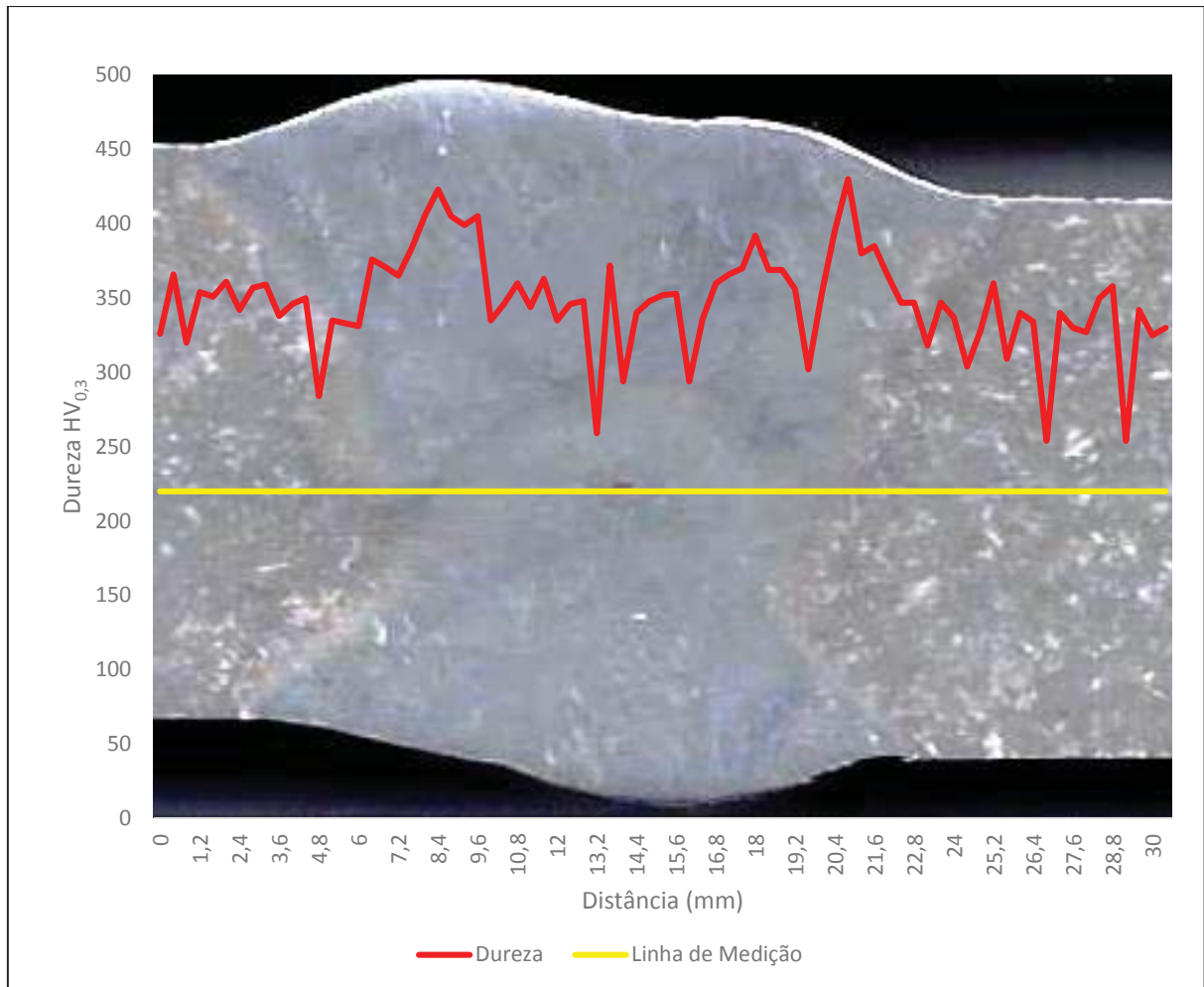
Figura 51: Perfil de microdureza condição 2



Fonte: O Autor

O perfil de microdureza da condição 3, em comparação com as condições 1 e 2, revela valores de dureza maiores tanto na ZTA quanto metal de adição, o que se deve ao fato desta condição apresentar somente o metal de adição martensítico que por si só já possui uma dureza mais elevada. Além disso, a energia do processo de soldagem é maior, aumentando também o tamanho da ZTA e os valores de dureza nesta região, conforme pode ser constatado na Figura 52.

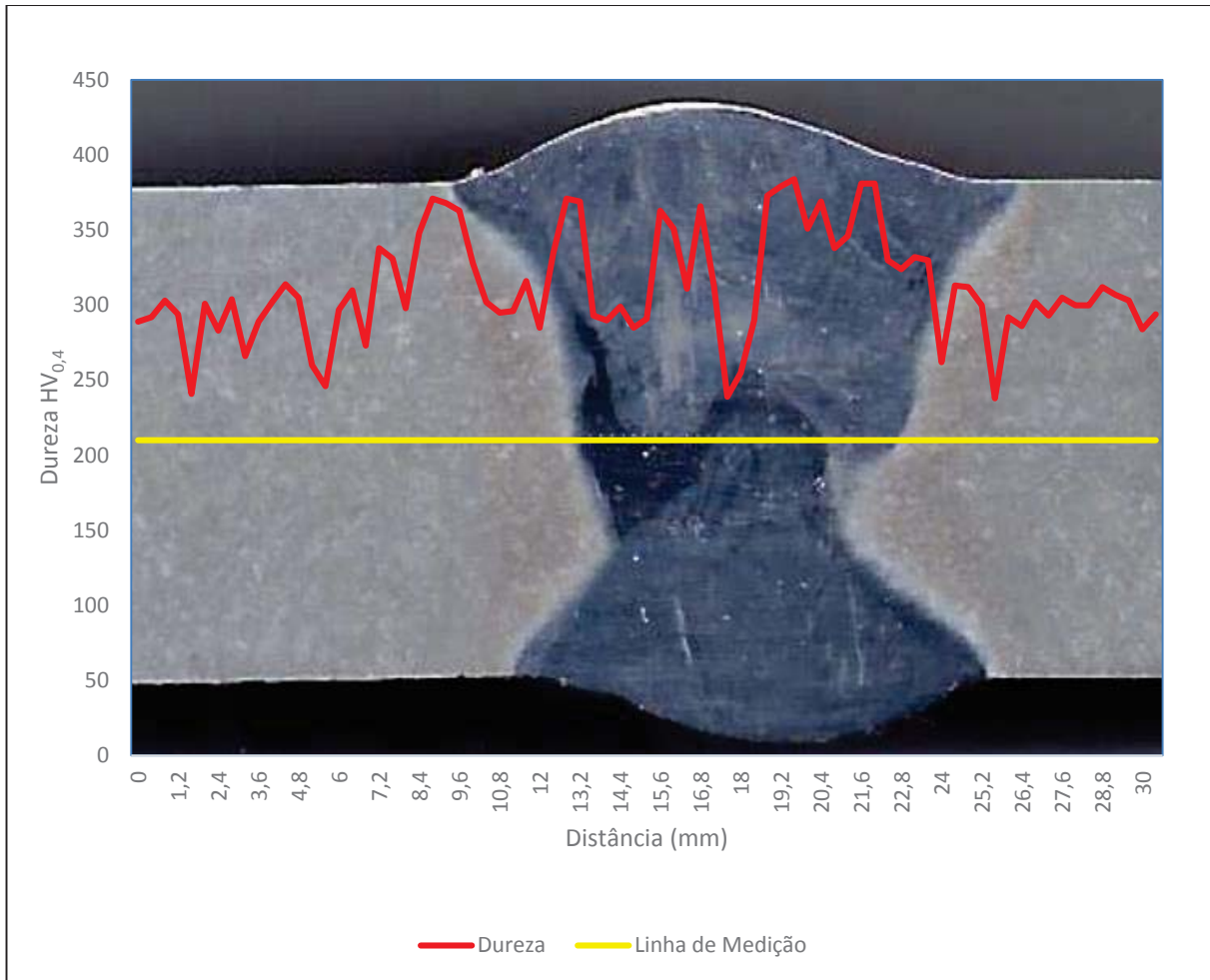
Figura 52: Perfil de microdureza condição 3



Fonte: O Autor

Na condição 4, a ausência do tratamento térmico ocasionou maiores valores de dureza no metal de adição em comparação à condição 1 que possui a mesma concepção da junta soldada, porém com tratamento térmico após a soldagem. Conforme pode ser verificado na Figura 53 vários pontos do metal de adição chegaram a valores próximos de 400 HV_{0,4}, enquanto que na condição 1 estes pontos foram isolados. Já a ZTA não apresentou diferenças significativas em relação à condição com tratamento. Estes resultados revelam que o tratamento térmico após a soldagem contribui significativamente para reduzir a tensões residuais do processo de soldagem.

Figura 53: Perfil de microdureza condição 4



Fonte: O Autor

4.4 Micrografia

Os ensaios metalográficos foram realizados a fim de observar a condição do material de base, as alterações na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) e a microestrutura do metal de adição.

4.4.1 Material de base

A análise micrográfica do material base é para ambas as condições relevou uma estrutura martensítica em placas que se cruzam formando uma estrutura martensítica complexa em rede, conforme pode ser observado na Figura 54. Observa-se, também, a precipitação de carbonetos entre as placas de martensita, estrutura típica deste material fundido após o processo de tempera e revenimento.

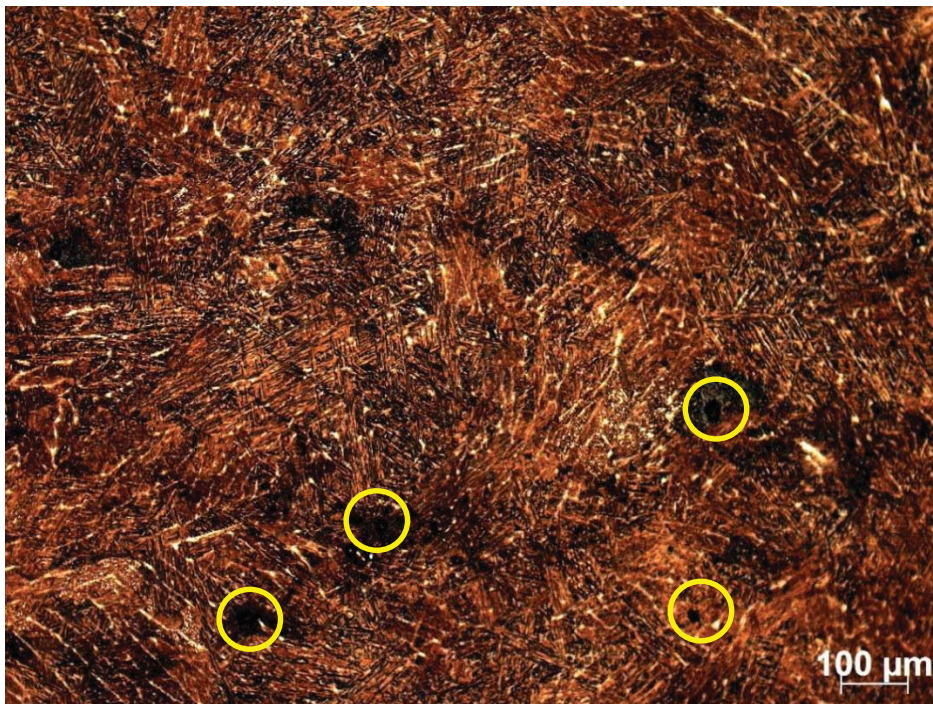
Figura 54: Micrografia metal de base condição 1 (ataque Villela's, aumento 100X)



Fonte: O Autor

A presença de inclusões de sulfetos e óxidos resultantes do processo de fundição também é observada, conforme indicado nos círculos em amarelo da Figura 55 (DE PAULA, 2007).

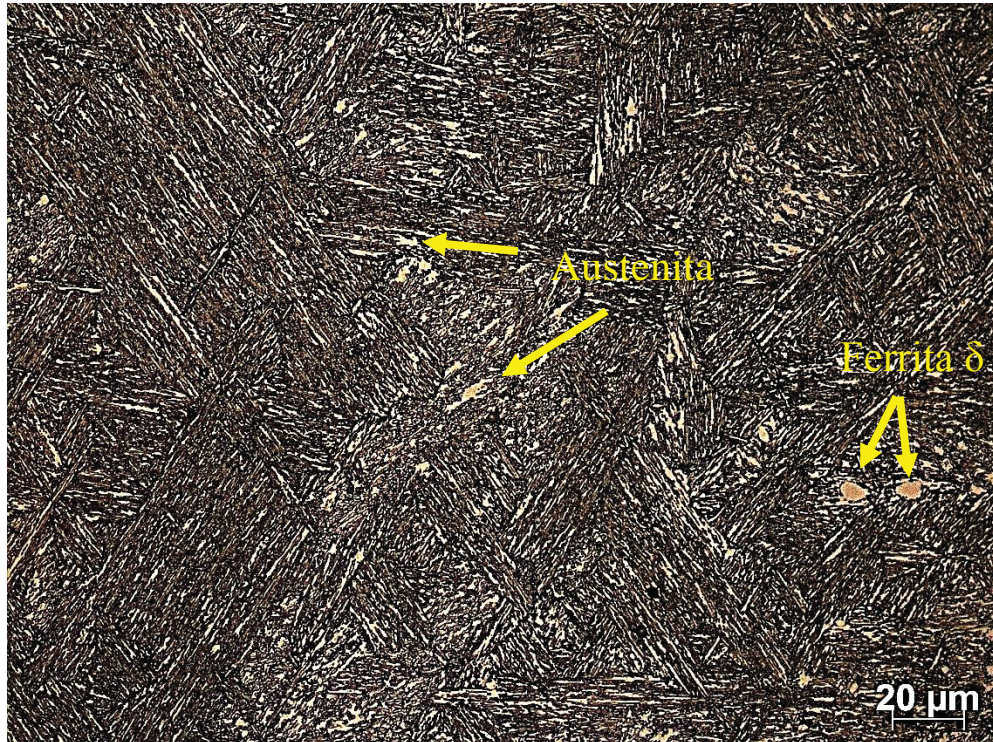
Figura 55: Micrografia metal de base condição 2 (ataque Villela's, aumento 100X)



Fonte: O Autor

A estrutura constituída de martensita em ripas que se cruzam torna-se ainda mais evidente na Figura 56, onde o aumento foi de 500 vezes. A presença de ferrita δ e austenita retida revela que as taxas de resfriamento da tempera no processo de fabricação do fundido não permitiram a dissolução completa destas fases, permanecendo na microestrutura final em pequenas quantidades.

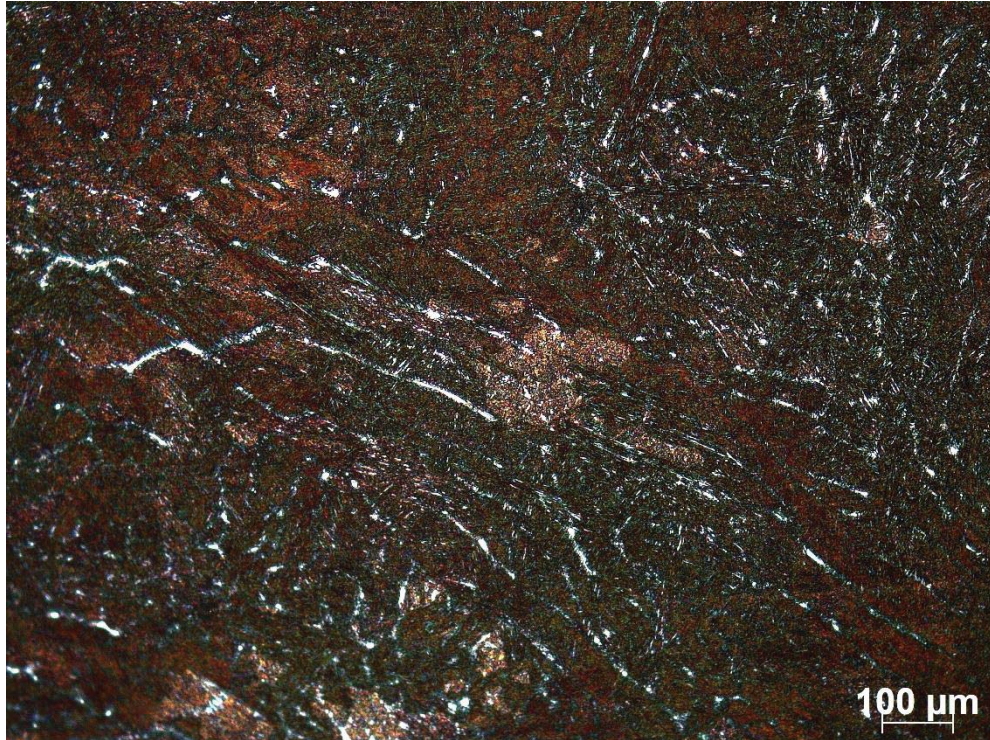
Figura 56: Micrografia do metal de base condição 3 (ataque Villela's, aumento 500X)



Fonte: O Autor

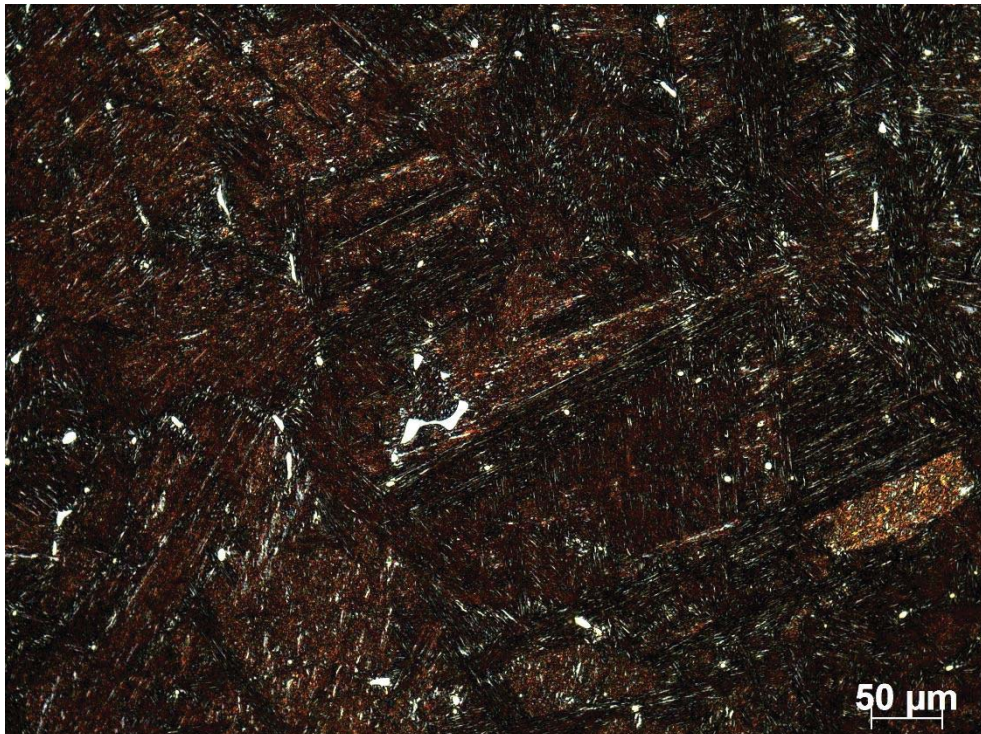
O aço fundido CA6NM possui geralmente em sua estrutura a presença de austenita retida que proporciona um efeito benéfico à tenacidade ao impacto e não provoca alterações significativas nos valores de microdureza. A fim de identificar e quantificar a presença de austenita retida no metal de base, foi realizado um ataque com o reativo Beraha modificado que releva a austenita (pontos claros) e escurece a martensita e a ferrita. A presença desta fase dispersa na matriz martensítica foi constatada em todas as condições de estudo e o resultado pode ser observado na Figura 57 e na Figura 58.

Figura 57: Micrografia metal de base condição 1 (ataque Beraha modificado, aumento 100X)



Fonte: O Autor

Figura 58: Micrografia da condição 1 no metal de base (ataque Beraha modificado, aumento 200X)

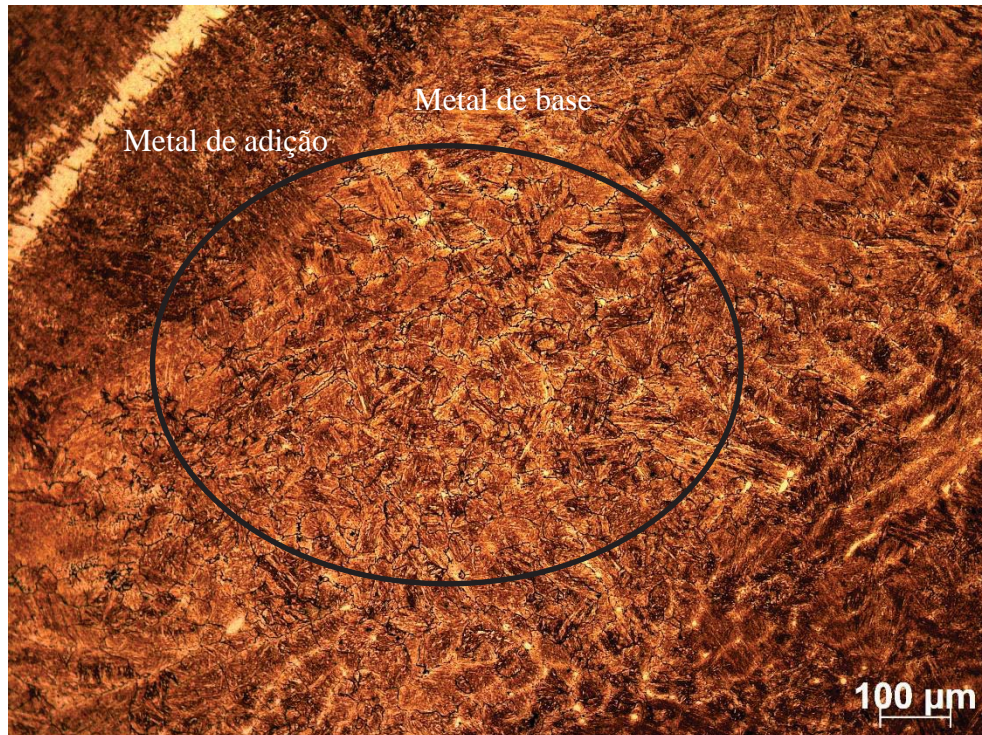


Fonte: O Autor

4.4.2 Análise da presença de ferrita δ

Ao avaliar a microestrutura do metal de base na ZTA atacado com o reagente Villela's, mais especificamente na zona parcialmente fundida, constatou-se em algumas das condições de estudo a formação de um contorno de grão escuro, conforme pode ser visualizado na Figura 59.

Figura 59: Micrografia da condição 1 na região parcialmente fundida (ataque Villela's, aumento 100X)

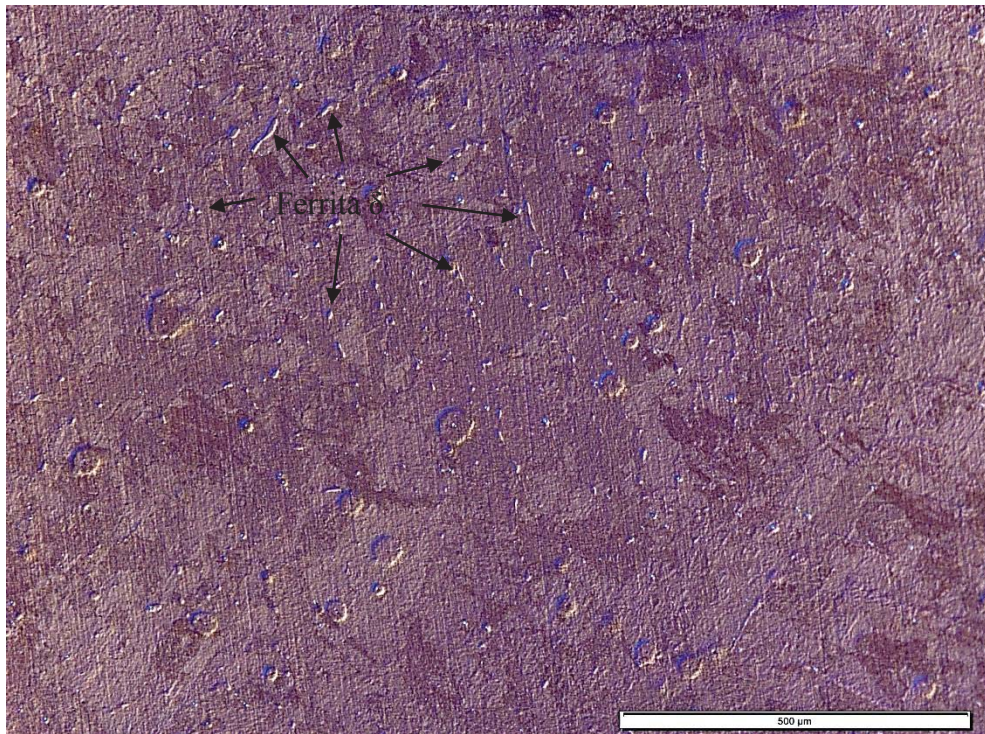


Fonte: O Autor

Com o objetivo de identificar a natureza desta formação escura no contorno de grão, foi realizado um ataque eletrolítico com ácido sulfúrico e filtros na análise microscópica que possibilitou analisar a presença de ferrita δ . Na condição 1, constatou-se a presença de ferrita δ nos contornos de grão da região parcialmente fundida próximo à raiz da solda, conforme pode ser verificado na Figura 60.

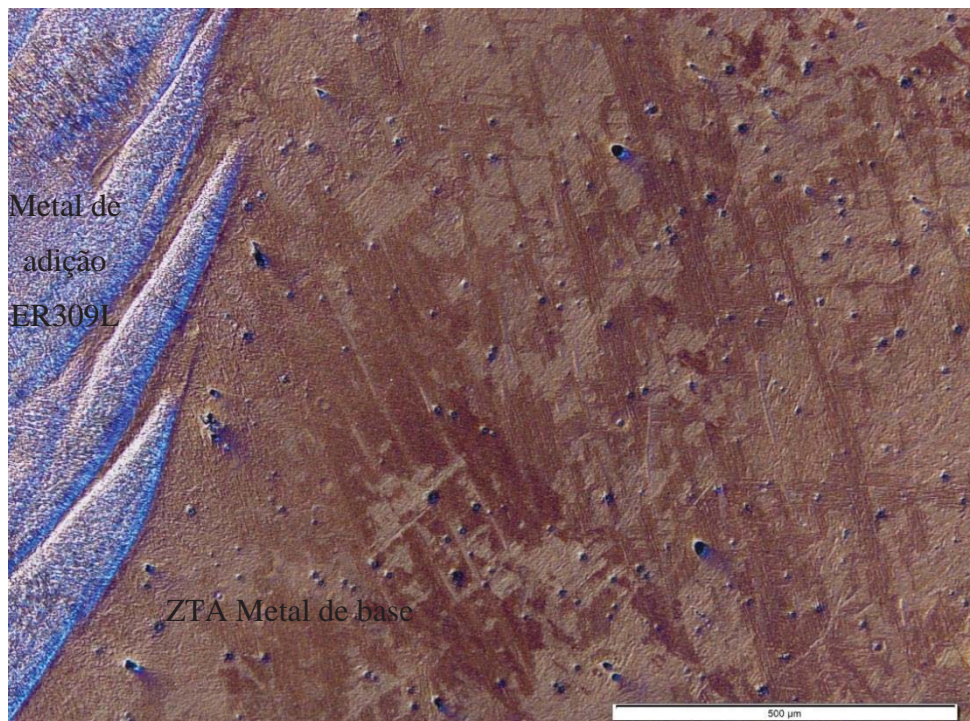
Essa formação de ferrita δ ocorreu com maior intensidade na condição de estudo 3, e com menor intensidade nas condições 1 e 4. A condição 2 não apresentou a formação de contorno grãos escuros no ataque com o reagente Villela's, sendo que no ataque eletrolítico com ácido sulfúrico também não foi evidenciada a presença de ferrita δ nas regiões parcialmente fundidas próximo ao cordão de solda (Figura 61).

Figura 60: Micrografia da condição 1 na região parcialmente fundida (ataque Sulfúrico, aumento 100X)



Fonte: O Autor

Figura 61: Micrografia da condição 2 na região parcialmente fundida (ataque Sulfúrico, aumento 100X)

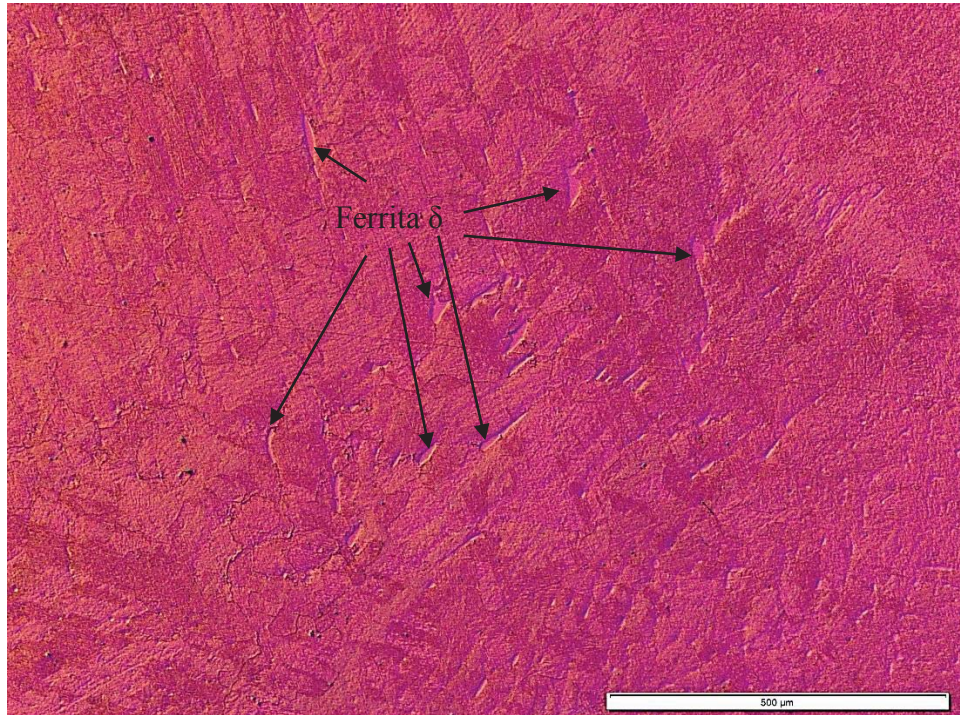


Fonte: O Autor

Na condição 3, a formação de ferrita δ é expressiva (Figura 62). Analisando a formação da ferrita δ nas condições 1 (Figura 60) e 4 (Figura 63), constatou-se que esta ocorreu próximo

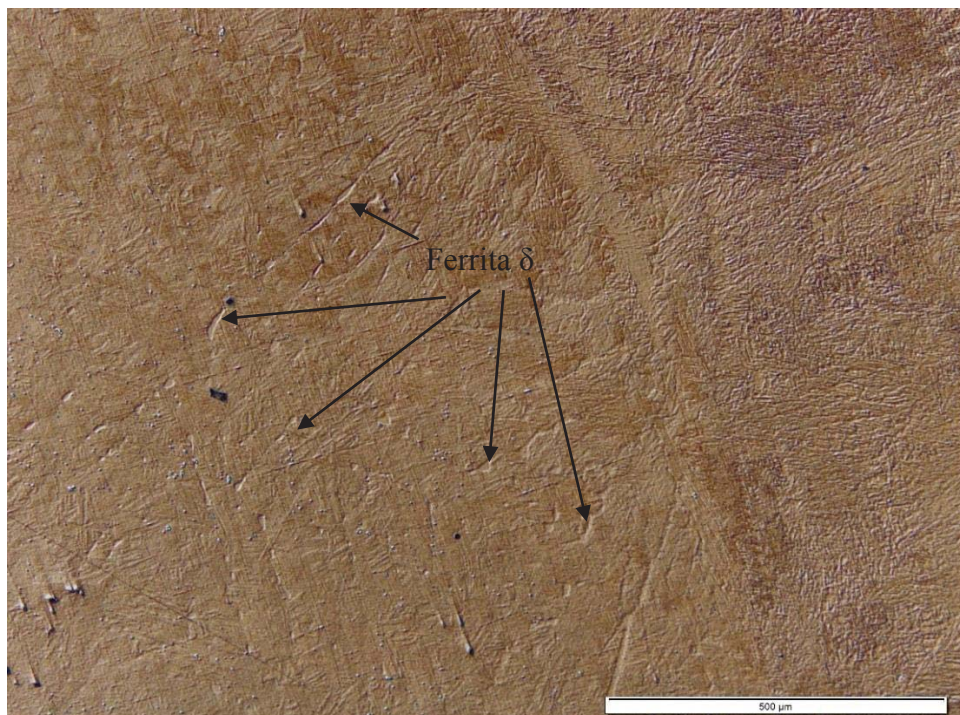
dos cordões com o metal de adição ER410NiMo, o que pode explicar porque esta formação foi mais expressiva na condição 3, onde foi utilizado somente este metal de adição.

Figura 62: Micrografia da condição 3 na região parcialmente fundida (ataque Sulfúrico, aumento 100X)



Fonte: O Autor

Figura 63: Micrografia da condição 4 na região parcialmente fundida (ataque Sulfúrico, aumento 100X)



Fonte: O Autor

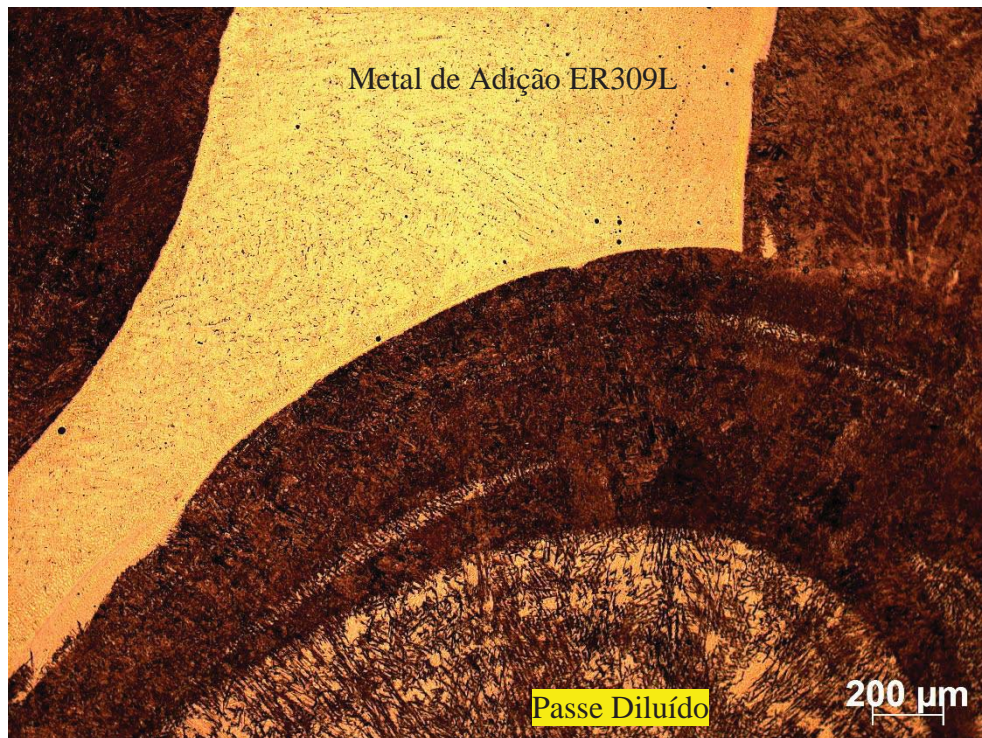
A formação da ferrita δ na região parcialmente fundida possivelmente está diretamente relacionada com os parâmetros de soldagem utilizados nas diferentes condições de estudo, em especial, a maior corrente utilizada, 240A, para a deposição do metal de adição martensítico ER410NiMo em relação ao metal de adição austenítico ER309L, onde foi utilizada uma corrente de 140A na condição 2. Isso explica porque a condição 2 não apresentou a formação de ferrita δ e porque a formação da mesma nas condições 1, 3 e 4 ocorreram próximo às regiões dos cordões do metal de adição martensítico ER410NiMo.

A presença de ferrita δ nas regiões parcialmente fundidas ocorreu preferencialmente de forma intergranular como mostrou a Figura 59, o que revela que as temperaturas atingidas nesta região durante o processo de soldagem atingiram a faixa entre 1200 e 1300°C, no campo bifásico austenita γ + ferrita δ . Resultados de ensaios de tenacidade à fratura em aços inoxidáveis martensíticos macios realizados em outros trabalhos revelaram que um aumento na quantidade de ferrita δ leva a uma redução na tenacidade ao impacto destes aços, porém a formação de ferrita δ no campo bifásico não afeta significativamente a tenacidade ao impacto da ZTA, quando comparado com a presença de ferrita δ formada no campo monofásico que ocorre em temperaturas entre 1300°C e 1450°C.

4.4.3 Metal de Adição

A análise macrográfica nas regiões de diluição entre o metal de adição austenítico e o martensítico pode ser visualizada na Figura 64. Esta situação foi observada nas condições 1, 2 e 4 onde houve a utilização dos dois tipos de metal de adição. Como pode ser observado na Figura 64, o metal de adição austenítico se encontra diluído no meio dos passes subsequentes do metal de adição martensítico, o que explica a redução no valor das durezas encontradas nestas regiões quando comparadas às durezas do metal de base e do metal de adição martensítico puros.

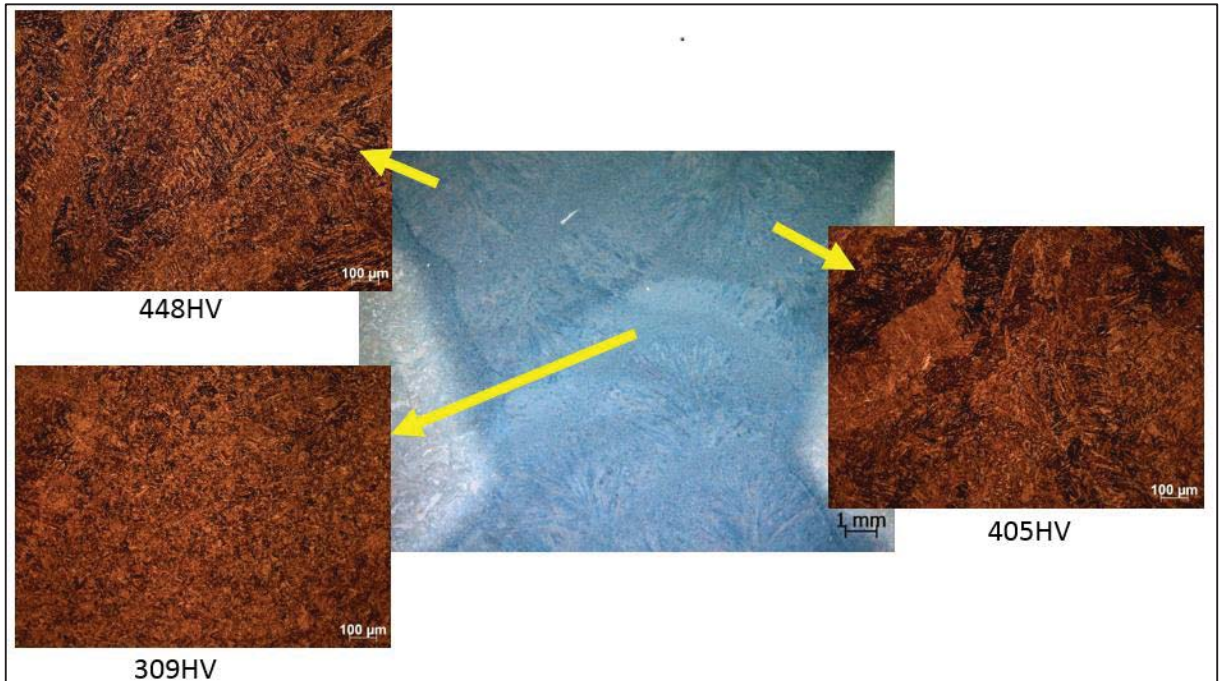
Figura 64: Micrografia da condição 1 no passe de raiz (ataque Vilela's, aumento 50X)



Fonte: O Autor

Em função dos ciclos térmicos originados pelos sucessivos passes de solda, também se pode observar por meio da análise micrográfica um aspecto diferenciado entre os passes localizados na região superior, intermediária e na raiz da junta soldada. A Figura 65 apresenta as diferenças entre a microestrutura e os valores do perfil de microdureza para a condição de estudo 04. Analisando a microestrutura do cordão intermediário, observa-se um refino dos grãos em relação ao cordão superior. Esta mudança fica ainda mais evidente ao analisar a microestrutura do cordão de raiz, onde se percebe uma estrutura muito mais refinada que a dos cordões subsequentes.

Figura 65: Refino da microestrutura em função dos passes subsequentes (ataque Vilela's, micrografias com aumento de 100X)



Fonte: O Autor

Esse refino da microestrutura ocorre por meio do reaquecimento do cordão de solda a temperaturas acima de 800°C em função da deposição dos passes subsequentes, o que promove o revenimento do material de adição. Este comportamento também é evidenciado pelas diferenças de microdureza encontrados entre os passes superior, intermediário e de raiz, como exemplo na condição 4, onde os valores médios encontrados foram de 448 HV, 405 HV e 309 HV respectivamente, enquanto as demais condições apresentaram valores médios em torno de 350 HV nas mesmas regiões. Este efeito é mais evidente na condição 4 devido ao fato da junta estar no estado como soldado, o tratamento térmico realizado após a soldagem nas demais condições proporcionou uma redução dos valores de microdureza dos cordões superiores.

4.5 Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração estão expostos na Tabela 13. A análise estatística feita por meio do método de Tukey revelou que para a tensão máxima e o alongamento todas as condições são estatisticamente iguais. Já, para a tensão de escoamento, o resultado estatístico indicou um melhor desempenho para a condição 3, seguida pelas condições 1 e 4 com mesma

classificação e por último a condição 2. Os resultados das análises estatísticas podem ser visualizados no Apêndice nas Figuras 95, 96 e 97.

Tabela 13: Resultados dos ensaios de tração

Condição	Tensão de Escoamento (MPa)		Tensão Máxima (MPa)		Alongamento (%)	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
1	788,2	26,6	897,0	32,1	13,4	0,7
2	769,6	34,5	890,4	22,6	8,14	0,91
3	852,1	32,7	951,8	24,7	11,97	1,38
4	834,5	29,9	947,5	65,2	8,3	7,2

Fonte: O autor

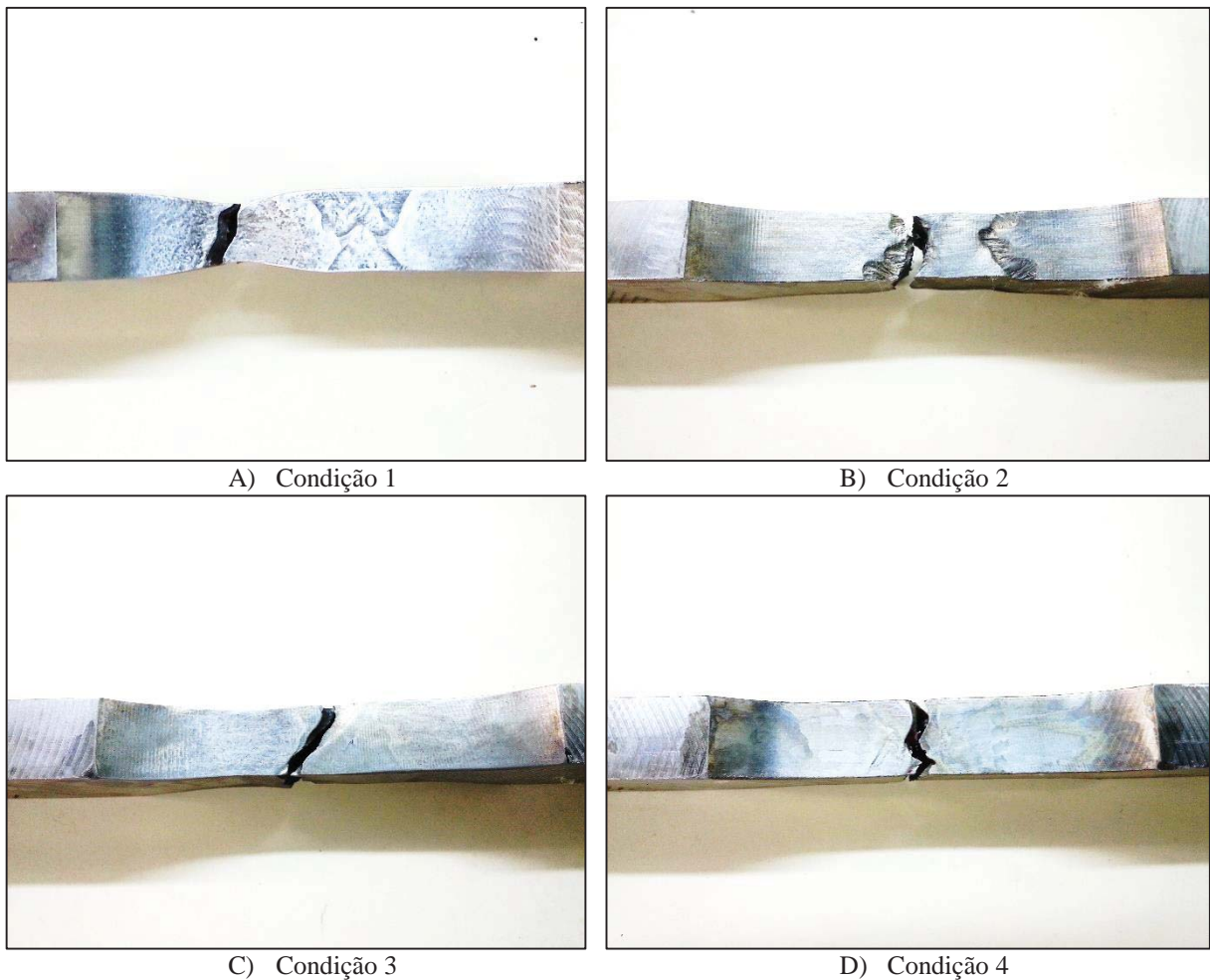
Comparando-se as tensões de escoamento e máxima encontradas em todas as condições de estudo, houve um significativo aumento em relação ao material de base antes da soldagem, que eram 550 MPa e 755MPa respectivamente. Já, o alongamento encontrado foi menor do que o metal de base, que era de 15%. Estes resultados se devem às alterações microestruturais impostas pelo processo de soldagem, que gera tensões residuais nas regiões próximas à solda e neste caso por se tratar de um material martensítico, aumenta a dureza e as tensões de escoamento e máxima, e por outro lado reduz o alongamento. O tratamento térmico após a soldagem tem a função de minimizar estes efeitos causados pelo processo de soldagem, aliviando as tensões e conseqüentemente reduzindo a dureza e melhorando o alongamento, este efeito pode ser percebido ao comparar os resultados entre as condições 1, 3 e 4, onde o tratamento térmico possibilitou nas condições 1 e 3 valores de alongamento muito próximos ao metal de base antes da soldagem.

O menor valor na tensão de escoamento para a condição 2 pode ser explicado pela menor resistência do metal de adição austenítico em relação ao martensítico. Conforme pode ser visualizado na Figura 66, as rupturas dos corpos de prova desta condição ocorreram na região do amanteigamento do chanfro. Já, o menor alongamento desta condição, não era esperado, contudo pode ter ocorrido em função de um estado triaxial de tensões causado pela restrição na deformação da junta soldada em função da diferença de materiais na região do chanfro, região onde ocorreu a ruptura.

Apesar de a análise estatística indicar pouca diferença entre as amostras, exceto para a tensão de escoamento, algumas considerações sobre os resultados do ensaio de tração devem ser mencionadas:

1. A ruptura de todos os corpos de prova da condição 1 ocorreram no metal de base, ou seja, fora da solda e da ZTA;
2. A condição 2 apresentou a ruptura de todos os corpos de prova na região do amanteigamento do chanfro, no metal de adição austenítico;
3. A condição 3 apresentou um corpo de prova que rompeu no meio da solda, os demais romperam no metal de base;
4. A condição 4 apresentou um corpo de prova que não se deformou e rompeu de forma frágil no meio da solda, os demais romperam no metal de base.

Figura 66: Análise da região de ruptura dos corpos de prova de tração



Fonte: O Autor

Pode-se afirmar, dessa forma, que de uma forma geral a condição 1 apresentou os melhores resultados e a condição 4 apresentou os piores resultados, sendo este último diretamente relacionado com a falta do tratamento térmico após a soldagem.

4.6 Ensaios de dobramento lateral à solda

O ensaio de dobramento lateral à solda apresentou resultados satisfatórios e muito importantes para a análise do desempenho mecânico das condições propostas. O objetivo de realizar a dobra sobre a junta soldada e a zona termicamente afetada, conforme determina a norma ASME IX QW-163, foi atingido (Figura 67). Ao todo, foram ensaiados 4 corpos de prova para condição de estudo.

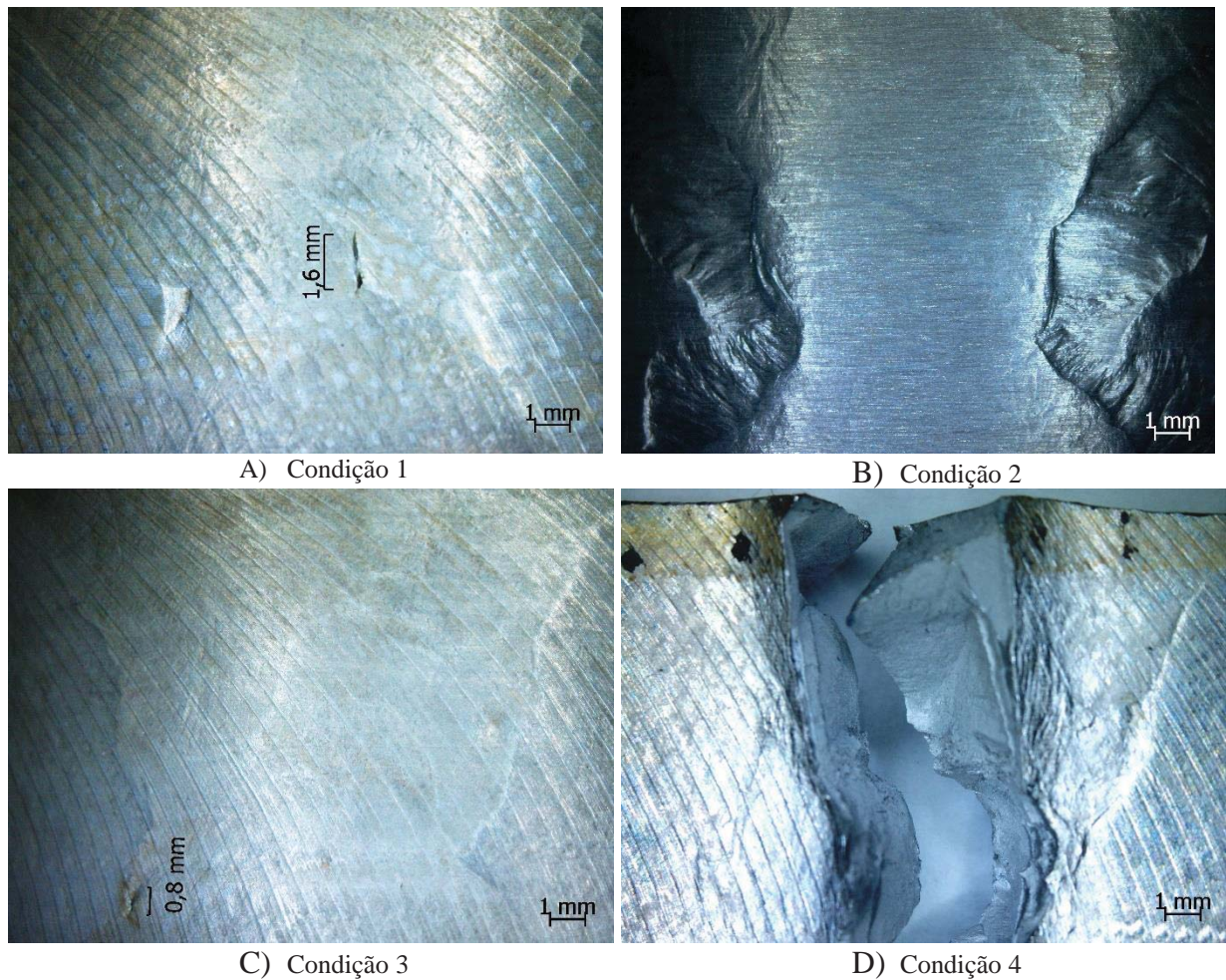
Figura 67: Corpos de prova após ensaio de dobramento lateral à solda



Fonte: O Autor

A condição 1 apresentou fissuras em alguns corpos de prova na região de transição entre o metal de adição austenítico e o martensítico, sendo a maior delas apresentada na Figura 68 (A). Já, a condição 2 não apresentou fissuras e o metal de adição austenítico apresentou maior deformação que o metal de adição martensítico revelando o desenho do chanfro da junta, conforme pode ser visualizado na Figura 68 (B). Este resultado está relacionado com a diferença da ductilidade dos dois metais de adição utilizados, onde o aço austenítico apresenta maior ductilidade do que o aço martensítico. Os resultados para a condição 3 também foram muito satisfatórios, apresentando somente pequenas fissuras aceitáveis (Figura 68 C). Nos ensaios para a condição 4, ocorreu o rompimento de uma das amostras durante o ensaio, a fratura pode ser visualizada na Figura 68 (D). As demais amostras da condição 4 apresentaram algumas fissuras, porém dentro dos requisitos da norma.

Figura 68: Análise macrográfica do ensaio de dobramento lateral à solda



Fonte: O Autor

Os resultados para as condições 1,2 e 3 atenderam ao critério de aceitação da norma ASME IX (2013) QW-163, onde determina que as amostras não podem apresentar fissuras maiores que 3 mm em qualquer direção na região da solda e da zona termicamente afetada. Já o resultado para a condição 4 revelou o efeito da ausência do tratamento térmico após soldagem, pois este permite reduzir as tensões residuais do processo de soldagem, aumentando a ductilidade da junta. Prova disso é que a condição 1, com a mesma concepção de junta, porém com tratamento térmico após a soldagem apresentou resultados satisfatórios e nenhuma das amostras rompeu. Para a qualificação do procedimento de soldagem, a ruptura de uma das amostras já desqualifica o mesmo, isto significa que o resultado obtido para a condição 4 não atende aos requisitos de qualificação conforme a norma ASME IX QW-163.

4.7 Fadiga

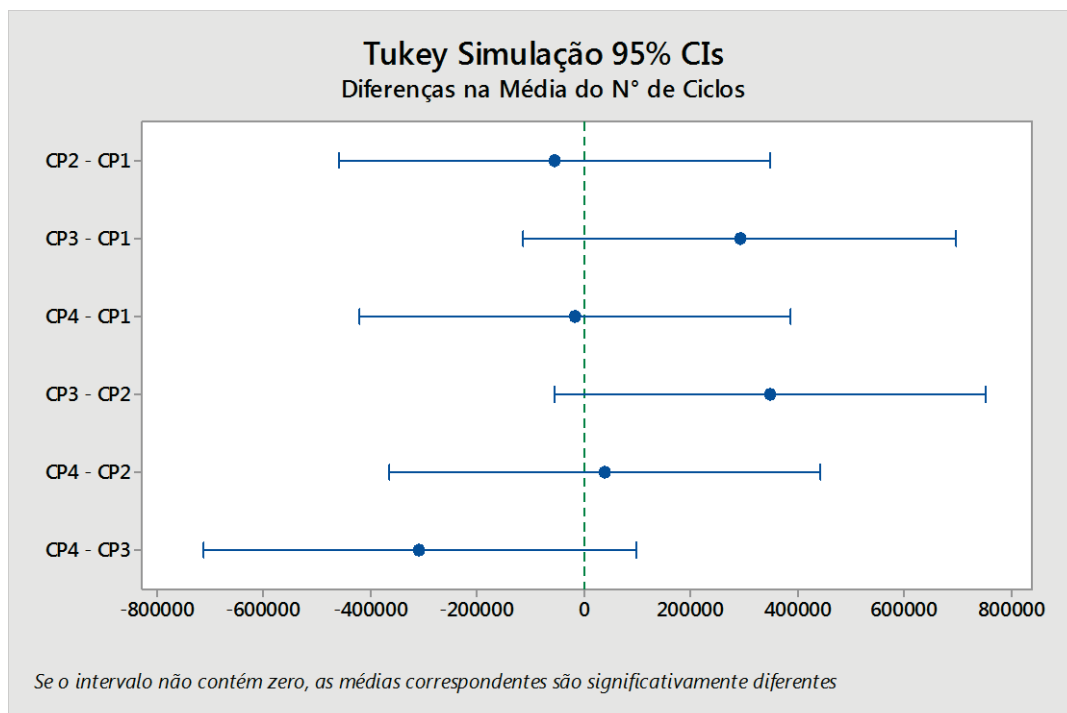
Os resultados do ensaio de fadiga são apresentados na Tabela 14. Por meio da análise estatística utilizando o método de Tukey, conforme Figura 69, constatou-se que as condições de estudo não apresentam diferenças estatisticamente significativas nos resultados, o que significa que as condições são estatisticamente iguais para este ensaio. Os demais resultados da análise estatística para fadiga constam na Figura 100 do Apêndice.

Tabela 14: Resultados ensaio de fadiga

Amostra	Número de Ciclos			
	Condição 1	Condição 2	Condição 3	Condição 4
1	522655	785051	743533	270961
2	361229	478445	1000000	1000000
3	684004	602129	1000000	173751
4	549566	409090	1000000	446968
5	882197	813518	1000000	1000000
6	1000000	573488	1000000	1000000
Média	666609	610287	957256	648613
Desvio Padrão	239002	161944	104702	394764

Fonte: O Autor

Figura 69: Gráfico de simulação do método de Tukey para o ensaio de fadiga

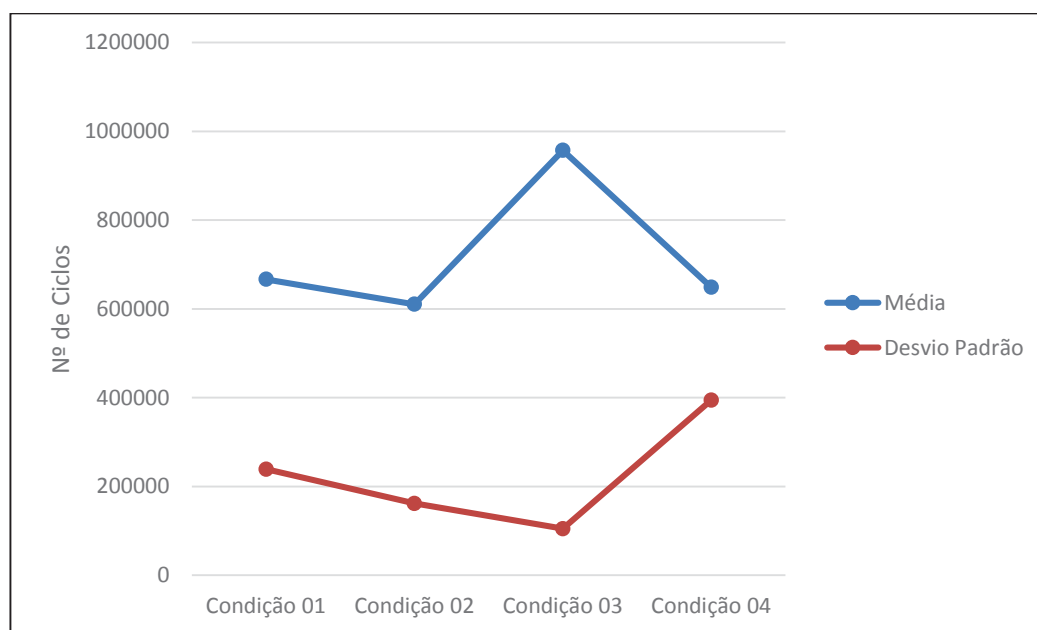


Fonte: O Autor

Apesar da análise estatística não diferenciar os resultados, algumas diferenças entre os resultados podem ser discutidas. Analisando os resultados da condição 4, percebe-se que o desvio padrão dos resultados é elevado, o que indica que esta condição apresenta uma alta variabilidade nos resultados e consequentemente um baixo nível de confiabilidade. A condição 4 também foi a única que apresentou amostras com falha de fadiga de baixo ciclo, amostras 1 e 3.

O principal fator que pode influenciar significativamente na variabilidade dos resultados deste ensaio são os defeitos de fundição, pois estes atuam como concentradores de tensão e acabam reduzindo o número de ciclos que o material pode suportar (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998). A Figura 70 apresenta o gráfico com a média e o desvio padrão obtidos nos ensaios de fadiga.

Figura 70: Gráfico dos resultados dos ensaios de fadiga



Fonte: O Autor

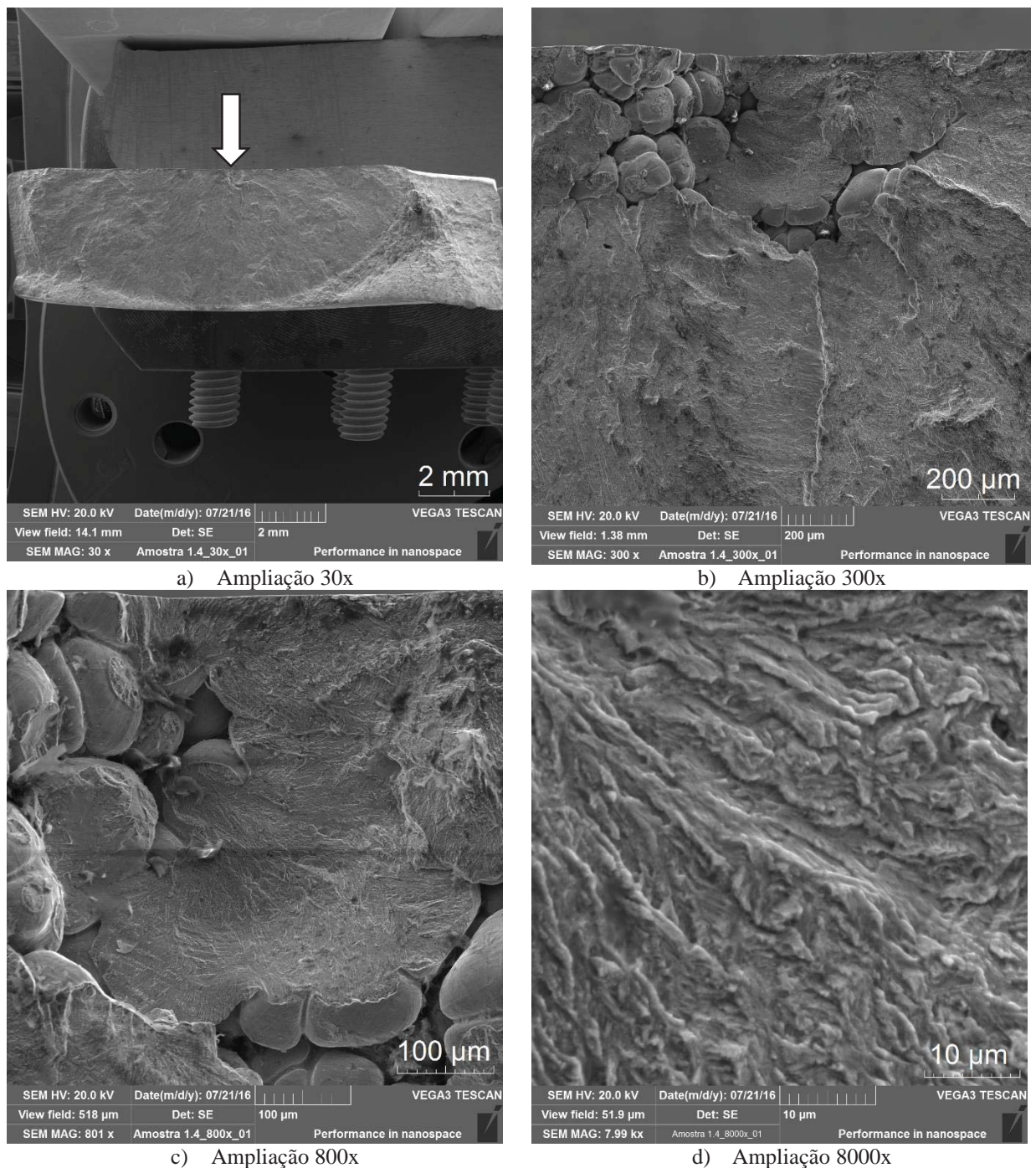
4.7.1 Análise da superfície de fratura

Todas as condições de estudo apresentaram amostras que romperam fora da região da solda, ou seja, no material de base. Por meio da análise macrográfica utilizando o esteromicroscópio da análise microscópica com o microscópio eletrônico de varredura (MEV), foi possível identificar os pontos de nucleação da trinca e constatar que a fratura na região do material de base está relacionada com defeitos na microestrutura do material, vazios e bolhas

provenientes do processo de fundição, sendo que estes defeitos atuam como concentradores de tensão (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

Nas Figura 71, 72, 73 e 74, é possível observar as fractografias de uma amostra de cada condição que apresentaram a fratura no material de base. A origem da trinca está identificada com uma seta, e as demais imagens correspondem à ampliação da região de origem e da respectiva falha do material fundido.

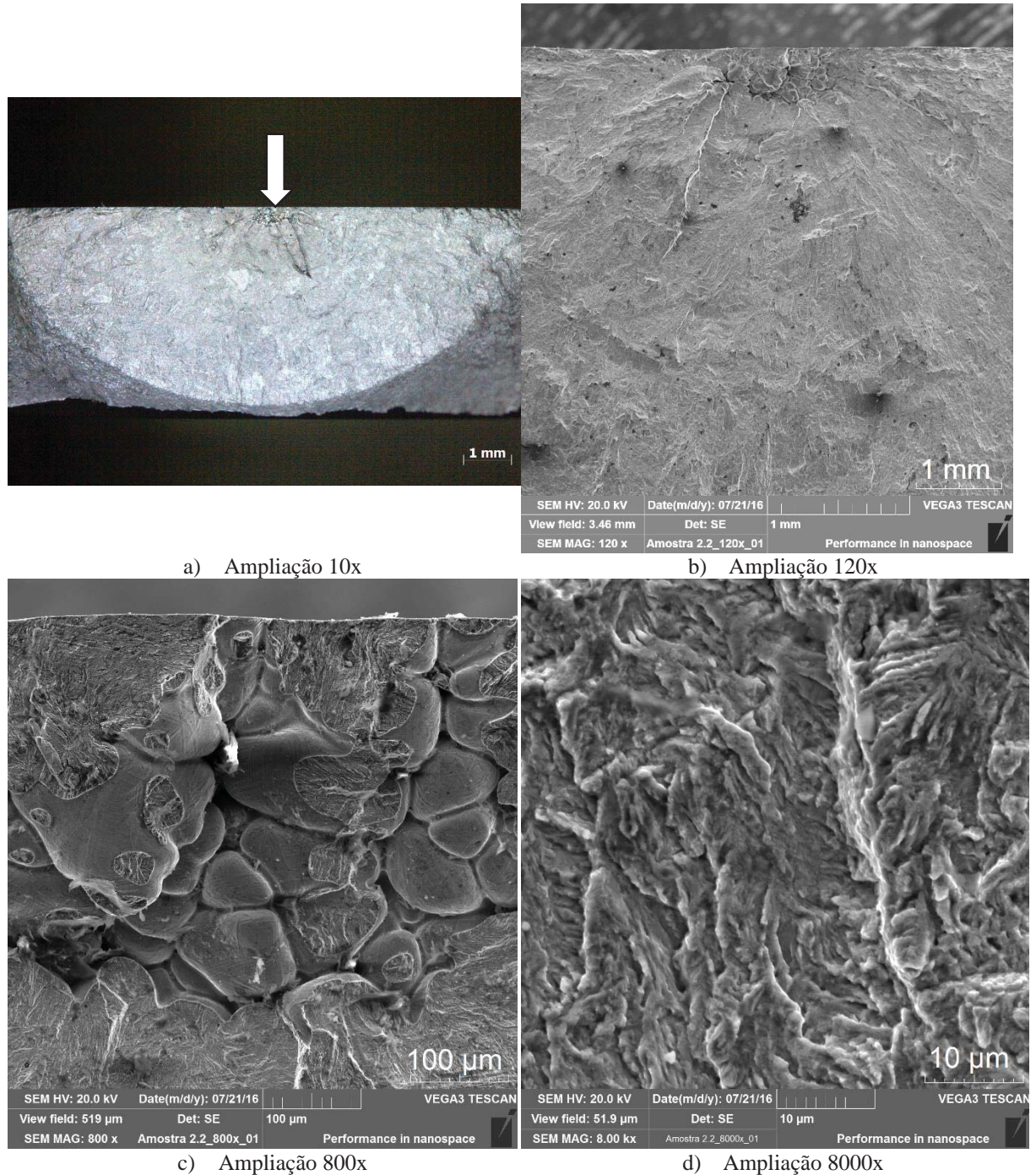
Figura 71: Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 1



Fonte: O Autor

As fraturas de todas as amostras que romperam nesta região possuem superfícies relativamente planas e as nervuras radiais que apontam para a origem da trinca formam um leque (CALLISTER JR e RETHWISCH, 2012).

Figura 72: Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 2

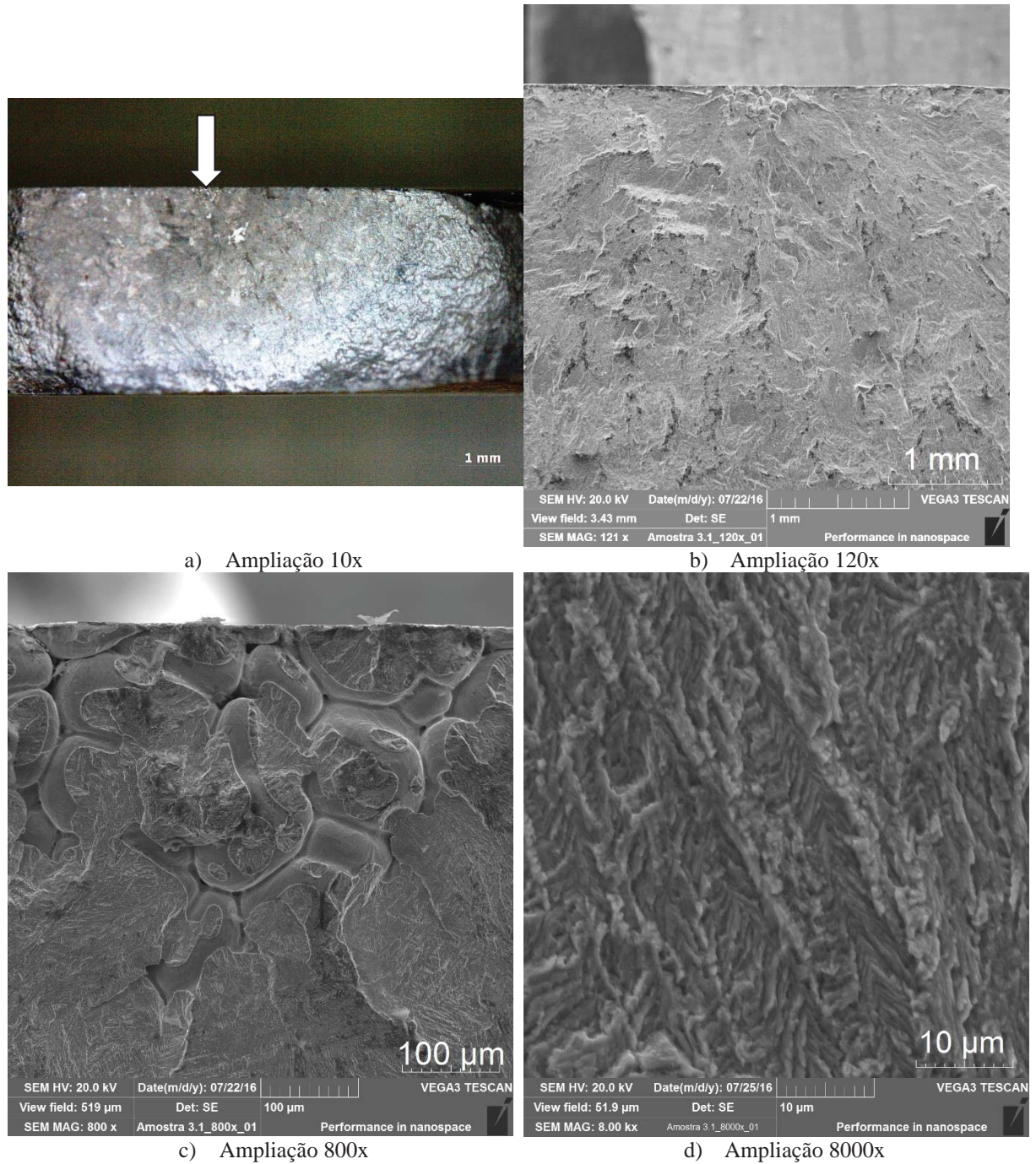


Fonte: O Autor

Também se pode observar nestas imagens, que a área de propagação estável da trinca, neste caso a zona fibrosa em formato de “leque”, representa boa parte da seção transversal dos

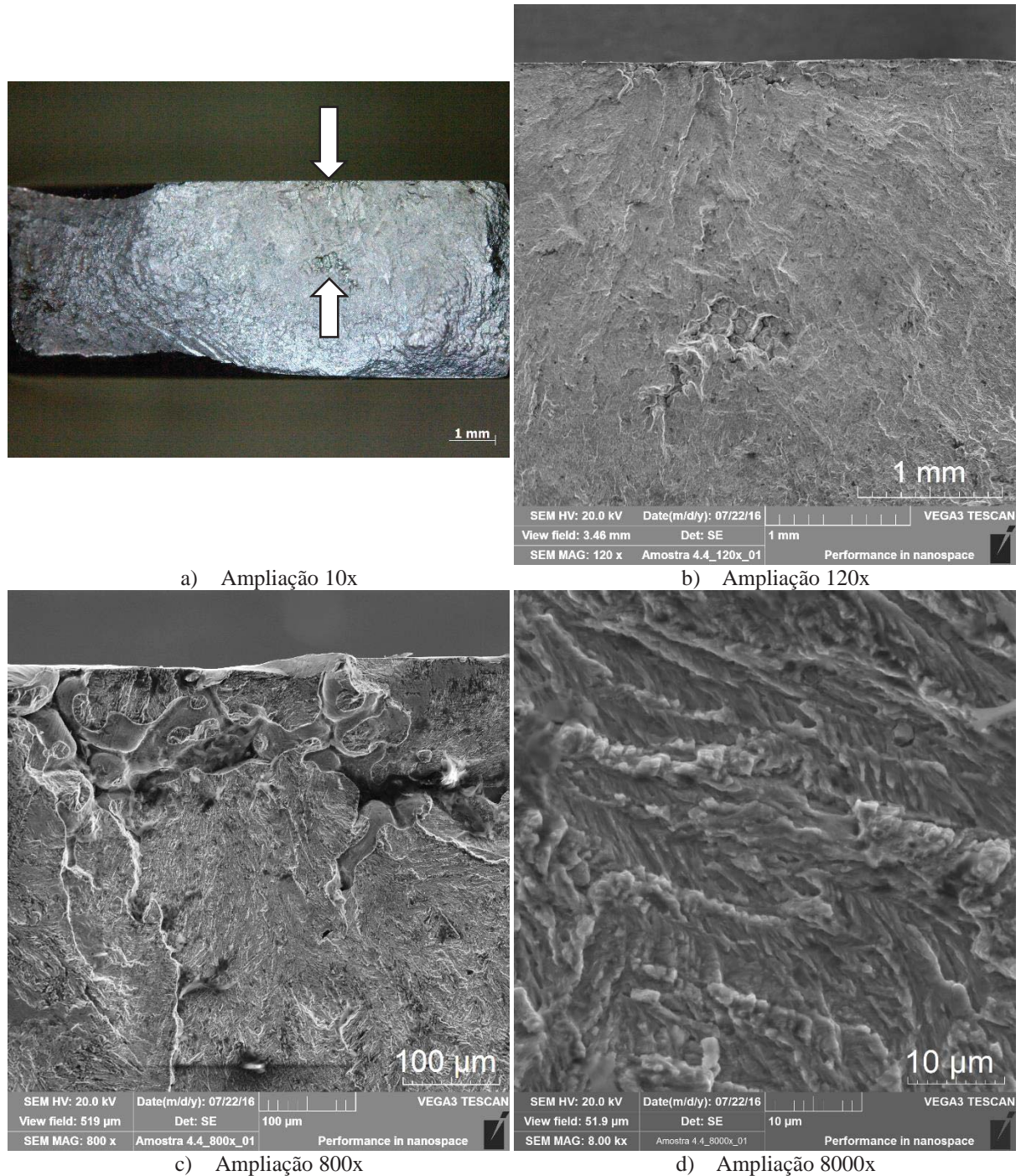
corpos de prova, o que indica um modo de fratura dúctil. Analisando o mecanismo de fratura na região de falha rápida, ou área final, também foi identificado um mecanismo de falha dúctil.

Figura 73: Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 3



Fonte: O Autor

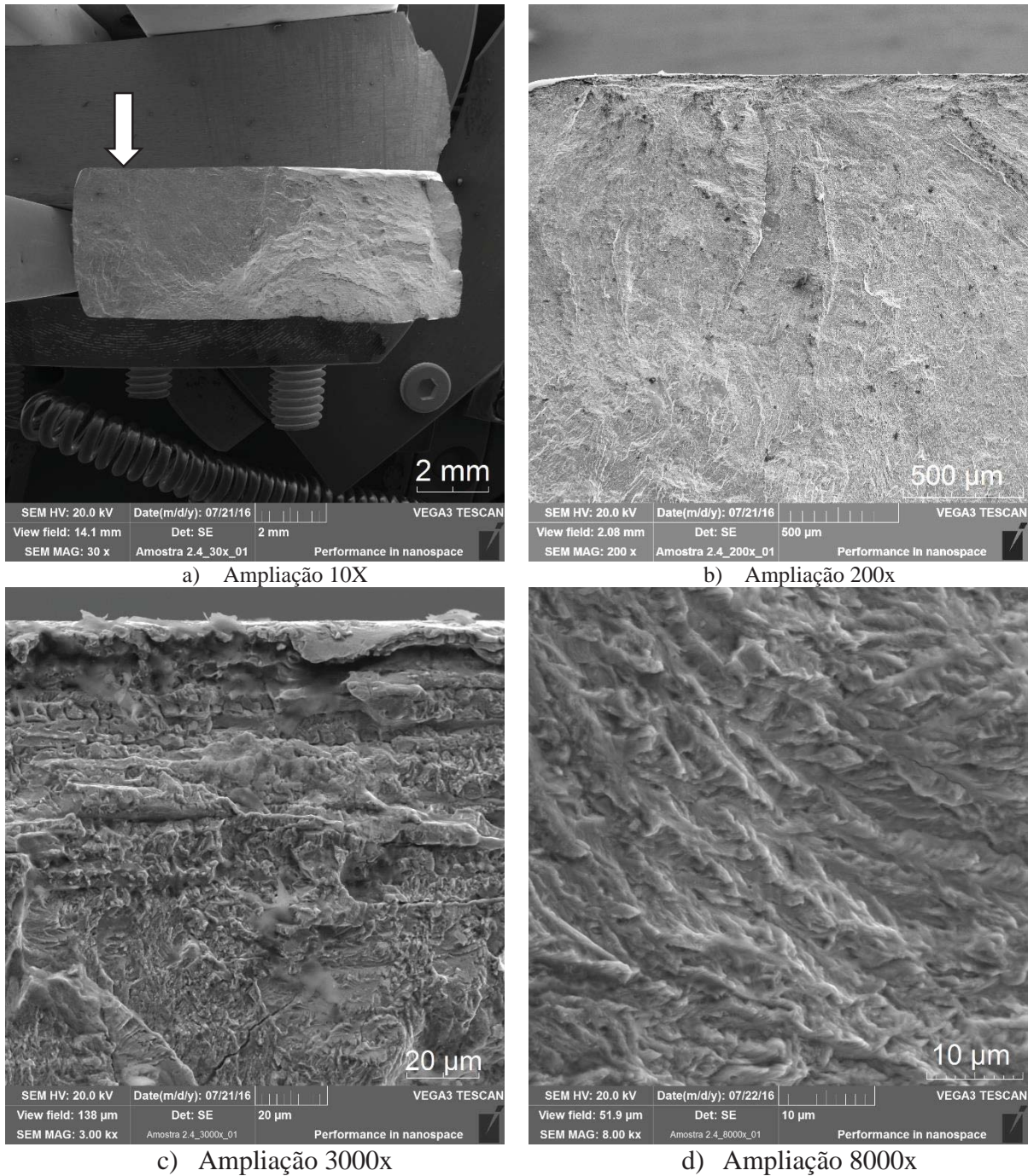
Figura 74: Análise fractográfica da superfície de fadiga no material de base condição 4



Fonte: O Autor

Além da fratura no material de base, as condições 2 e 4 apresentaram amostras que romperam na região da solda. Para a condição 2, a origem da trinca está indicada pela seta, conforme pode ser observado na Figura 75 a. A trinca se originou em uma falha na solda por falta de fusão do metal de adição. A área de propagação estável da trinca é menor do que as encontradas para as fraturas no material de base, indicando uma redução da ductilidade em relação a este último, porém o mecanismo de fratura ainda é dúctil.

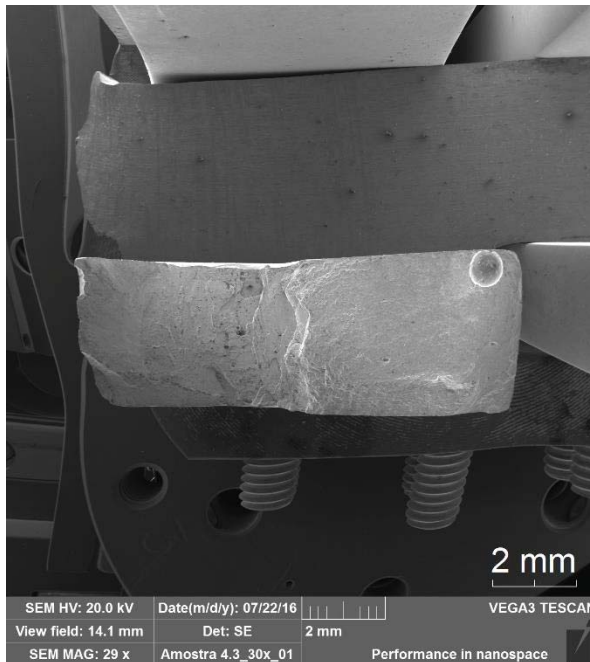
Figura 75: Análise fractográfica de fadiga na solda condição 2



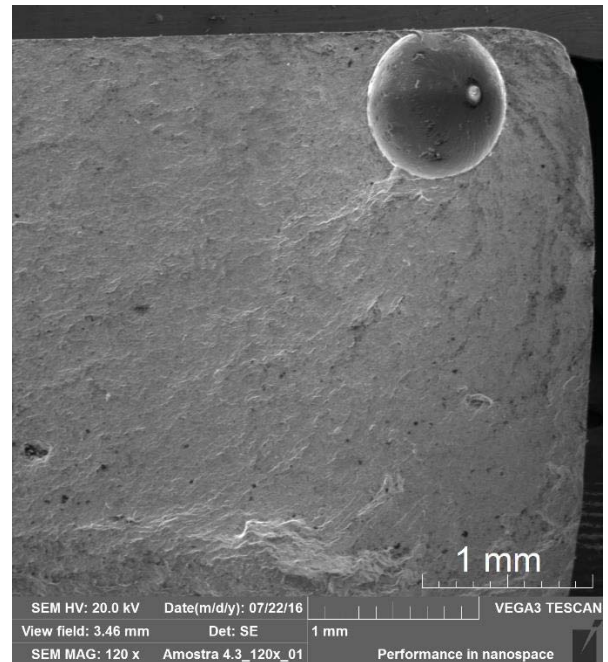
Fonte: O Autor

Em um dos corpos de prova da condição 04, foi encontrada uma inclusão na região de origem da trinca, conforme pode ser observado na Figura 76. Esta condição também apresentou uma redução da área de propagação estável da trinca, o que significa que houve uma redução da ductilidade em relação ao material de base.

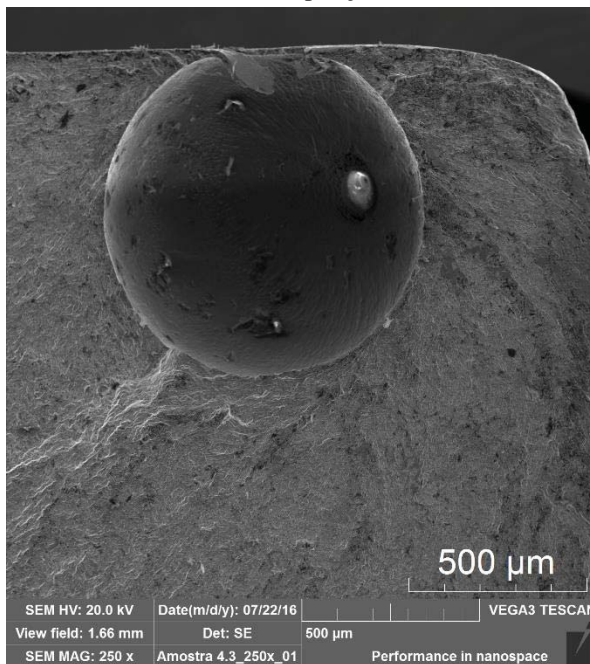
Figura 76: Análise fractográfica de fadiga na solda condição 4



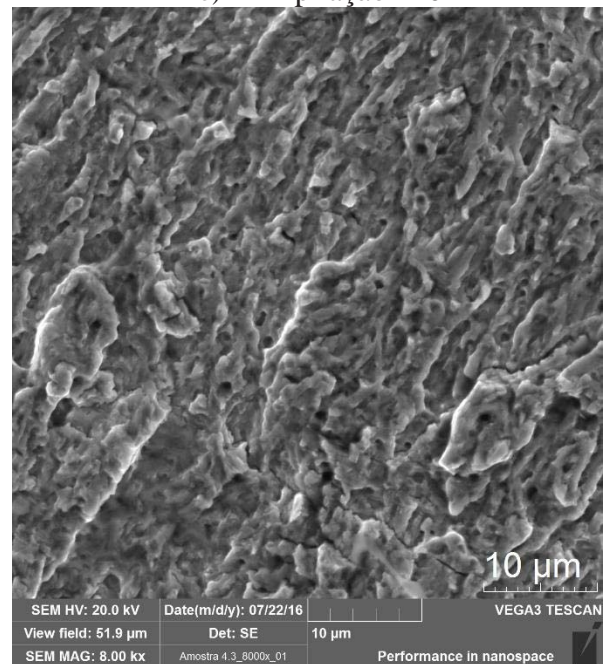
a) Ampliação 30x



b) Ampliação 120x



c) Ampliação 250x



d) Ampliação 8000x

Fonte: O Autor

Os resultados obtidos para o ensaio de fadiga revelam que a qualidade do material fundido pode interferir significativamente na vida em fadiga de peças fabricadas com o aço fundido utilizado neste estudo, inclusive em casos de peças com uniões soldadas, como os rotores de turbinas, pois as rupturas ocorreram preferencialmente nas falhas do material de base fundido. Também se constatou que todas as amostras atingiram o número de ciclos mínimo para as condições severas de trabalho de um rotor Francis, que era de 14768 ciclos. A ruptura

de amostras da condição 2 na região da solda provavelmente está relacionada com a menor resistência do metal de adição austenítico, semelhante aos resultados obtidos nos ensaios de tração. Da mesma forma, os resultados da condição 4 confirmam os resultados do ensaio de tração e indicam a influência da falta do tratamento térmico após soldagem no desempenho das amostras que fraturam na solda.

4.8 Ensaios de Tenacidade ao Impacto

O ensaio de impacto realizado por meio do método Charpy com entalhe em “V” revelou diferenças significativas entre as condições de estudo. A Tabela 15 contém os resultados do ensaio realizado com o entalhe no centro da junta soldada.

Conforme se pode verificar na Tabela 15 o desvio padrão obtido para todas as condições é mínimo, o que indica que os resultados são confiáveis. A Figura 77 ilustra no gráfico de linha os resultados das 3 amostras ensaiadas para cada condição com o entalhe no centro da junta soldada, onde fica evidente a diferença na capacidade de absorver energia entre as condições de estudo.

Tabela 15: Resultados ensaio de impacto Charpy com entalhe no centro da solda

Amostra	Energia de Impacto J			
	Condição 1	Condição 2	Condição 3	Condição 4
1	43	49	30	25
2	42	49	35	25
3	44	54	33	24
Média	43	50,7	32,7	24,7
Desvio Padrão	1	2,9	2,5	0,6

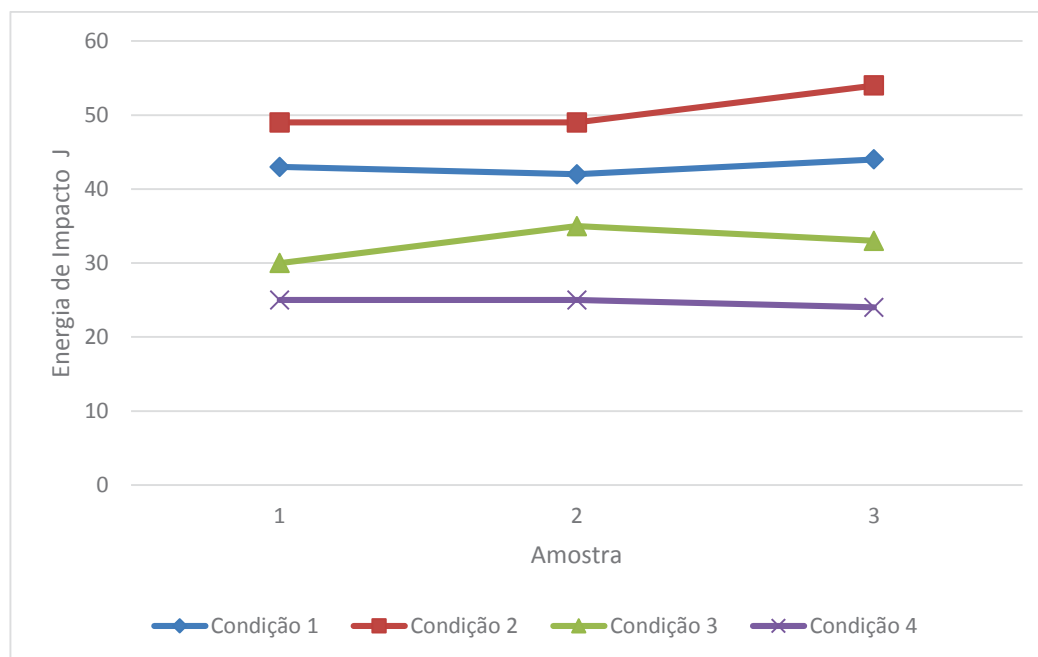
Fonte: O Autor

Percebe-se também uma significativa redução dos valores de energia absorvida em relação ao material base, que apresentou uma média de 90J para o mesmo ensaio. Conforme trabalhos já realizados, a redução na energia absorvida para a condição 04, sem tratamento térmico após soldagem, foi em torno de 3 vezes menor que a do material base (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009).

Por intermédio da análise estatística utilizando o método de Tukey, com um nível de confiabilidade de 95%, constatou-se que para os resultados do ensaio de impacto Charpy com entalhe em “V” no centro da solda as condições são estatisticamente todas diferentes. A Figura

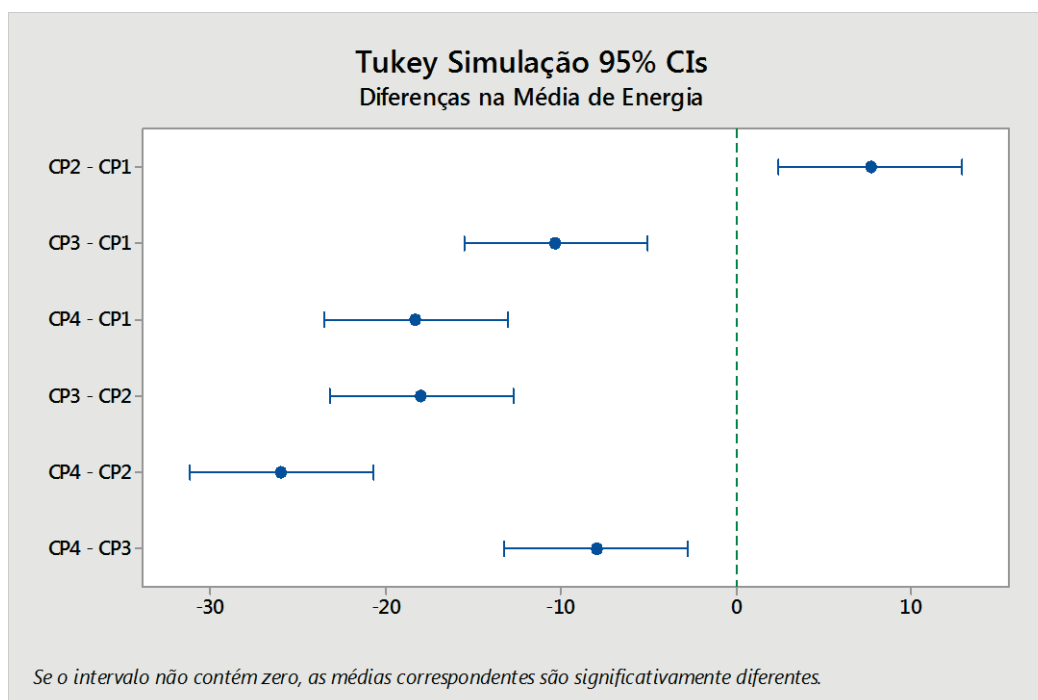
78 apresenta um gráfico que compara a diferença entre as médias obtidas pelo método de Tukey e comprova a diferença estatística entre as condições avaliadas. O resultado da análise estatística consta no Apêndice, Figura 98 e Figura 99.

Figura 77: Gráfico ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe no centro da solda



Fonte: O Autor

Figura 78: Gráfico de simulação do método de Tukey para o ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe no centro da solda



Fonte: O Autor

Os resultados para o ensaio de tenacidade ao impacto com corpo de prova Charpy realizado com o entalhe em “V” na região da ZTA são apresentados na Tabela 16. Neste caso, houve um maior desvio padrão entre os resultados, o que é justificado pela falta de homogeneidade desta região por se tratar de uma junta com chanfro em “V”.

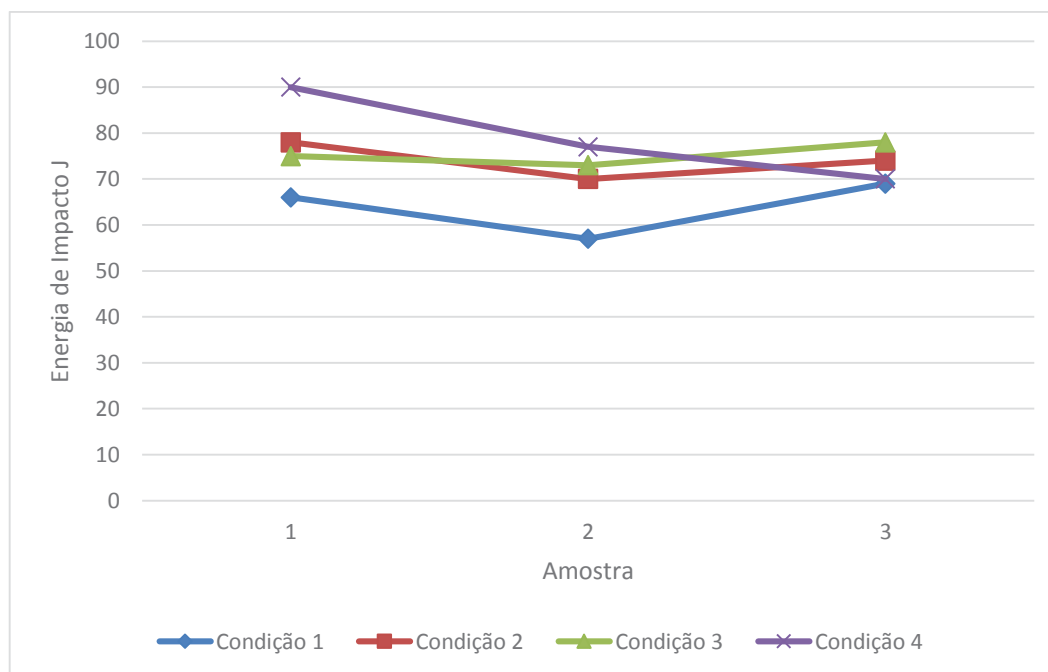
Tabela 16: Resultados ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe na ZTA da solda

Amostra	Energia de Impacto J			
	Condição 1	Condição 2	Condição 3	Condição 4
1	66	78	75	90
2	57	70	73	77
3	69	74	78	70
Média	64	74	75,3	79
Desvio Padrão	6,2	4,0	2,5	10,1

Fonte: O Autor

Avaliando os resultados na Tabela 16, percebe-se que a diferença entre os resultados não é significativa, esta situação é representada na Figura 79.

Figura 79: Gráfico ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe na ZTA

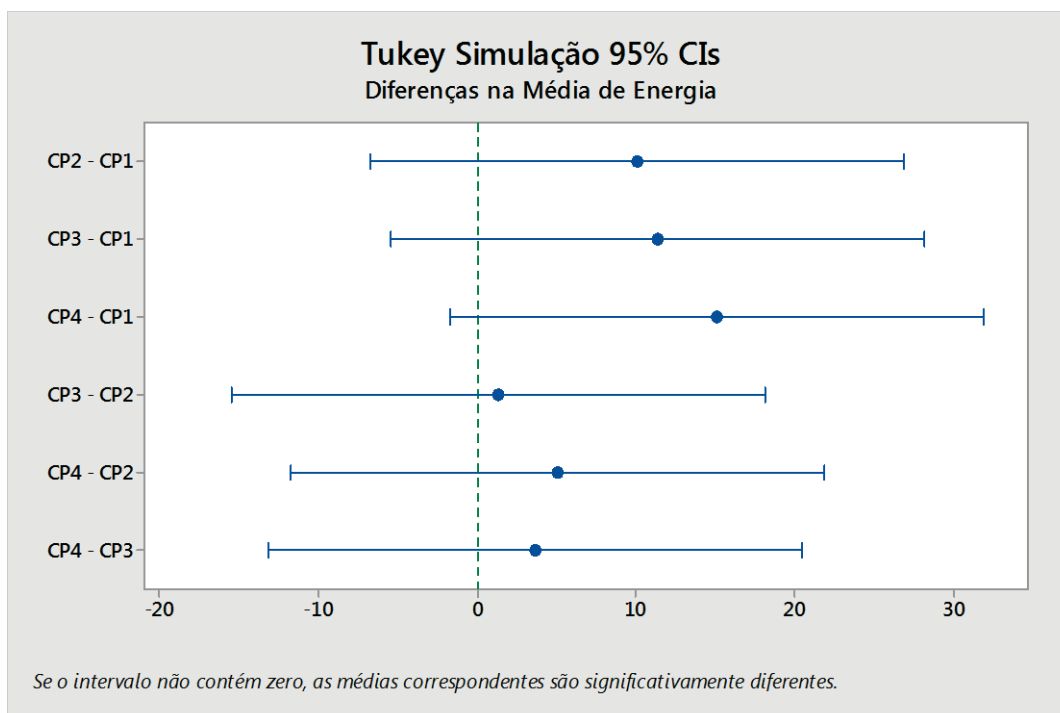


Fonte: O Autor

Por meio da análise estatística pelo método de Tukey, com nível de confiabilidade de 95%, constatou-se que os resultados do ensaio de tenacidade ao impacto Charpy com entalhe em “V” na região da ZTA são estatisticamente iguais. O gráfico da Figura 80 comprova este

resultado, que é exatamente o oposto do encontrado para o ensaio com entalhe na região do centro da solda.

Figura 80: Gráfico de simulação do método de Tukey para o ensaio de tenacidade ao impacto, corpo de prova Charpy com entalhe na região da ZTA



Fonte: O Autor

Esse resultado para a região da ZTA pode ser justificado pelo fato que para o chanfro em “V”, como é o caso das juntas soldadas do presente estudo, a ZTA não ser homogênea. A região onde foi realizado o entalhe das amostras está representada na Figura 81. Conforme se pode observar, o entalhe está localizado sobre a ZTA nas extremidades e sobre o metal de base no centro da chapa. Nas amostras que apresentaram resultados mais elevados para o ensaio de impacto, possivelmente o entalhe está localizado sobre uma maior parcela do material de base. Neste estudo, o chanfro em V foi definido com o objetivo de simular as condições reais de fabricação de rotores de turbinas. Em trabalhos consultados, onde se fez necessário um ensaio específico da ZTA, os corpos de prova para o ensaio de impacto foram ser soldados com um chanfro em K, produzindo uma ZTA mais homogênea e possibilitando a confecção do entalhe sobre a mesma (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009).

Figura 81: Região do entalhe para o ensaio de impacto Charpy na ZTA

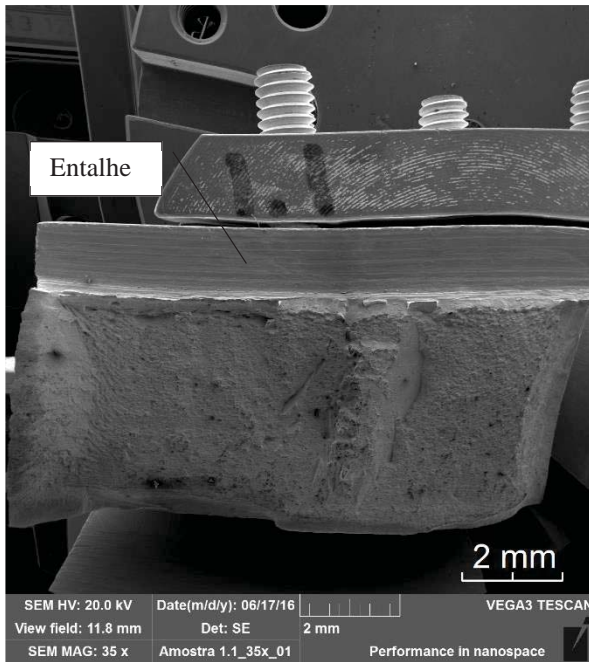


Fonte: O Autor

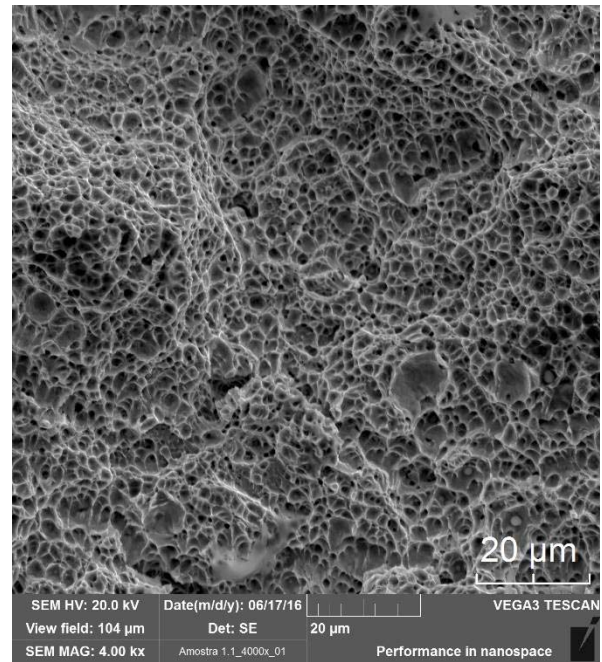
4.8.1 Análise da superfície de fratura

A Figura 82 (a) corresponde à fractografia geral da Amostra 1.1, sendo que a seta indica a região do entalhe para o ensaio de Charpy. A elevada quantidade de *dimples* esféricos presentes na região de origem da fratura (Figura 82 b) indicam um mecanismo de fratura dúctil para a condição 1 de estudo, resultado que condiz com os valores de energia absorvida no ensaio (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

Figura 82: Análise fractográfica de Charpy condição 1



a) Ampliação 35x

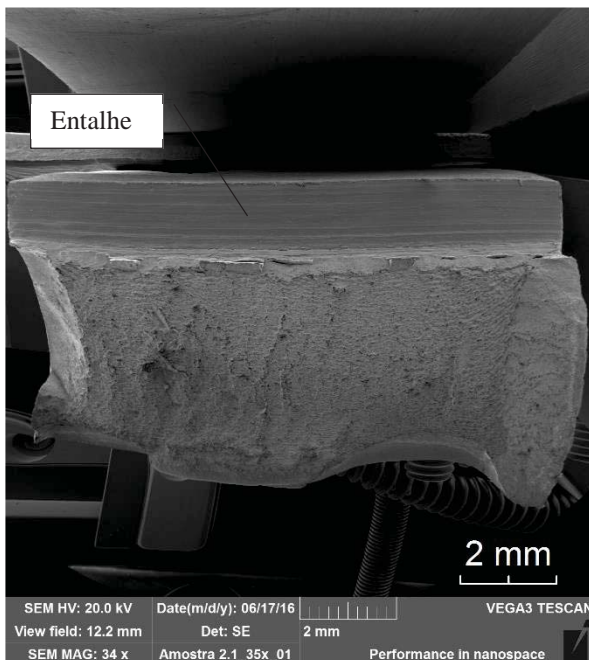


b) Ampliação 4000x

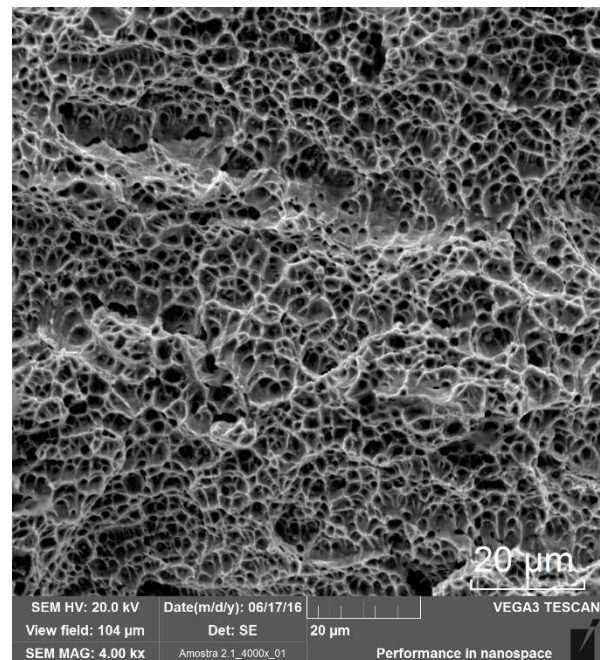
Fonte: O Autor

A condição 2 também apresentou um mecanismo de fratura dúctil com grande formação de *dimples* esféricos (Figura 83 b), o que corresponde aos valores de energia absorvida encontrados no ensaio de Charpy.

Figura 83: Análise fractográfica de Charpy condição 2



a) Ampliação 35x

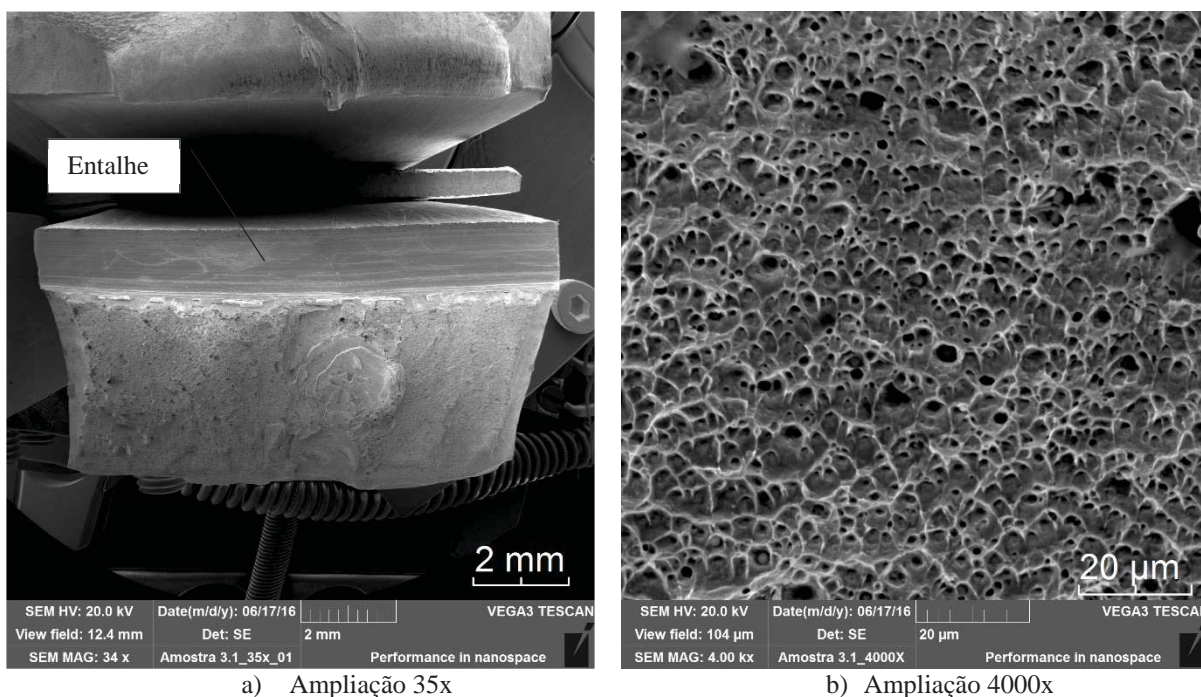


b) Ampliação 4000x

Fonte: O Autor

Nas fraturas das amostras da condição 3 (Figura 84), também houve a formação de *dimples*, caracterizando uma fratura dúctil, porém, neste caso, o tamanho dos *dimples* é menor do que os encontrados nas condições 1 e 2 e o seu formato é parabólico, característico de fratura dúctil resultante de uma carga cisalhante (CASAS, HENKE e NOVICKI, 2009). As diferenças no formato e tamanho dos *dimples* da condição 3 em relação às condições 1 e 2 condiz com os valores de energia absorvidas no ensaio, que foi em torno de 10 J menor para a condição 3.

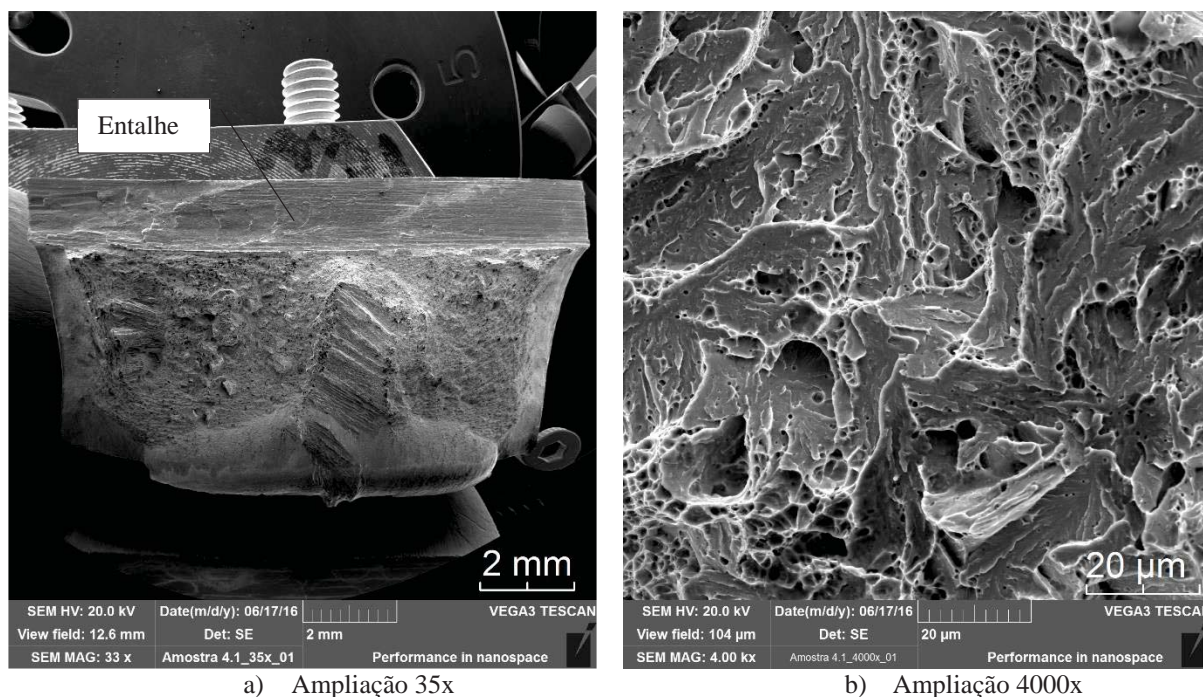
Figura 84: Análise fractográfica de Charpy condição 3



Fonte: O Autor

A condição 4, conforme Figura 85 (b), apresentou uma fratura com a presença de planos de clivagem e regiões com a formação de *dimples* (regiões brancas), característica do modo de fratura chamado quase-clivagem (WANG, LU, *et al.*, 2010). O mecanismo de fratura desta condição é frágil, e corresponde aos baixos valores de energia absorvida no ensaio de Charpy.

Figura 85: Análise fractográfica de Charpy condição 4



Fonte: O Autor

As fractografia dos corpos de prova de Charpy confirmaram a diferença entre as condições de estudo, apresentando diferentes mecanismos de fratura para os diferentes valores de energia absorvidas. A diferença mais evidente é a mudança de um mecanismo de fratura totalmente dúctil na condição 1 para uma fratura frágil, apresentando uma quase-clivagem, na condição 4, sendo que a única diferença entre estas duas condições de estudo é a realização ou não do tratamento térmico após a soldagem.

5 CONCLUSÕES

Ao final do trabalho, conclui-se que a condição 1 apresentou os melhores resultados, sendo a mais adequada para a aplicação na fabricação de rotores de turbinas, seguida pelas condições 2 e 3. Já a aplicação da condição 4 é inviável da maneira como foi proposta neste estudo pois o tratamento térmico após a soldagem é fundamental para garantir um adequado desempenho mecânico das juntas soldadas do aço CA6NM por meio do processo GMAW. A presença de ferrita δ com formação na região bifásica não afetou diretamente os resultados nos ensaios mecânicos, sendo necessário um estudo específico para avaliar o efeito desta nas condições propostas.

Em relação aos objetivos específicos do trabalho pode-se concluir que:

1. Por intermédio dos ensaios metalográficos foi possível identificar a formação de ferrita δ no campo bifásico e comprovar o refino dos grãos nos passes de raiz e intermediário em função do revenimento causado pelos passes subsequentes, sendo que este refino é benéfico para as propriedades mecânicas da junta soldada;
2. A análise do perfil de microdureza comprovou o aumento da dureza na região da ZTA de todas as amostras, assim como uma dureza no metal de adição semelhante ao material de base nas condições 1, 2 e 3, comprovando a eficiência do tratamento térmico e o revenimento entre passes;
3. Nos ensaios de tração, constatou-se que a condição 1 de estudo apresentou melhores resultados, pois nenhuma das amostras rompeu na região da solda. Conclui-se, também, que em função da ausência do tratamento térmico após a soldagem, a condição 4 apresentou baixos percentuais de alongamento e elevada dispersão dos resultados;
4. Os ensaios de dobramento lateral à solda apresentaram resultados satisfatórios para as condições 1,2 e 3, porém o resultado obtido para a condição 4 não atende aos requisitos de qualificação conforma a norma ASME IX QW-163;
5. Os resultados obtidos para os ensaios de fadiga revelam que a qualidade do material fundido pode interferir significativamente na vida em fadiga das condições estudadas. Também se constatou que todas as amostras atingiram o número de ciclos mínimo para

as condições severas de trabalho. Os resultados da condição 4, confirmam os resultados do ensaio de tração e indicam a influência da falta do tratamento térmico após soldagem, pois houve amostras que fraturam na região da solda;

6. Os valores de energia e modos de fratura obtidos no ensaio Charpy confirmaram a diferença entre as condições de estudo, apresentando diferentes mecanismos de fratura. A diferença mais evidente é a mudança de um mecanismo de fratura totalmente dúctil na condição 1, para uma fratura frágil na condição 4, apresentando uma quase-clivagem, sendo que a única diferença entre estas duas condições de estudo é a realização ou não do tratamento térmico após a soldagem.

Sendo assim, conclui-se que os objetivos do trabalho foram alcançados e que este trabalho contribui significativamente para o aprimoramento do processo de soldagem de rotores de turbinas Francis fabricados com o aço ASTM 743 CA-6NM.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar um estudo comparando os efeitos microestruturais para diferentes temperaturas de interpasse para as condições 01 e 03 do presente estudo, buscando utilizar uma temperatura de interpasse menor que possibilite eliminar a formação de ferrita δ e melhorar os resultados para o ensaio de tenacidade à fratura.
- Análise das tensões residuais finais do processo de soldagem para as condições de estudo do presente estudo.
- Estudo da tenacidade ao impacto de uma junta com chanfro em “K”, possibilitando uma ZTA homogênea onde pode ser realizado o entalhe para o ensaio, utilizando os parâmetros das condições 01, 02 e 03 do presente trabalho para a realização do estudo.
- Realizar a avaliação da tenacidade à fratura por meio do método CTOD para as condições 01, 02 e 03 do presente trabalho.
- Caracterizar as falhas do material fundido e avaliar o ciclo de fundição e tratamento térmico dos componentes do rotor.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Metals Handbook, Volume 9**;, Metallography and Microstructures, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Metals Handbook, Volume 12**;, Fractography., 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Metals Handbook, Volume 15**;, Casting., 1998.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME VIII**;, Rules for Construction of Pressure Vessels. Divisão 01., 2013.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME IX Boiler and Pressure Vesel Code**;, Divisão IX Welding, Brasing, and Fusing Qualifications., 2013.

AMERICAN STANDARD FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E466-96**: , Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, 1996.

AMERICAN STANDARD FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384-99**;, Standard test method for microindentation hardness of materials., 1999.

AMERICAN STANDARD FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E23-01**. , Standard Teste Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials., 2001.

AMERICAN STANDARD FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 743/A 743M – 06**;, Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion., 2006.

BILMES, P. D.; SOLARI, M.; LLORENTE, C. L. Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr–NiMo martensitic steel weld metals. **Materials Characterization**, v. 46, n. 4, p. 285-296, 2001.

CALLISTER JR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução**. Rio de Janeiro - RJ: LTC, 2012.

CARROUGE, D.; BHADESHIA, H. K. D. H.; WOOLLIN, P. Microstructural change in high temperature heat-affected zone of low carbon weldable '13% Cr' martensitic stainless steels. **Stainless Steel World(The Netherlands)**, v. 14, p. 16-17, 2002.

CARROUGE, D.; BHADESHIA, H. K. D. H.; WOOLLIN, P. Effect of δ -ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 5, p. 377-389, 2004.

CASAS, W. J. P.; HENKE, S. L.; NOVICKI, N. Fracture toughness of CA6NM alloy, quenched and tempered, and of its welded joint without PWHT. **Welding International**, v. 23, n. 3, p. 166-172, 2009.

DE ENERGIA ELÉTRICA DO BRASIL. Atlas. Agência Nacional de Energia Elétrica. **Brasília: Aneel**, 2008.

DE PAULA, L. C. A. **Propriedades mecânicas de tração e impacto dos aços inoxidáveis CA15 e CA6NM**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de São Carlos, UFSCar. São Carlos, São Paulo, Brasil. 2007.

DE PESQUISA ENERGÉTICA, EPE-EMPRESA. Plano nacional de energia 2030. **Rio de Janeiro: EPE**, 2007. p. 1970-2010.

ENERHAUG, J.; STEINSMO, U. M. Factors affecting initiation of pitting corrosion in super martensitic stainless steel weldments. **Science and Technology of Welding & Joining**, v. 6, n. 5, p. 330-338, 2001.

FERNANDES, M. A.; MARIANO, N. A.; MARINHO, D. H. C. Avaliação da Soldagem pelo Processo MIG em Aço Inoxidável Martensítico. **19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMat**, Campos do Jordão, SP, Brasil, 2010. 5437-5444.

GONÇALVES, B. H. B. **Estudo Comparativo da Resistência à Erosão por Cavitação do Metal de Solda Depositado por um Arame Tubular Tipo 13% Cr-4% Ni-0, 4% Mo e do Aço Fundido ASTM A 743 CA-6NM**. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica: Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil. 2007.

GOUVEIA, R. R. et al. Interpass temperature influence on the microstructure, impact toughness and fatigue crack propagation in ASTM A743-CA6NM GTAW welded joints. **Soldagem & Inspeção**, v. 18, n. 2, p. 127-137, 2013.

HENKE, S. L. **Efeito da soldagem plasma pulsada na microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável supermartensítico**. Tese de Doutorado. Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, UFPR. Curitiba, Paraná, Brasil. 2010.

HUTH, H.-J. **Fatigue design of hydraulic turbine runners**. Tese de Doutorado. Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and Technology. Thronheim, Norway. 2005.

JOHN, L.; DAMIAN, J. K. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Hobohen, New Jersey: Wiley Interscience, 2005.

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas, Processos**. Porto Alegre - RS: UFRGS, 1996.

MACINTYRE, A. J. **Máquinas motrizes hidráulicas**. [S.l.]: Guanabara Dois, 1983.

NOVICKI, N. et al. Fratura dúctil ou frágil em uniões soldadas sem TTPS. **Jornadas SAM / CONAMET / Simposio Materia**, p. 07-25, 2003.

PADILHA, Â. F. **Aços inoxidáveis austeníticos**. [S.l.]: Hemus, 2004.

PUKASIEWICZ, A. G. M. et al. Influence of plasma remelting on the microstructure of Fe-Mn-Cr-Si arc thermal spray coating deposited on ASTM A743-CA6NM stainless steel. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 1, p. 65-75, 2012.

SMITH, W. F. **Princípios de ciência e engenharia de materiais**. [S.l.]: McGraw-Hill, 1998.

STEEL FOUNDERS SOCIETY OF AMERICA. **Handbook, Steel Casting Supplement 8:**, High Alloy Data Sheets Corrosion Series, 2004.

STROHAECKER, T. R. **Mecânica da Fratura**. Porto Alegre - RS: UFRGS, 2010.

STROHAECKER, T. R. et al. **Fadiga e Análise de Falha**. Porto Alegre - RS: UFRGS, 2010.

TRUDEL, A.; LÉVESQUE, M.; BROCHU, M. Microstructural effects on the fatigue crack growth resistance of a stainless steel CA6NM weld. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 115, p. 60-72, 2014.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem - Processos e Metalurgia**. 4^a. ed. São Paulo - SP: Edgard Blücher, 2004.

WANG, P. et al. Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 13, p. 3210-3216, 2010.

APÊNDICE

Figura 86: Conferência dos parâmetros de soldagem registrados pelo aparelho de solda



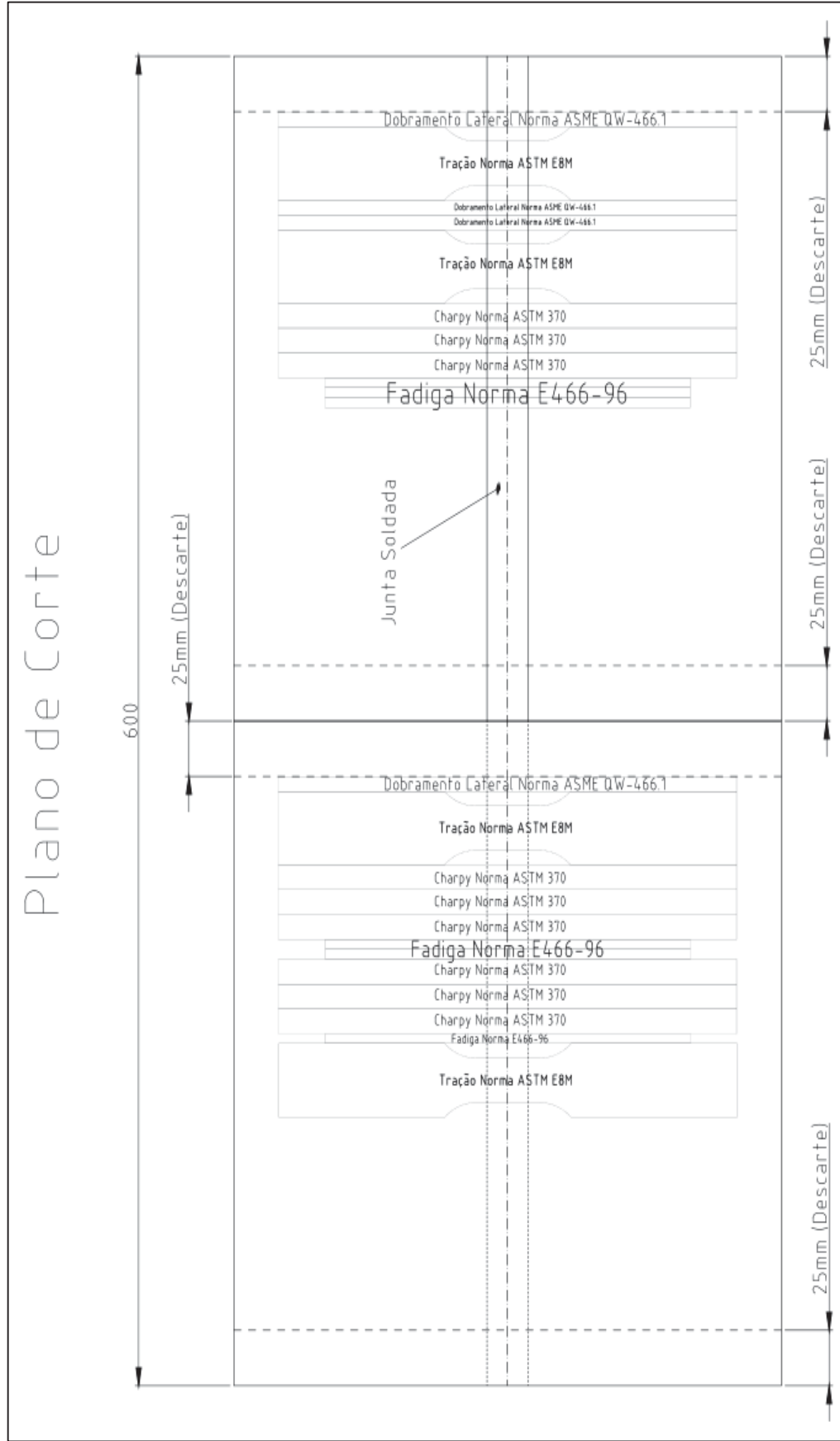
Fonte: O Autor

Figura 87: Certificado de calibração do medidor de corrente e tensão



Fonte: O Autor

Figura 88: Plano de corte dos corpos de prova



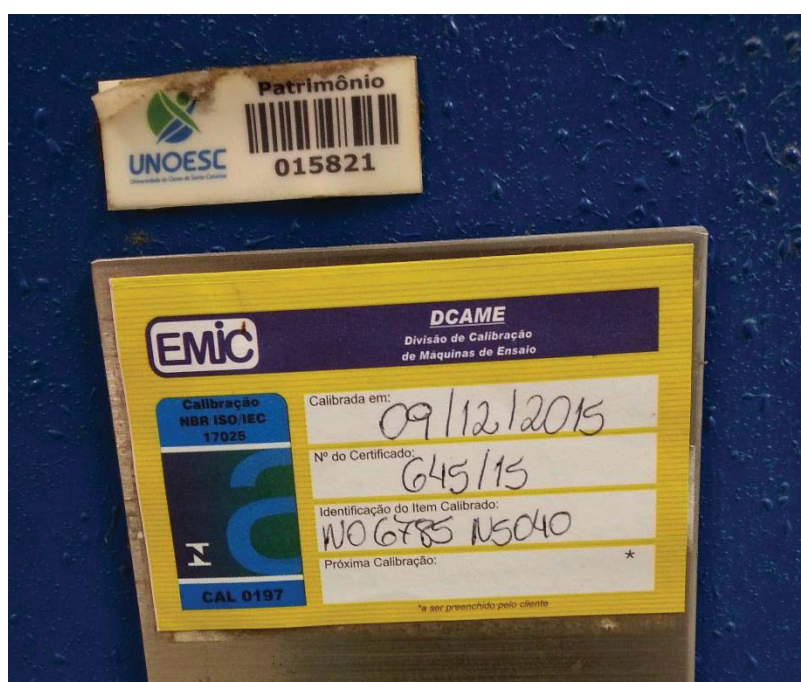
Fonte: O Autor

Figura 89: Máquina universal de ensaios da UNOESC Joaçaba/SC, utilizada para os ensaios de tração



Fonte: O Autor

Figura 90: Certificado de calibração da máquina de ensaios universal da UNOESC Joaçaba/SC



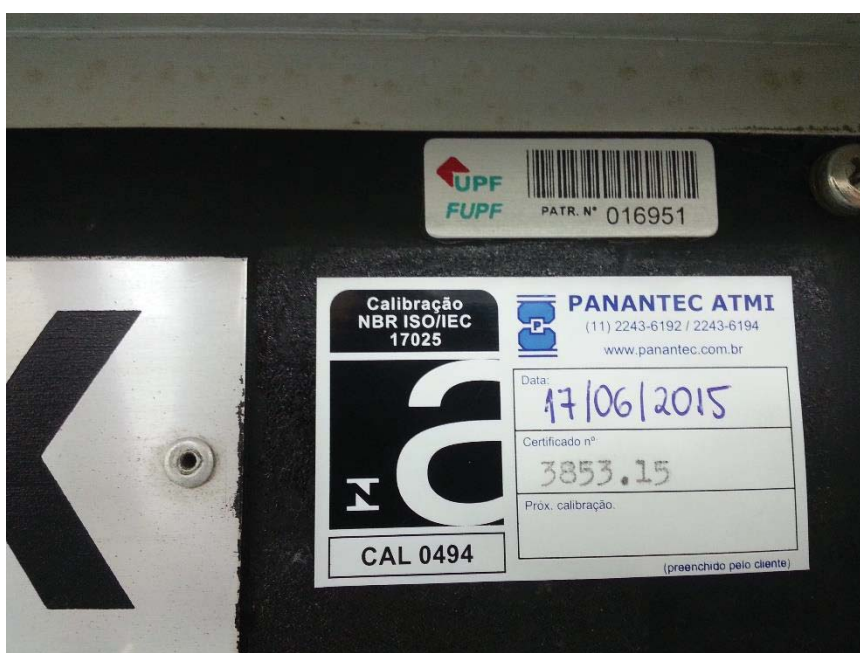
Fonte: O Autor

Figura 91: Máquina de ensaios universal da UPF/Passo Fundo utilizada para os ensaios de dobramento lateral à solda



Fonte: O Autor

Figura 92: Certificado de calibração da máquina de ensaios universal da UPF/Passo Fundo



Fonte: O Autor

Figura 93: Máquina de ensaio de tenacidade ao impacto da UPF/Passo Fundo



Fonte: O Autor

Figura 94: Certificado de calibração da máquina de ensaio de tenacidade ao impacto da UPF/Passo Fundo



Fonte: O Autor

Figura 95: Análise estatística do ensaio de tração para a tensão de escoamento

Tukey Pairwise Comparisons			
Grouping Information Using the Tukey Method and 95% Confidence			
Amostra	N	Mean	Grouping
CP3	3	852,1	A
CP4	3	834,5	A B
CP1	3	788,2	A B
CP2	3	769,6	B
Means that do not share a letter are significantly different.			
Tukey Simultaneous 95% CIs			

Fonte: O Autor

Figura 96: Análise estatística do: ensaio de tração para a tensão máxima

Tukey Pairwise Comparisons			
Grouping Information Using the Tukey Method and 95% Confidence			
Amostra	N	Mean	Grouping
CP3	3	951,8	A
CP4	3	947,5	A
CP1	3	897,0	A
CP2	3	890,4	A
Means that do not share a letter are significantly different.			
Tukey Simultaneous 95% CIs			

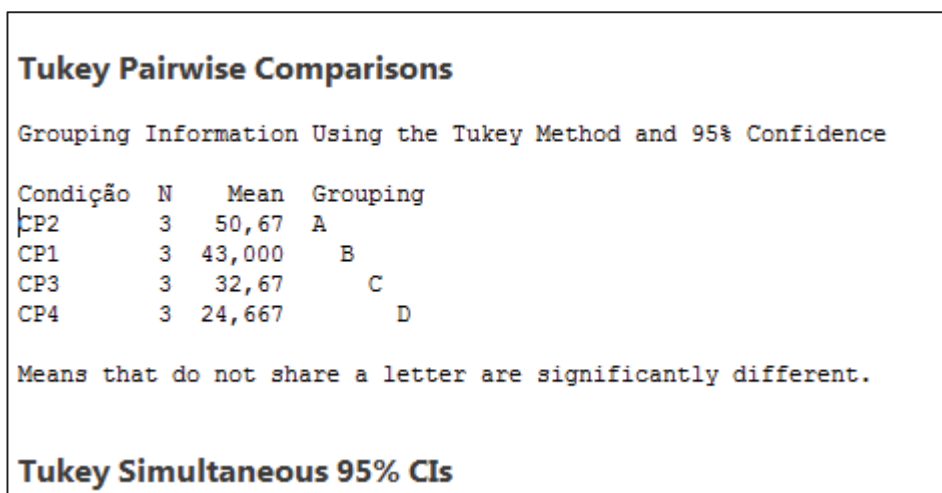
Fonte: O Autor

Figura 97: Análise estatística do ensaio de tração para o alongamento

Tukey Pairwise Comparisons			
Grouping Information Using the Tukey Method and 95% Confidence			
Amostra	N	Mean	Grouping
CP1	3	13,423	A
CP3	3	11,970	A
CP4	3	8,30	A
CP2	3	8,140	A
Means that do not share a letter are significantly different.			
Tukey Simultaneous 95% CIs			

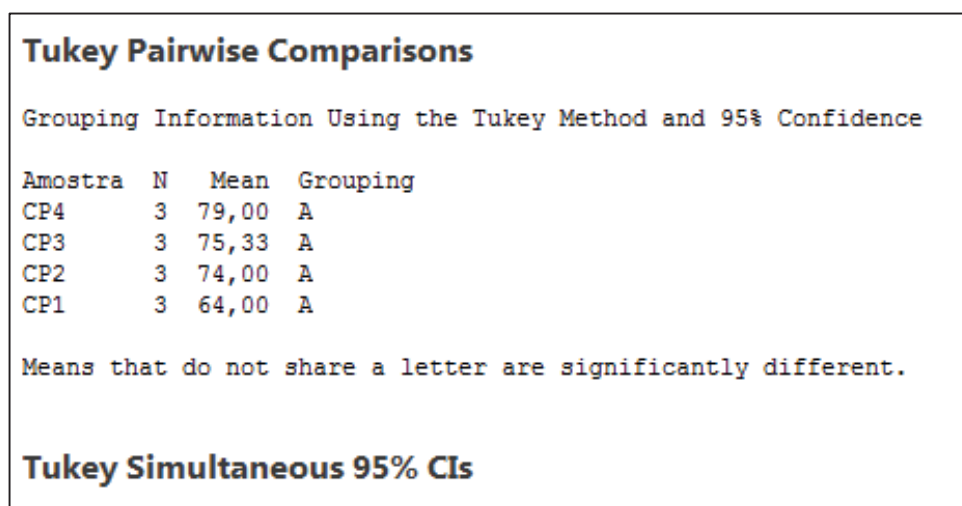
Fonte: O Autor

Figura 98: Análise estatística do ensaio de tenacidade ao impacto com entalhe no centro da solda



Fonte: O Autor

Figura 99: Análise estatística do ensaio de tenacidade ao impacto com entalhe na ZTA



Fonte: O Autor

Figura 100: Análise estatística do ensaio de fadiga

One-way ANOVA: N° Ciclos versus Condição

Method

Null hypothesis All means are equal
 Alternative hypothesis At least one mean is different
 Significance level $\alpha = 0,05$

Equal variances were assumed for the analysis.

Factor Information

Factor	Levels	Values
Condição	4	CP1; CP2; CP3; CP4

Analysis of Variance

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Condição	3	4,57632E+11	1,52544E+11	2,44	0,094
Error	20	1,25074E+12	62537227555		
Total	23	1,70838E+12			

Model Summary

S	R-sq	R-sq(adj)	R-sq(pred)
250074	26,79%	15,81%	0,00%

Means

Condição	N	Mean	StDev	95% CI
CP1	6	666609	239002	(453647; 879570)
CP2	6	610287	161944	(397326; 823248)
CP3	6	957256	104702	(744294; 1170217)

Tukey Pairwise Comparisons

Grouping Information Using the Tukey Method and 95% Confidence


Condição	N	Mean	Grouping
CP3	6	957256	A
CP1	6	666609	A
CP4	6	648613	A
CP2	6	610287	A

Means that do not share a letter are significantly different.

Tukey Simultaneous 95% CIs

ANEXOS

A.1 Certificado do fornecedor do material de base fundido

	Certificado: 9604 <i>Report Number</i>	Data de impressão: 23/10/2015 <i>Date</i>										
	Página 1 de 2 <i>Page</i>											
Relatório de fornecimento de fundidos <i>Casting Report</i>												
Cliente: FUNDAÇÃO UNIVERSIDADE DO OESTE DE SANTA <i>Client</i>	Número do pedido do cliente: 003694 <i>Order number</i>											
Código da peça: 300mmx150mmx18 mm <i>Part number</i>	Total de peças do lote: 30 <i>Batch total quantity</i>											
Código do ferramental: 300mmx150mmx18 mm <i>Pattern number</i>	Normas: : <i>Standards</i>											
Descrição da peça: PLACA <i>Part description</i>	Processos especiais: <i>Special procedures</i>											
Material: ASTMA 743 Gr CA6NM <i>Material</i>	Qualidade superficial: Inspeção visual aprovada conforme MSS SP55 <i>Superficial quality</i>											
Número do lote: 1 F: 2 <i>Batch number</i>	Observações: Temperatura de vazamento: 1603°C; <i>Comments</i> Moldagem com areia de sílica ligada com resina Fenol-Uretânica.											
Número da corrida: 42745 <i>Heat number</i>												
Ordem de produção: 81733 <i>Production order</i>												
Composição química <i>Chemical Composition</i>												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni				
Resultado <i>Results</i>	0,040%	0,850%	0,770%	0,025%	0,001%	13,650%	0,570%	3,990%				
Resultado: <i>Results</i>	APROVADO / APPROVED											
Observações: <i>Comments</i>												
Equipamento: Spectrometro por emissão óptica, SpectromaXx/Spectrolab <i>Equipment: Optical Emissor Spectrometry, SpectromaXx/Spectrolab</i>												

Tratamento térmico*Heat treatment*

Normalização	7347
Revenido Água	7364

Teste de dureza*Hardness test*

Tipo: <i>Type</i>	Brinell bancada (HB)
Valor encontrado: <i>Founded value</i>	285

Acearia Frederico Missner S.A. - Fundição de aço e ferro nodular sob encomenda

Rodovia SC - 414 - Vila do Salto - BR89115-000 - Luís Alves - SC - Brasil

Telefone/fax: +55 47 3377-8700 - E-mail: comercial@afm.com.br

www.afm.com.br



Certificado: 9604

Report Number

Data de impressão: 23/10/2015

Date

Página 2 de 2

*Page***Ensaio de tração***Tensile test*

Padrões <i>Requeriments</i>	LIM. RESISTÊNCIA (MPa) <i>Tensile strength</i>	LIM. ESCOAMENTO (MPa) <i>Yield strength</i>	ALONGAMENTO (%) <i>Elongation</i>	ESTRÍCÇÃO (%) <i>Necking</i>
Mínimo <i>Minimum</i>	755	550	15	35
Máximo <i>Maximum</i>				
Nº ensaio <i>Test number</i>	7556	810	23	61

Resultado: **APROVADO / APPROVED***Results*Observação: **CP retirado da PLACA***Comments*

Tipo de amostra: ASTM A370-12a, Fig. 4(d=12,5;g=50mm)

Sample type: ASTM A370-12a, Fig. 4(d=12,5;g=50mm)

Equipamento: Máquina universal de ensaios Emic ®, 300KN

*Equipment: Universal machine tests Emic ®, 300KN***Ensaio de impacto***Impact test*

TEMPERATURA °C <i>Temperature</i>	0	ENERGIA MÍNIMA(J) <i>Minimum energy</i>		ENERGIA MÉDIA MIN(J) <i>Minimum average energy</i>	
--------------------------------------	---	--	--	---	--

Nº ensaio

Test number

Amostra 1 (J)

First sample

Amostra 2 (J)

Second sample

Amostra 3 (J)

Third sample

Média (J)

Average

837

90

88

92

90

Resultado: **APROVADO / APPROVED***Results*Observação: **Ensaio adicional realizado a -20°C, resultado: 66, 86 e 78J, média: 77J. Ensaio nº 839***Comments*

Tipo de amostra: ASTM A370 - 12a, Fig. 11a, Notch V

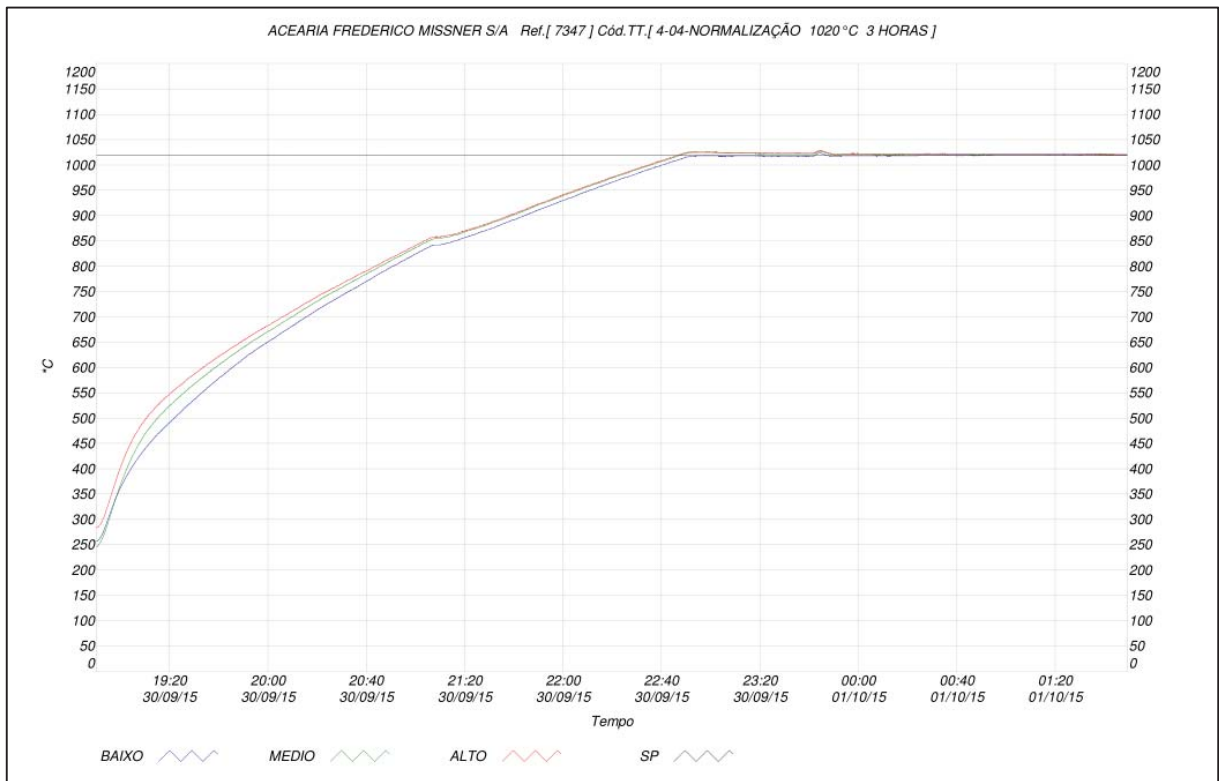
Sample type: ASTM A370 - 12a, Fig. 11a, Notch V

Equipamento: Pantec ®, Pan 300

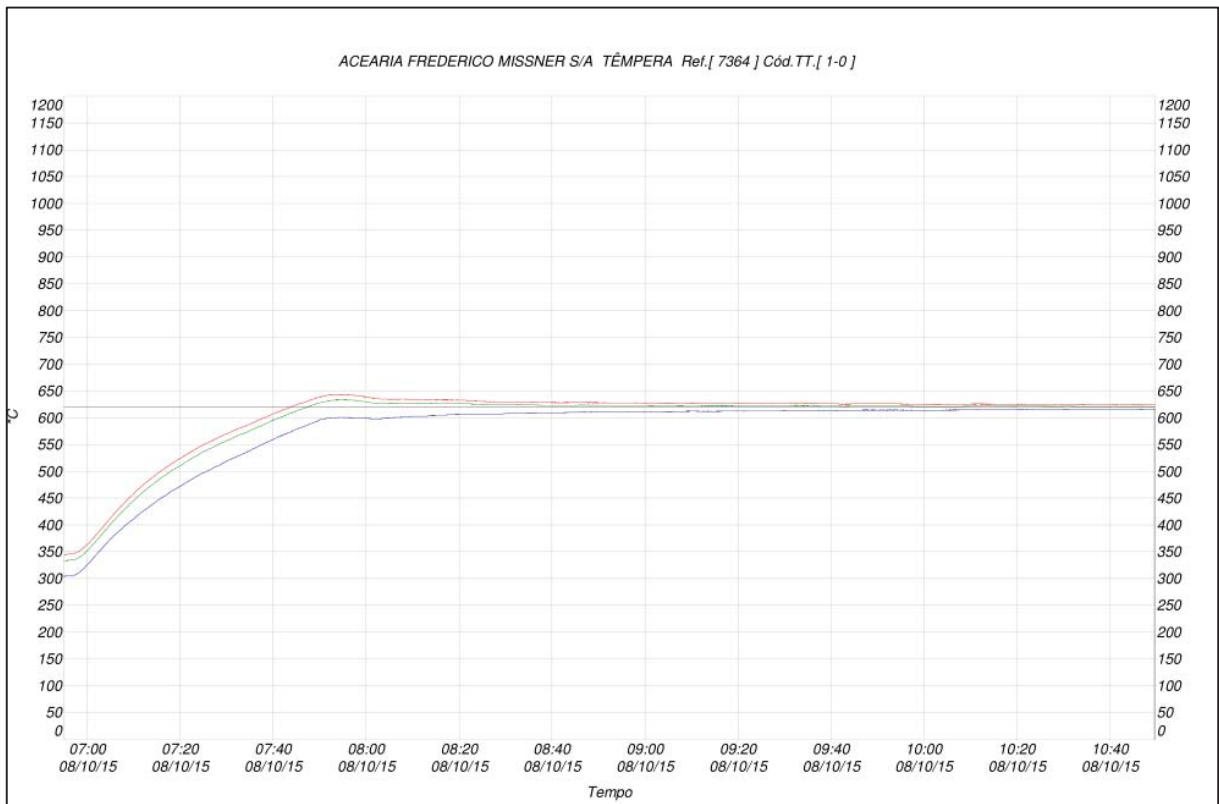
Equipment: Pantec ®, Pan 300

Ensaio não destrutivo <i>Non destructive inspection</i>						
ULTRASSOM <i>Ultrasonic</i>	P. MAGNÉTICAS <i>Magnetic particles</i>					
20215/15	30146/15					
<hr/>		<hr/>		<hr/>		
CONTROLE DA QUALIDADE <i>Quality Control</i>		LABORATORISTA <i>Inspector</i>		INSPETOR DO CLIENTE <i>Client Inspector</i>		
<hr/>						
Acearia Frederico Missner S.A. - Fundição de aço e ferro nodular sob encomenda Rodovia SC - 414 - Vila do Salto - BR89115-000 - Luis Alves - SC - Brasil Telefone/fax: +55 47 3377-8700 - E-mail: comercial@afm.com.br www.afm.com.br						

A.2 Gráfico do tratamento térmico de têmpera realizado pelo fornecedor do material de base



A.3 Gráfico do tratamento térmico de revenimento realizado pelo fornecedor do material de base



A.4 Relatório de ensaio de partículas magnéticas do material de base realizado pelo fornecedor do material fundido

	ANEXO 93-IT 49-1 RELATÓRIO DE ENSAIO DE PARTÍCULAS MAGNÉTICAS <i>MAGNETIC PARTICLE REPORT / INFORME DE PARTÍCULAS MAGNÉTICAS</i>	RELATÓRIO Nº	30146/15
		PÁG.	1 de 1
		DATA	15/10/2015

TIPO DE INSPEÇÃO		EN 10204 3.1			
Cliente <i>Client / Cliente</i>	UNOESC	Ordem de compra: <i>Purchase order / Pedido nº:</i>	3694		
Descrição <i>Description/descrip.</i>	PLACA	Código <i>part number/cód.</i>	300mmx 150mmx 18mm		
Desenho <i>Drawing /Deseno</i>		Lote e número <i>Batch/Lote</i>	L 1		
Norma de Referência <i>Standard / Norma</i>	ASTM A 903	Procedimento <i>Procedure/Instr.</i>	IT 67	Material <i>Material</i>	ASTMA 743 Gr CA6NM
Critério de aceitação <i>Acceptance criteria / Norma de aceptación</i>	N 3	Condição da Superfície <i>Surface condition / Cond. de la superficie</i>	JATEADA		
EQUIPAMENTOS E MATERIAIS UTILIZADOS <i>REQUIRED EQUIPMENTS AND MATERIALS / EQUIPOS Y</i>					
Técnica de Magnetização <i>Magnetization Technique</i>	Eletrodo	Corrente (A) <i>Current</i>	CONTINUA / 900 AMPERES		
Equipamento <i>Equipment / Equipo</i>	P1500, Magnaflux	Método <i>Method</i>	Úmida, Fluorescente		
Partículas Magnéticas <i>Magnetic Particles/ PM</i>	SEF 600 - SERV END	Lote <i>Batch / Lote</i>	150115		

Descontinuidades Identificadas / Discontinuities

Rastreabilidade <i>Traceability/trazabilidad</i>	Tipo da indicação <i>Type of indication/indicación</i>	Região <i>Region</i>	Dimensão (mm)	Laudo <i>Appraisal/Informe</i>	OBS. <i>Notes/Nota</i>
				Aprovado/Aprr.	27 PEÇAS

DESMAGNETIZAÇÃO DESMAGNETIZATION/DESMAGNETIZACIÓN SIM/YES/SÍ () NÃO/NO (X)

CROQUI *SKETCH / CROQUIS*



ANDERSON DA CUNHA
INSPECTOR/ INSPECTOR

LUIS CARLOS REICHERT
CONTROLE DA QUALIDADE/QUALITY CONTROL

CLIENTE / CLIENT

Acearia Frederico Missner S.A. - Fundação de peças em aço e ferro nodular sob encomenda
Rodovia SC 414, Vila do Salto, Luis Alves/SC; Fone: (47)33778700; Site: www.afm.com.br

Revisão: 05
25/8/2014

A.5 Relatório de ensaio de ultrassom do material de base realizado pelo fornecedor do material fundido

	ANEXO 93-IT 49-1		RELATÓRIO Nº	20215/15
	RELATÓRIO DE ENSAIO DE ULTRA-SOM		PÁG.	1 de 1
	ULTRASONIC REPORT / INFORME DE ULTRASONIDOS		DATA	15/10/2015

Cliente <i>Client / Cliente</i>	UNOESC	Ordem de compra: <i>Purchase order / Pedido nº:</i>	3694
Descrição <i>Description/descrip.</i>	PLACA	Código <i>part number/cód.</i>	300mmx 150mmx18 mm
Desenho <i>Drawing /Deseno</i>		Lote e número <i>Batch/Lote</i>	L 1
Norma de Referência <i>Standard / Norma</i>	ASTM A 609	Material <i>Material / Material</i>	ASTMA 743 Gr CA6NM
Critério de aceitação <i>Acceptance criteria / Norma de aceptación</i>	N 2	Procedimento <i>Procedure / Instrucción</i>	IT-49
Bloco de Calibração <i>Calibration Block / Bloque de calibración</i>	ACC.ASTM A 609	Condição da Superfície <i>Surface condition / Cond. de la superficie</i>	LIXADO
Equipamento <i>Equipment / Equipo</i>	SIUI CTS-9005	Acoplante <i>Couplant / Acoplamiento</i>	METIL CELULOSE


Cabeçotes <i>Transducer / Cabezal</i>	SE	NOR	45°	60°	Nº Série	Âng. Nom.	Âng Real	GP(DB)	PT(DB)	GV(DB)
MSEB4S	X				67259			52	0	58

Descontinuidades Identificadas / Discontinuities

Cabeçote <i>Transducer/Cabezal</i>	Peça <i>Part</i>	Região <i>Region</i>	Área (cm²) <i>Area</i>	Prof.(cm) <i>Depth/Prof.</i>	Laudo <i>Appraisal/Informe</i>	OBS. <i>Notes</i>
					APROVADO	27 PEÇAS

CROQUI SKETCH / CROQUIS




JOSÉ PEREIRA
 INSPETOR / INSPECTOR
José Pereira




LUIS CARLOS REICHERT
 CONTROLE DA QUALIDADE / QUALITY CONTROL

CLIENTE / CLIENT

AFM - Acelaria Frederico Missner S.A. - Fundação de peças em aço e ferro nodular sob encomenda
 Rodovia SC 414, Vila do Salto, Luis Alves/SC; Fone: (47)33778700; Site: www.afm.com.br

Revisão: 05
 25/8/2014

A.7 Certificado do metal de adição austenítico ER 309L (Si)

		voestalpine Böhler Welding Soldas do Brasil Ltda Rua Arnaldo Magalhães nº 371 04591-060 - São Paulo - SP Tel: (11) 5694-8377 - Fax: (11) 5631-4682 E-mail: info.welding@voestalpine.com Site: www.voestalpine.com/welding											
HIDRAULICA INDUSTRIAL S.A. INDUSTRIA E COMERCIO R FRANCISCO SCHATZ 880 89600-000 JOACABA Brasil		CERTIFICADO DA QUALIDADE Certificate Schedule F conforme / as per : ASME/AWS A5.01 No. : No. : 2015-000131438-1-900001-004 Rev. 0 Pagina / Page : 1 / 1											
Pedido No	PO no.	093445.	de / of 31.08.2015										
Ordem de Produção	Order no.	1005278843											
Fatura	Delivery note/pos./splitt	2005315297/000010/900001	de / of 01.09.2015										
Produto	Product	Arame Sólido (MIG) / GMAW wire electrode	254589										
Designação da Marca	Trade name	BÖHLER ER 309L (Si)	58248010										
Classificação	Standard designation	AWS A5.9/5.9M ER309LSi	0054										
Dimensão	Dimension	1,2 mm											
Corrida	Heat no.	1507248											
Quantidade	Quantity	300,0 KG											
Análise Química % do produto		Chemical composition in % of the product											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	EFN				
0,023	0,860	1,530	0,020	0,008	23,790	0,048	12,040	0,027	8,300				
Lugar / Town		Data / Date		Representante da Qualidade Autorizado / Authorized representative									
Sao Paulo		16.12.2015		Impresso por computador, válido sem assinatura This certificate was issued by DP-equipment and does not require signature.									
										 ONE STEP AHEAD.			

A.8 Certificado do metal de adição martensítico ER 410 NiMo

 Weld-inox Soldas Especiais		CERTIFICADO DE QUALIDADE QUALITY CERTIFICATE							
Certificado No. Report No. 014661		Nota Fiscal No. Invoice No. 69251							
Cliente / Customer HIDRAULICA INDUSTRIAL S/A		Código / Customer Code 84.584.994/0001-20 SC 003803		Pedido do Cliente / Customer Order					
Material / Material ARAME WI. M 410 NI MO		Diâmetro / Size 01,20mm		Código do material / Material Code 3.01.045					
				Corrida / Heat No. 142/2015					
Especificação / Specification AWS A5.9/A5.9M-ER410NiMo ASME II P C ED2013 SFA5.9/A5.9M ER410NiMo		Quantidade / Weight 150,0000		Unidade / Unit KG					
				O.P. / Our Order 2015					
				Data Fabricação / Manufac Date 07/02/2015					
ANÁLISE QUÍMICA (%) / CHEMICAL ANALYSIS (%)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	
0,015	0,440	0,500	0,017	0,011	12,220	4,280	0,530	0,080	
PROPRIEDADES MECÂNICAS / MECHANICAL PROPERTIES									
Resistência à Tração (MPa) / Tensile Strength (MPa)		Limite Escoamento (MPa) / Yield Strength (MPa)		Alongamento (%) / Elongation (%)		Resistência ao Impacto (J) / Impact Test (J)		Dureza / Hardness	
750,000		500,000		15,000					
OUTRAS PROPRIEDADES FÍSICAS / OTHER PHYSICAL PROPERTIES									
Radiografia / Radiographic Test			Teste de Filete / Fillet Test			No: Ferrita / Ferrite No.			
Observações / Observations									
TRATAMENTO TÉRMICO 595°C à 620°C (1 hora)									
Certificamos que o material foi produzido de acordo com suas normas de satisfazendo o requerido. We hereby certify that the material described has been produced accordingly with the specification above, satisfying the requirements. O material foi produzido conforme norma ISO 9001:2008. The material has been produced in accordance with ISO 9001:2008. Este certificado é emitido eletronicamente e é válido sem assinatura. This certificate is issued electronically and it is valid without signature. Reclamações técnicas serão aceitas no máximo até 90 dias após a data do fornecimento. Devoluções somente serão aceitas após consulta e autorização do departamento técnico. Technical complaints will be accepted until 90 days after the date of delivery. Sales returns will be accepted only after approval from technical department.									
Diadema, 26 de outubro de 2015.		 HISA Grupo WEG RASTREABILIDADE DE MATERIAIS DATA: 28/10/15 O.C.: 096100 DESENHO: PC: Arame Solda Estoque				 SÓCIO www.fundabring.org.br			
Rua Teyupã - Jd. Inamar - Diadema - SP - Brasil - CEP 09970-340 - PABX (11) 4059-9944 - Fax: (11) 4059-9933 Internet: www.weldinox.com.br - E-mail: weldinox@weldinox.com.br									

A.9 Certificado do líquido penetrante

METAL-CHEK**CERTIFICADO DE CONFORMIDADE NÚMERO: 201405773**

Produto: Metal-Chek VP 30 (5 L) LP visível lavável a água

Tipo/Forma:	II
Método:	A
Nível de Sensibilidade:	2

Lote:	17804
Data de Fabricação:	23/04/2014
Data de Validade:	30/04/2016

Normas de Referência:

PETROBRAS N 2370; PETROBRAS N 1596; AMS 2644; ASME Seção V - Art. 6; JIS Z 2343; ASTM E 1417; ISO 3452-2.

Cliente:

Nota Fiscal No:

Data da Nota Fiscal:

Teste	Requerimento	Resultado
Aparência	Líquido vermelho	Aprovado
Aspersão e recobrimento	Deve apresentar uma camada fina e homogênea	Aprovado
Conjunto de contaminantes (Cl + F)	Cloro + fluor < 1% do resíduo	0,0024 %
Conjunto de contaminantes (Cl- + F-)	Cloreto + fluoreto < 200 ppm	24 ppm
Conjunto de contaminantes (S)	Enxofre < 1% do resíduo	0,0006 %
Conjunto de contaminantes (S)	Enxofre < 200 ppm	6 ppm
Cor do penetrante	Vermelho / violeta	Aprovado
Corrosividade	Não deve apresentar sinais de deterioração	Aprovado
Estabilidade de estocagem	Dois anos, temperatura de 5 a 40°C	Aprovado
Fornecimento/acondicionamento	Embalagem adequada ao manuseio e transporte	Aprovado
Integridade da embalagem	Não deve apresentar amassamento / vazamento	Aprovado
Molhabilidade	Homogêneo, sem retrações ou formação de gotas descobrindo a área aplicada	Aprovado
Odor	Glicólico	Aprovado
Ponto de fulgor	> 93°C (método ASTM D93)	115 °C
Removibilidade	Não deve haver resíduo	Aprovado
Rótulo	Vide Tabela 01 - N 2370	Aprovado
Sensibilidade LP	Padrão 30µm (JIS Z 2343)	Aprovado
Tolerância à água	> 5%	17 %
Toxidez	Vide rótulo / dados de segurança	Aprovado
Unidade de compra	Embalado + ficha de emergência, quando aplicável	Aprovado
Viscosidade	7,40 ± 0,74 cSt a 38 ± 3 °C (método ASTM D 445)	7,55 cSt

Bragança Paulista, 24 de setembro de 2014

METALCHEK

Milton Ribeiro da Silva
Laboratório/Controle da Qualidade
CRQ IV 04467733


Este documento é gerado eletronicamente
não necessitando ser assinado.

Metal-Chek do Brasil Ind e Com Ltda
CNPJ 50.892.934/0001-53
qualidade@metalchek.com.br

A.10 Certificado do líquido revelador do ensaio de líquido penetrante

<h1>METAL-CHEK</h1>														
CERTIFICADO DE CONFORMIDADE NÚMERO: 201509496														
Produto: Metal-Chek D 70 propelente hidrocarboneto (Hi) Revelador nao aquoso														
<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td style="width: 60%;">Tipo/Forma:</td> <td>d, e</td> </tr> <tr> <td>Método:</td> <td>N.A</td> </tr> <tr> <td>Nível de Sensibilidade:</td> <td>N.A</td> </tr> </table>	Tipo/Forma:	d, e	Método:	N.A	Nível de Sensibilidade:	N.A	<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td style="width: 60%;">Lote:</td> <td>21035</td> </tr> <tr> <td>Data de Fabricação:</td> <td>31/08/2015</td> </tr> <tr> <td>Data de Validade:</td> <td>31/08/2017</td> </tr> </table>		Lote:	21035	Data de Fabricação:	31/08/2015	Data de Validade:	31/08/2017
Tipo/Forma:	d, e													
Método:	N.A													
Nível de Sensibilidade:	N.A													
Lote:	21035													
Data de Fabricação:	31/08/2015													
Data de Validade:	31/08/2017													
Normas de Referência:														
PETROBRAS N 2370; PETROBRAS N 1596; AMS 2644; ASME Seção V - Art. 6; JIS Z 2343; ASTM E 1417; ISO 3452-2.														
Cliente: Hidraulica Indl SA Ind e Com														
Nota Fiscal No: 47708		Data da Nota Fiscal: 14/09/2015												
Teste	Requerimento	Resultado												
Aparência	Líquido branco, homogêneo quando disperso	Aprovado												
Odor	Alcoólico	Aprovado												
Fornecimento/acondicionamento	Embalagem adequada ao manuseio e transporte	Aprovado												
Rótulo	Vide Tabela 01 - N 2370	Aprovado												
Unidade de compra	Aerossol + ficha de emergência	Aprovado												
Toxidez	Vide rótulo / dados de segurança	Aprovado												
Corrosividade	Não deve apresentar sinais de deterioração	Aprovado												
Conjunto de contaminantes (Cl + F)	Cloro + fluor < 1% do resíduo	0,0002 %												
Conjunto de contaminantes (S)	Enxofre < 1% do resíduo	0,0021 %												
Conjunto de contaminantes (Cl + F-)	Cloreto + fluoreto < 200 ppm	02 ppm												
Conjunto de contaminantes (S)	Enxofre < 200 ppm	21 ppm												
Estabilidade de estocagem	Dois anos, temperatura de 5 a 40°C	Aprovado												
Removibilidade	Não deve haver resíduo	Aprovado												
Estanqueidade de válvula	Após 24 h, não deve liberar mais do que 2,5 mL de gás	Aprovado												
Cor do revelador	Branco, quando agitado	Aprovado												
Contraste do revelador	Contraste de fundo igual ou superior ao revelador de referência	Aprovado												
Aspersão e recobrimento	Deve apresentar cobertura uniforme, sem grumos ou respingos	Aprovado												
Integridade da embalagem	Não deve apresentar amassamento / vazamento	Aprovado												
Redispersabilidade	Deve suspender prontamente quando agitado	Aprovado												
Pressão interna	5,0 ± 0,5 kgf/cm ²	5,4 kgf/cm ²												
Bragança Paulista, 14 de setembro de 2015														
METALCHEK														
Fernando Dias Laboratório/Controle da Qualidade CRQ IV 04155443		Este documento é gerado eletronicamente não necessitando ser assinado.												
<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <tr> <td style="text-align: center;">HISA Grupo WEG</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">RASTREABILIDADE DE MATERIAIS</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">DATA: 18/09/15</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">O.C.: 93987</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">DESENHO: CCU 222</td> </tr> <tr> <td style="text-align: center;">PC: Metal Chek D70</td> </tr> </table>			HISA Grupo WEG	RASTREABILIDADE DE MATERIAIS	DATA: 18/09/15	O.C.: 93987	DESENHO: CCU 222	PC: Metal Chek D70						
HISA Grupo WEG														
RASTREABILIDADE DE MATERIAIS														
DATA: 18/09/15														
O.C.: 93987														
DESENHO: CCU 222														
PC: Metal Chek D70														
Metal-Chek do Brasil Ind e Com Ltda CNPJ 50.892.934/0001-53 atendimento@metalchek.com.br														

A.11 Certificado do líquido para o ensaio de partículas magnéticas



CERTIFICADO DE CONFORMIDADE NÚMERO: 201509429

Produto: Supermagna SRW 222 O propelente DYMEL 134A (E) Aerossol PM via umida vermelha

Tipo/Forma: N.A Método: U Nível de Sensibilidade: N.A	Lote: 20966 Data de Fabricação: 17/08/2015 Data de Validade: 31/08/2017
--	--

Normas de Referência:

ASME Seção V - Art. 7; PETROBRAS N 1598; ASTM E 709; AMS 3043; ASTM E 1444.

Cliente: Hidraulica Indl SA Ind e Com

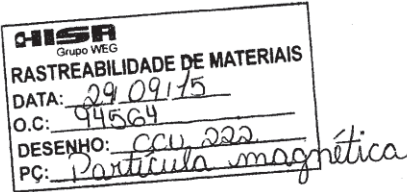
Nota Fiscal No: 47895 **Data da Nota Fiscal:** 24/09/2015

Teste	Requerimento	Resultado
Fornecimento/acondicionamento	Embalagem adequada ao manuseio e transporte	Aprovado
Unidade de compra	Aerossol + ficha de emergência	Aprovado
Toxidez	Vide rótulo / dados de segurança	Aprovado
Corrosividade	Não deve apresentar sinais de deterioração	Aprovado
Estabilidade de estocagem	Dois anos, temperatura de 5 a 40°C	Aprovado
Estanqueidade de válvula	Após 24 h, não deve liberar mais do que 2,5 mL de gás	Aprovado
Contaminação	Não deve apresentar material estranho	Aprovado
Cor (ensaio por PM)	Vermelha sob luz branca	Aprovado
Grânulometria	Passar no mínimo 98% na malha 325	98 %
Concentração	Deposição de 1,2 a 2,4 mL em tubo decantador de 100 mL do banho pronto	1,8 mL
Durabilidade mecânica	Deve manter as mesmas características após o ensaio	Aprovado
Integridade da embalagem	Não deve apresentar amassamento / vazamento	Aprovado
Sensibilidade PM	6° furo em Anel de Ketos com 2500 A (corrente contínua)	Aprovado
Pressão interna	5,0 ± 0,5 kgf/cm ²	5,5 kgf/cm ²

Bragança Paulista, 24 de setembro de 2015
 METALCHEK

Fernando Dias
 Laboratório/Controle da Qualidade
 CRQ IV 04155443

Este documento é gerado eletronicamente
 não necessitando ser assinado.



Metal-Chek do Brasil Ind e Com Ltda
 CNPJ 50.892.934/0001-53
 atendimento@metalchek.com.br

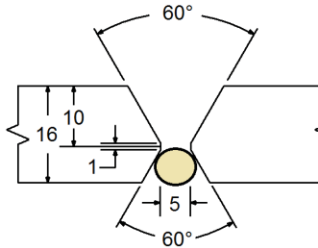
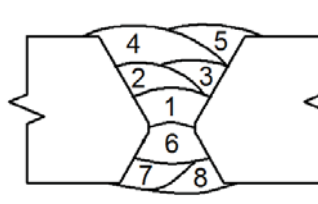
A.12 Relatório de acompanhamento do processo de soldagem da condição 1, fornecido pelo inspetor de solda nível II

RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS)										RAS Nº: CP 001	
										DATA: 03/12/15	
										FL. Nº: 01 / 01	
EMPRESA: HISA - MESTRADO SAMUEL					NORMA DE QUALIFICAÇÃO: ASME IX - 2013						
CORPO DE PROVA Nº: CP 001			TIPO DE ENSAIO / TESTE: TESTE COM ALIVIO DE TENSÕES								
METAL DE BASE: ASTM A 743 Tp CA6NM			DIÂMETRO: N/A		ESPESSURA: 16,0 mm		CERTIFICADO Nº: XXXXXX				
USO DE COBRE-JUNT COM			MATERIAL: CERAMICO				OUTROS: N/A				
GOIVAGEM DA RAIZ: SIM			MÉTODO DE GOIVAGEM: ESMERILHAMENTO				OUTROS: N/A				
PROCESSO DE SOLDAGEM: MIG - GMAW						TIPO: SEMI-AUTOMATICO					
TIPO DE JUNTA: TOPO "X"			POSIÇÃO DE TESTE: 1G			PROGRESSÃO DA SOLDAGEM: N/A					
METAL DE ADIÇÃO		CLASSE AWS: ER 309LSi ER 410NiMo			DIÂMETRO (mm): 1,2 mm		CORRIDA Nº: 1507248 142/2015				
ESPECIFICAÇÃO: AWS A5.9			MARCA COMERCIAL / FABRICANTE: BOEHLER ER 309L (Si) W.M 410 NiMo								
CORRENTE DE SOLDAGEM			TIPO DE CORRENTE / POLARIDADE: CONTINUA CC+			MODO DE TRANSFERÊNCIA: SPRAY					
GAS DE PROTEÇÃO			TIPO DE GÁS NA TOCH: WHITE MARTINS, STARGOLD PREMIUM ASME II PARTE C 5.32 - CLASS SG AC-8				VAZÃO DE GÁS NA TOCHA: 15L/MIN				
VAZÃO DE GÁS NA RAIZ: N/A								N/A			
DISTÂNCIA DO BICO / PEÇA: 20 mm			DIÂMETRO DO BOCAL: 16 mm			OSCILAÇÃO MÁXIMA: N/A					
PREPARAÇÃO DA JUNTA: USINAGEM			LIMPEZA DA JUNTA: ESM./ESCOV.			LARGURA MÁX. DO PASSE: 14 mm					
NOME DO SOLDADOR: JEFFERSON LOPES DE ANDRADE					DOCUMENTO Nº: RG. 4488474			SINETE Nº: S-20			
PASSE Nº	METAL DE ADIÇÃO CLASSIFICAÇÃO AWS	DIAM. (mm)	POLARIDADE (DCEP)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	TEMP. (C°)	TEMPO (S)	COMPRIM. (mm)	ENERGIA (KJ/mm)	CROQUÊ DA JUNTA	
1	ER 309LSi	1,2	CC *	230	27,6	100 ≤ 15	283	608	2,95		
2	R 410 NiMo	1,2	CC *	242	27,5	100 ≤ 15	79	608	1,03		
3	R 410 NiMo	1,2	CC *	250	27,5	100 ≤ 15	133	608	1,45		
4	R 410 NiMo	1,2	CC *	239	27,5	100 ≤ 15	104	608	1,17		
5	R 410 NiMo	1,2	CC *	240	27,4	100 ≤ 15	131	608	1,41		
6	R 410 NiMo	1,2	CC *	244	27,4	100 ≤ 15	100	608	1,08		
7	R 410 NiMo	1,2	CC *	240	27,5	100 ≤ 15	76	608	1,05		
8	R 410 NiMo	1,2	CC *	240	27,4	100 ≤ 15	100	608	1,35		
										CROQUÊ DOS PASSES	
LAUDO DE ENSAIO VISUAL			NOTAS			ESC - ESCOAMENTO ESM - ESMERILHAMENTO N/A - NÃO APLICÁVEL			Cronometro - CR 05 Cert. K000901/2015 Calibre de solda CS 13 - Cert. Nº K000928/20 Paquímetro PAQ01 - Cert. Nº K000927/2015 Alicate Amperi RD 11 - Cert. Nº J03207/2015 TRENA - TRE 12 - Cert. J021382/2015		
<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO											

A.13 Relatório de acompanhamento do processo de soldagem da condição 2, fornecido pelo inspetor de solda nível II

		RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS)				RAS Nº:				
						CP 002				
						DATA: 03/12/15				
				FL Nº:						
				01 / 01						
EMPRESA: HISA - MESTRADO SAMUEL			NORMA DE QUALIFICAÇÃO: ASME IX - 2013							
CORPO DE PROVA Nº CP 003		TIPO DE ENSAIO / TESTE: TESTE COM AMANTEIGAMENTO E ALIVIO DE TENSÕES								
METAL DE BASE: ASTM A 743 Tp CA6NM		DIÂMETRO: N/A	ESPESSURA: 16,0 mm		CERTIFICADO Nº: XXXXXX					
USO DE COBRE-JUNT COM		MATERIAL: CERAMICO			OUTROS: N/A					
GOIVAGEM DA RAIZ: SIM		MÉTODO DE GOIVAGEM: ESMERILHAMENTO			OUTROS: N/A					
PROCESSO DE SOLDAGEM: MIG - GMAW				TIPO: SEMI-AUTOMATICO						
TIPO DE JUNTA: TOPO "X"		POSIÇÃO DE TESTE: 1G		PROGRESSÃO DA SOLDAGEM: N/A						
METAL DE ADIÇÃO		CLASSE AWS: ER 309LSi		DIÂMETRO (mm): 1,2 mm		CORRIDA Nº: 1507248				
		ER 410NiMo				142/2015				
		ESPECIFICAÇÃO: AWS A5.9		MARCA COMERCIAL / FABRICANTE: WI.M 410 NIMO						
CORRENTE DE SOLDAGEM		TIPO DE CORRENTE / POLARIDADE: CONTINUA CC+			MODO DE TRANSFERÊNCIA: SPRAY					
GAS DE PROTEÇÃO		TIPO DE GÁS NA TOCH: WHITE MARTINS, STARGOLD PREMIUM			VAZÃO DE GÁS NA TOCHA: 15L/MIN					
		ASME II PARTE C 5.32 - CLASS SG AC-8								
		VAZÃO DE GÁS NA RAIZ: N/A			N/A					
DISTÂNCIA DO BICO / PEÇA: 20 mm		DIÂMETRO DO BOCAL: 16 mm		OSCILAÇÃO MÁXIMA: N/A						
PREPARAÇÃO DA JUNTA: USINAGEM		LIMPEZA DA JUNTA: ESM./ESCOV.		LARGURA MÁX. DO PASSE: 14 mm						
NOME DO SOLDADOR: JEFFERSON LOPES DE ANDRADE			DOCUMENTO Nº: RG. 4488474		SINETE Nº: S-20					
PASSE Nº	METAL DE ADIÇÃO		CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS			TEMP. (C°)	TEMPO (S)	COMPRIM. (mm)	ENERGIA (KJ/mm)	<p>CROQUÍ DA JUNTA</p> <p>Cotas em (mm)</p> <p>CROQUÍ DOS PASSES DE AMANTEIGAMENTO</p> <p>Cotas em (mm)</p> <p>CROQUÍ DOS PASSES DE TODOS OS PASSES</p> <p>COTAS EM (mm)</p> <p>Cronometro - CR 05 Cert. K000901/2015 Calibre de solda CS 13 - Cert. Nº K000928/20 Paquímetro PAQ01 - Cert. Nº K000927/2015 Alicate Amperi RD 11 - Cert. Nº J03207/2015 TRENA - TRE 12 - Cert. J021382/2015</p>
	CLASSIFICAÇÃO AWS	DIÂM. (mm)	POLARIDADE (DCEP)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)					
1	ER 309LSi	1,2	CC +	140	23,6	100 ≤ 15	132	608	0,72	
2	ER 309LSi	1,2	CC +	140	23,8	100 ≤ 15	133	608	0,73	
3	ER 309LSi	1,2	CC +	141	23,5	100 ≤ 15	106	608	0,58	
4	ER 309LSi	1,2	CC +	140	23,6	100 ≤ 15	108	608	0,59	
5	ER 309LSi	1,2	CC +	132	23,4	100 ≤ 15	110	608	0,56	
6	ER 309LSi	1,2	CC +	135	23,6	100 ≤ 15	109	608	0,57	
7	R 410 NiMo	1,2	CC +	215	27,5	100 ≤ 15	149	608	1,45	
8	R 410 NiMo	1,2	CC +	232	27,3	100 ≤ 15	127	608	1,32	
9	R 410 NiMo	1,2	CC +	232	27,3	100 ≤ 15	67	608	0,70	
10	R 410 NiMo	1,2	CC +	236	27,4	100 ≤ 15	78	608	0,83	
11	R 410 NiMo	1,2	CC +	240	27,4	100 ≤ 15	93	608	1,01	
12	R 410 NiMo	1,2	CC +	240	27,5	100 ≤ 15	109	608	1,18	
13	R 410 NiMo	1,2	CC +	241	27,4	100 ≤ 15	101	608	1,10	
14	R 410 NiMo	1,2	CC +	240	27,4	100 ≤ 15	81	608	0,88	
15	R 410 NiMo	1,2	CC +	239	27,4	100 ≤ 15	94	608	1,01	
STARGOLD PREMIUM , 92%Ar+8%CO2										
LAUDO DE ENSAIO VISUAL			ESC - ESCOAMENTO ESM - ESMERILHAMENTO N/A - NÃO APLICÁVEL							
<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO										
NOTAS										

A.14 Relatório de acompanhamento do processo de soldagem da condição 3, fornecido pelo inspetor de solda nível II

RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS)		RAS Nº:								
		CP 003								
		DATA:								
		03/12/15								
		FL Nº:								
		01 / 01								
EMPRESA: HISA - MESTRADO SAMUEL		NORMA DE QUALIFICAÇÃO: ASME IX - 2013								
CORPO DE PROVA Nº: CP 003	TIPO DE ENSAIO / TESTE: TESTE com ALIVIO DE TENSÕES									
METAL DE BASE: ASTM A 743 Tp CA6NM	DIÂMETRO: N/A	ESPESSURA: 16,0 mm	CERTIFICADO Nº: XXXXXX							
USO DE COBRE-JUNT COM	MATERIAL: CERAMICO		OUTROS: N/A							
GOIVAGEM DA RAIZ: SIM	MÉTODO DE GOIVAGEM: ESMERILHAMENTO		OUTROS: N/A							
PROCESSO DE SOLDAGEM: MIG - GMAW			TIPO: SEMI-AUTOMATICO							
TIPO DE JUNTA: TOPO "X"	POSIÇÃO DE TESTE: 1G		PROGRESSÃO DA SOLDAGEM: N/A							
METAL DE ADIÇÃO	CLASSE AWS: ER 410NiMo	DIÂMETRO (mm): 1,2 mm	CORRIDA Nº: 142/2015							
	ESPECIFICAÇÃO: AWS A5.9	MARCA COMERCIAL / FABRICANTE: WI.M 410 NIMO								
CORRENTE DE SOLDAGEM	TIPO DE CORRENTE / POLARIDADE: CONTINUA CC+		MODO DE TRANSFERÊNCIA: SPRAY							
GÁS DE PROTEÇÃO	TIPO DE GÁS NA TOCH: WHITE MARTINS, STARGOLD PREMIUM ASME II PARTE C 5.32 - CLASS SG AC-8		VAZÃO DE GÁS NA TOCHA: 15L/MIN							
	VAZÃO DE GÁS NA RAIZ: N/A		N/A							
DISTÂNCIA DO BICO / PEÇA: 20 mm	DIÂMETRO DO BOCAL: 16 mm	OSCILAÇÃO MÁXIMA: N/A								
PREPARAÇÃO DA JUNTA: USINAGEM	LIMPEZA DA JUNTA: ESM./ESCOV.	LARGURA MÁX. DO PASSE: 14 mm								
NOME DO SOLDADOR: JEFFERSON LOPES DE ANDRADE		DOCUMENTO Nº: RG. 4488474	SINETE Nº: S-20							
PASSE Nº	METAL DE ADIÇÃO CLASSIFICAÇÃO AWS	DIÂM. (mm)	CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS		TEMP. (C°)	TEMPO (S)	COMPRIM. (mm)	ENERGIA (KJ/mm)	CROQUÍ DA JUNTA 	
1	R 410 NiMo	1,2	CC +	228	26,9	100 ≤ 15	235	608		2,37
2	R 410 NiMo	1,2	CC +	247	27,6	100 ≤ 15	95	608		1,06
3	R 410 NiMo	1,2	CC +	250	27,5	100 ≤ 15	128	608		1,44
4	R 410 NiMo	1,2	CC +	243	27,5	100 ≤ 15	116	608		1,27
5	R 410 NiMo	1,2	CC +	247	27,3	100 ≤ 15	118	608		1,30
6	R 410 NiMo	1,2	CC +	241	27,4	100 ≤ 15	86	608		0,93
7	R 410 NiMo	1,2	CC +	238	27,4	100 ≤ 15	85	608		0,91
8	R 410 NiMo	1,2	CC +	237	27,4	100 ≤ 15	95	608		1,01
CROQUÍ DOS PASSES 										
COTAS EM (mm)										
LAUDO DE ENSAIO VISUAL					NOTAS		Cronometro - CR 05 Cert. K000901/2015 Calibre de solda CS 13 - Cert. Nº K000928/20 Paquímetro PAQ01 - Cert. Nº K000927/2015 Alicate Amperi RD 11 - Cert. Nº J03207/2015 TRENA - TRE 12 - Cert. J021382/2015			
<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO					ESC - ESCOAMENTO ESM - ESMERILHAMENTO N/A - NÃO APLICÁVEL					

A.15 Relatório de acompanhamento do processo de soldagem da condição 4, fornecido pelo inspetor de solda nível II

RELATÓRIO DE ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM DE TESTE DE QUALIFICAÇÃO (RAS)										RAS Nº: CP 004	
										DATA: 03/12/15	
										FL. Nº: 01 / 01	
EMPRESA: HISA - MESTRADO SAMUEL					NORMA DE QUALIFICAÇÃO: ASME IX - 2013						
CORPO DE PROVA Nº CP 0014			TIPO DE ENSAIO / TESTE: TESTE COM ALIVIO DE TENSÕES								
METAL DE BASE: ASTM A 743 Tp CA6NM			DIÂMETRO: N/A		ESPESSURA: 16,0 mm		CERTIFICADO Nº: XXXXXX				
USO DE COBRE-JUNT COM		MATERIAL: CERAMICO			OUTROS: N/A						
GOIVAGEM DA RAIZ: SIM		MÉTODO DE GOIVAGEM: ESMERILHAMENTO			OUTROS: N/A						
PROCESSO DE SOLDAGEM: MIG - GMAW					TIPO: SEMI-AUTOMATICO						
TIPO DE JUNTA: TOPO "X"			POSIÇÃO DE TESTE: 1G			PROGRESSÃO DA SOLDAGEM: N/A					
METAL DE ADIÇÃO		CLASSE AWS: ER 309LSi ER 410NiMo		DIÂMETRO (mm): 1,2 mm		CORRIDA Nº: 1507248 142/2015					
		ESPECIFICAÇÃO: AWS A5.9		MARCA COMERCIAL / FABRICANTE: BOEHLER ER 309L (Si) W.I.M 410 NIMO							
CORRENTE DE SOLDAGEM		TIPO DE CORRENTE / POLARIDADE: CONTINUA CC+				MODO DE TRANSFERÊNCIA: SPRAY					
GAS DE PROTEÇÃO		TIPO DE GÁS NA TOCH: WHITE MARTINS, STARGOLD PREMIUM ASME II PARTE C 5.32 - CLASS SG AC-8				VAZÃO DE GÁS NA TOCHA: 15L/MIN					
		VAZÃO DE GÁS NA RAIZ: N/A				N/A					
DISTÂNCIA DO BICO / PEÇA: 20 mm			DIÂMETRO DO BOCAL: 16 mm			OSCILAÇÃO MÁXIMA: N/A					
PREPARAÇÃO DA JUNTA: USINAGEM			LIMPEZA DA JUNTA: ESM./ESCOV.			LARGURA MÁX. DO PASSE: 14 mm					
NOME DO SOLDADOR: JEFFERSON LOPES DE ANDRADE					DOCUMENTO Nº: RG. 4488474			SINETE Nº: S-20			
PASSE Nº	METAL DE ADIÇÃO		CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS			TEMP. (C°)	TEMPO (S)	COMPRIM. (mm)	ENERGIA (KJ/mm)	CROQUI DA JUNTA	
	CLASSIFICAÇÃO AWS	DIAM. (mm)	POLARIDADE (DCEP)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)						
1	ER 309LSi	1,2	CC +	230	27,6	100 ≤ 15	283	608	2,95		
2	R 410 NiMo	1,2	CC +	242	27,5	100 ≤ 15	79	608	1,03		
3	R 410 NiMo	1,2	CC +	250	27,5	100 ≤ 15	133	608	1,45		
4	R 410 NiMo	1,2	CC +	239	27,5	100 ≤ 15	104	608	1,17		
5	R 410 NiMo	1,2	CC +	240	27,4	100 ≤ 15	131	608	1,41		
6	R 410 NiMo	1,2	CC +	244	27,4	100 ≤ 15	100	608	1,08		
7	R 410 NiMo	1,2	CC +	240	27,5	100 ≤ 15	76	608	1,05		
8	R 410 NiMo	1,2	CC +	240	27,4	100 ≤ 15	100	608	1,35		
										CROQUI DOS PASSES	
LAUDO DE ENSAIO VISUAL										Cronometro - CR 05 Cert. K000901/2015 Calibre de solda CS 13 - Cert. Nº K000928/20 Paquimetro PAQ.01 - Cert. Nº K000927/2015 Alicates Amperi RD 11 - Cert. Nº J03207/2015 TRENA - TRE 12 - Cert. J021382/2015	
<input checked="" type="checkbox"/> APROVADO <input type="checkbox"/> REPROVADO		NOTAS		ESC - ESCOAMENTO ESM - ESMERILHAMENTO N/A - NÃO APLICÁVEL							

A.16 Parâmetros para o tratamento térmico de recozimento subcrítico dos corpos de prova

HISA Grupo WEG		PARÂMETROS PARA TRATAMENTO TÉRMICO	
DIA		07/12/2015	
Peça	Desenho	Unidade Geradora	Cliente
Pré-Distribuidor	3590-12-00-00	1	Rio Bonito
Obturador	3586-07-09-00	2	Potrero
Corpo do injetor	3569-21-01-00	1/1	La Virgen
Chapas de Teste	-	-	HISA

PARÂMETROS DE ENTRADA (mm)	
ESPESSURA DA PEÇA	178
ESPESSURA DO CORDÃO DE SOLDADA	45

TEMPOS	
TEMPO DE AQUECIMENTO	330
TEMPO DE PATAMAR	120
TEMPO DE RESFRIAMENTO	330

TEMPO TOTAL	
13 HORAS	0 MINUTOS

Tempo de aquecimento 330 min 350°C

620°C

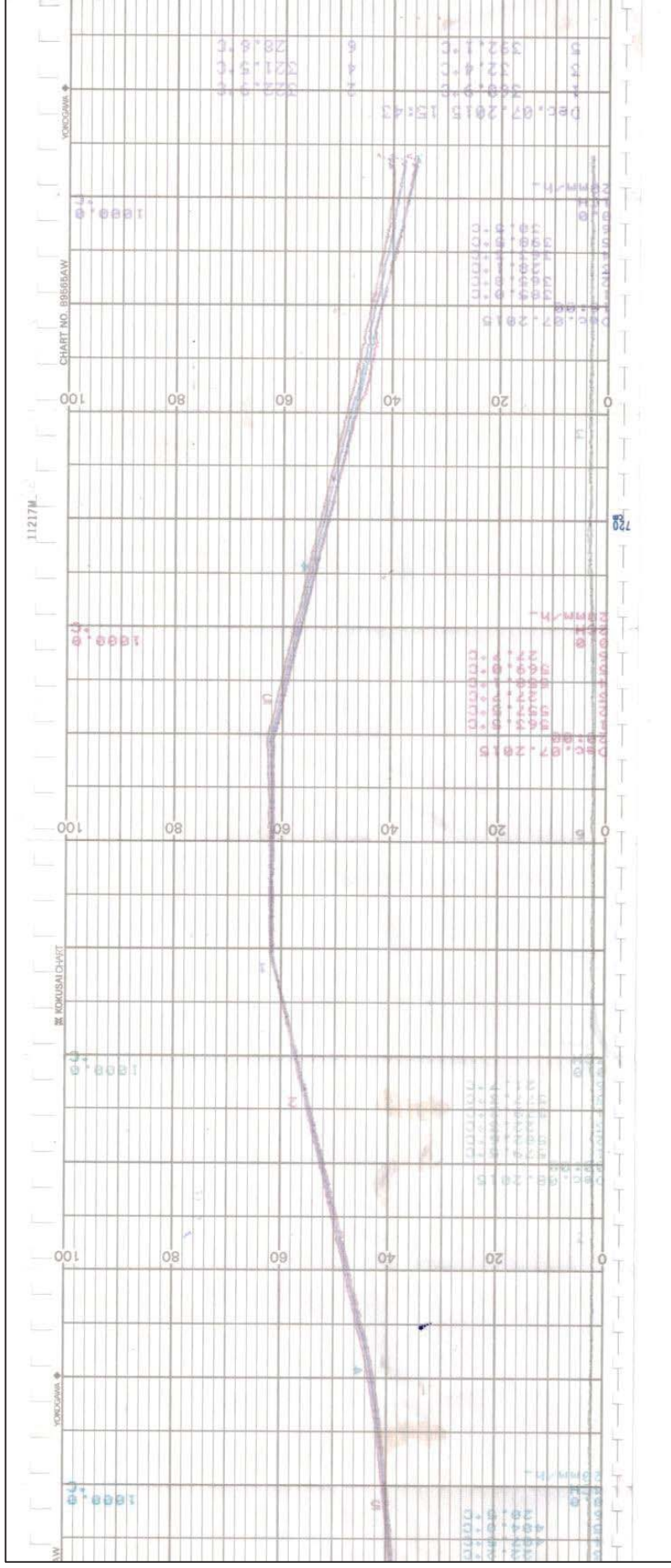
Tempo de Patamar 120 min 620°C

Tempo de resfriamento 330 min 350°C

TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES

Elaborado: Davi Maus		Verificação: Davi Maus		Aprovação:	
Data	07/12/2015	Data	07/12/2015	Data	08/12/2015
Ass.	<i>Davi Maus</i>	Ass.	<i>Davi Maus</i>	Ass.	

A.17 Carta gráfica do tratamento térmico de recozimento subcrítico realizado nos corpos de prova após a soldagem




A.18 Certificado de calibração do controlador de temperatura do forno utilizado para o TTPS

	CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO Nº 03290/2015	Data: 09/12/2015 Hora: 13:10:51		
Pág. 1 de 1				
DADOS DO EQUIPAMENTO DE MEDIÇÃO				
Código JO0151 - Controlador de temperatura digital - (HISA) Cliente Qualidade (WHISA) Marca Novus	Nº Série 11100393 Faixa de medição ... 0 - 1000 °C Modelo N1100			
PROCEDIMENTO E RASTREABILIDADE				
<ul style="list-style-type: none"> • A calibração foi realizada conforme o procedimento interno WEG-TOP-0275 • A calibração foi realizada com os seguintes padrões: 033470 - Calibrador de Temperatura. 				
		Validade: 30/06/2015		
RESULTADOS DA CALIBRAÇÃO				
Faixa de Medição: Tipo K				
SMP (média) (°C)	SMC (média) (°C)	ERRO (°C)	Incerteza (°C)	k
600,0	598	-2	1	2,37
SMP: Sistema de medição Padrão		SMC: Sistema de medição Calibrar		
OBSERVAÇÕES				
Os resultados da calibração, apresentados na tabela de resultados da calibração, aplicam-se somente ao equipamento acima descrito.				
A Incerteza expandida de medição relatada é declarada como incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência k, o qual para uma distribuição t com ν_{eff} graus de liberdade efetivos correspondente a uma probabilidade de abrangência de 95,45 %. A incerteza padrão de medição foi determinada de acordo com o Guia para a Expressão da Incerteza de Medição.				
Este certificado atende aos requisitos da NBR ISO/IEC 17025.				
Data da Calibração: 30/04/2015		Agnaldo Reus Medeiros Rodrigues		
Metrologista: Tiago Costa da Silva		Chefe da Seção de Metrologia		

A.19 Certificado de calibração do controlador de temperatura do forno utilizado para o TTPS dos corpos de prova

	CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO Nº 03289/2015	Data: 09/12/2015 Hora: 13:19:07		
Pág. 1 de 1				
DADOS DO EQUIPAMENTO DE MEDIÇÃO				
Código..... JO0152 - Controlador de temperatura digital - (HISA) Cliente..... Qualidade (WHISA) Marca..... Novus	Nº Série..... 10138536 Faixa de medição... 0 - 1000 °C Modelo..... N1100			
PROCEDIMENTO E RASTREABILIDADE				
<ul style="list-style-type: none"> • A calibração foi realizada conforme o procedimento interno WEG-TOP-0275 • A calibração foi realizada com os seguintes padrões: 033470 - Calibrador de Temperatura. 				
		Validade: 30/06/2015		
RESULTADOS DA CALIBRAÇÃO				
Faixa de Medição: Tipo K				
SMP (média) (°C)	SMC (média) (°C)	ERRO (°C)	Incerteza (°C)	k
600,0	599	-1	1	2,37
SMP: Sistema de medição Padrão		SMC: Sistema de medição Calibrar		
OBSERVAÇÕES				
Os resultados da calibração, apresentados na tabela de resultados da calibração, aplicam-se somente ao equipamento acima descrito.				
A Incerteza expandida de medição relatada é declarada como incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência k, o qual para uma distribuição t com veff graus de liberdade efetivos correspondente a uma probabilidade de abrangência de 95,45 %. A incerteza padrão de medição foi determinada de acordo com o Guia para a Expressão da Incerteza de Medição.				
Este certificado atende aos requisitos da NBR ISO/IEC 17025.				
Data da Calibração: 30/04/2015		Agnaldo Reus Medeiros Rodrigues		
Metrologista: Tiago Costa da Silva		Chefe da Seção de Metrologia		

A.20 Certificado de calibração do registrador gráfico do forno utilizado para o TTPS dos corpos de prova

	CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO Nº 02933/2015	Data: 09/12/2015 Hora: 13:06:35		
Pág. 1 de 2				
DADOS DO EQUIPAMENTO DE MEDIÇÃO				
Código..... 014744 - Registrador gráfico de temperatura - (HISA) Cliente..... Qualidade (WHISA) Marca..... Yokogawa	Nº Série..... S5H310801 Faixa de medição... Modelo..... 436106			
PROCEDIMENTO E RASTREABILIDADE				
<ul style="list-style-type: none"> • A calibração foi realizada conforme o procedimento interno WEG-TOP-0752 • A calibração foi realizada com os seguintes padrões: 021440 - Calibrador de Temperatura. 				
		Validade: 31/08/2015		
RESULTADOS DA CALIBRAÇÃO				
Faixa de Medição: Temperatura (Tipo K) - CH1				
SMP (média) (°C)	SMC (média) (°C)	ERRO (°C)	Incerteza (°C)	k
199,9	199,7	-0,2	0,3	2,00
599,9	599,6	-0,4	0,4	2,00
999,9	999,4	-0,5	0,4	2,01
Faixa de Medição: Temperatura (Tipo K) - CH2				
SMP (média) (°C)	SMC (média) (°C)	ERRO (°C)	Incerteza (°C)	k
199,9	199,9	0,0	0,3	2,00
599,9	599,6	-0,3	0,4	2,00
999,9	999,4	-0,5	0,4	2,00
Faixa de Medição: Temperatura (Tipo K) - CH3				
SMP (média) (°C)	SMC (média) (°C)	ERRO (°C)	Incerteza (°C)	k
199,9	199,9	0,0	0,3	2,00
599,9	599,7	-0,3	0,4	2,00
999,9	999,4	-0,5	0,4	2,00
Faixa de Medição: Temperatura (Tipo K) - CH4				
SMP (média) (°C)	SMC (média) (°C)	ERRO (°C)	Incerteza (°C)	k
199,9	199,9	0,0	0,3	2,00
599,9	599,7	-0,3	0,4	2,00
999,9	999,5	-0,4	0,4	2,00
Faixa de Medição: Temperatura (Tipo K) - CH5				
SMP (média) (°C)	SMC (média) (°C)	ERRO (°C)	Incerteza (°C)	k
199,9	199,9	0,0	0,3	2,00
599,9	599,7	-0,3	0,4	2,00
999,9	999,4	-0,5	0,4	2,00
Faixa de Medição: Temperatura (Tipo K) - CH6				
SMP (média) (°C)	SMC (média) (°C)	ERRO (°C)	Incerteza (°C)	k
199,9	199,9	0,0	0,3	2,00
599,9	599,7	-0,3	0,4	2,00

Este certificado é gerado eletronicamente. Assinaturas não são necessárias para que este documento tenha validade.
Não é permitido a reprodução parcial deste certificado.

Av. Prefeito Waldemar Grubba, 3000 - CEP 89256-900 - JARAGUÁ DO SUL - SANTA CATARINA FONE: (47) 3276-4135 - IE: 253.992.648 CNPJ: 79.670.501/0011-07 E-mail: agnaldor@weg.net

	CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO			Data: 09/12/2015	
	Nº 02933/2015			Hora: 13:06:35	
Pág. 2 de 2					
999,9	999,4	-0,5	0,4	2,00	
SMP: Sistema de medição Padrão			SMC: Sistema de medição Calibrar		
OBSERVAÇÕES					
Os resultados da calibração, apresentados na tabela de resultados da calibração, aplicam-se somente ao equipamento acima descrito.					
A Incerteza expandida de medição relatada é declarada como incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência k, o qual para uma distribuição t com ν_{eff} graus de liberdade efetivos correspondente a uma probabilidade de abrangência de 95,45 %. A incerteza padrão de medição foi determinada de acordo com o Guia para a Expressão da Incerteza de Medição.					
Este certificado atende aos requisitos da NBR ISO/IEC 17025.					
Data da Calibração: 24/04/2015			Agnaldo Reus Medeiros Rodrigues		
Metrologista: Marizete Souza Lopes			Chefe da Seção de Metrologia		